

Исследование структуры и свойств

Физические методы исследования и контроля

УДК 538.915

ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОКАЧЕСТВЕННЫХ СИНТЕТИЧЕСКИХ МОНОКРИСТАЛЛОВ АЛМАЗА, ЛЕГИРОВАННЫХ БОРОМ, И ДИОДОВ ШОТТКИ НА ИХ ОСНОВЕ¹

© В. С. Бормашов², С. А. Тарелкин^{2,3}, С. Г. Буга^{2,3},
А. П. Волков², А. В. Голованов^{2,3}, М. С. Кузнецов²,
Н. В. Корнилов², Д. В. Тетерук², С. А. Терентьев², В. Д. Бланк^{2,3}

Статья поступила 5 октября 2016 г.

Исследованы температурные зависимости удельного сопротивления и коэффициента Холла высококачественных легированных бором синтетических монокристаллов алмаза, выращенных методом высокого давления при повышенной температуре. Концентрация акцепторов в вырезанных путем изменения содержания бора в ростовой смеси (0,0004 – 0,04 % ат.) пластинах ориентации (001) изменялась в диапазоне $2 \cdot 10^{15} - 3 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$. Тонкие прямоугольные пластины с однородным содержанием бора и без протяженных дефектов структуры вырезали лазером после рентгеновской топографии и картирования УФ-люминесценции. Концентрации доноров и акцепторов в образцах рассчитывали из данных эффекта Холла и вольт-фарадных характеристик. Полученные результаты коррелируют с содержанием бора в смеси роста. Минимальный коэффициент компенсации акцепторов донорами (ниже 1 %) наблюдался в кристаллах, выращенных с 0,002 % ат. содержанием бора в ростовой смеси. При увеличении или уменьшении количества бора коэффициент повышался. Выращенные при такой концентрации бора образцы имели максимальную подвижность носителей заряда ($2200 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$ при $T = 300 \text{ К}$ и $7200 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$ при $T = 180 \text{ К}$). Фононное рассеяние дырок доминировало во всем диапазоне температур (180 – 800 К), а рассеяние точечными дефектами (нейтральными и ионизированными атомами примеси) было незначительным. Кристаллы алмаза, выращенные из смеси, содержащей 0,0005 – 0,002 % ат. бора, и имеющие безупречное качество и решеточный механизм рассеяния, могут рассматриваться как образцовый полупроводник.

Ключевые слова: полупроводниковый алмаз; электрические свойства; диод Шоттки.

Синтетические монокристаллы алмаза имеют большие перспективы применения в различных высокотехнологичных устройствах. Кристаллы с совершенной кристаллографической структурой и минимальным содержанием неконтролируемых примесей (тип Па) используют в рентгеновской оптике [1], Рамановских лазерах [2] и мощных импульсных лазерах на свободных электронах в качестве зеркал Брэгга [3]. Легированные акцепторными и донорными приме-

сями полупроводниковые кристаллы алмаза применяют в силовой [4 – 6] и СВЧ-электронике, а также при изготовлении радиационно стойких детекторов ионизирующих излучений [7 – 10] и преобразователей [11, 12].

В настоящее время единственная хорошо регулируемая легирующая примесь в алмазе — бор. Высококачественные монокристаллы (тип Pb) [13] с уровнем легирования бором до 10^{17} см^{-3} демонстрируют высокую Холловскую дырочную подвижность носителей заряда [14], сохраняя при этом теплопроводность и структурное совершенство на уровне беспримесных кристаллов [15]. Традиционно монокристаллы алмаза типа Pb выращивают методами высокого давления при повышенной температуре (НРПТ) [16] и

¹ Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (соглашение № 14.574.21.0074, уникальный идентификатор проекта RFMEFI57414X0074).

² Технологический институт сверхтвердых и новых углеродных материалов, Москва, Россия.

³ Московский физико-технический институт, г. Долгопрудный, Россия.

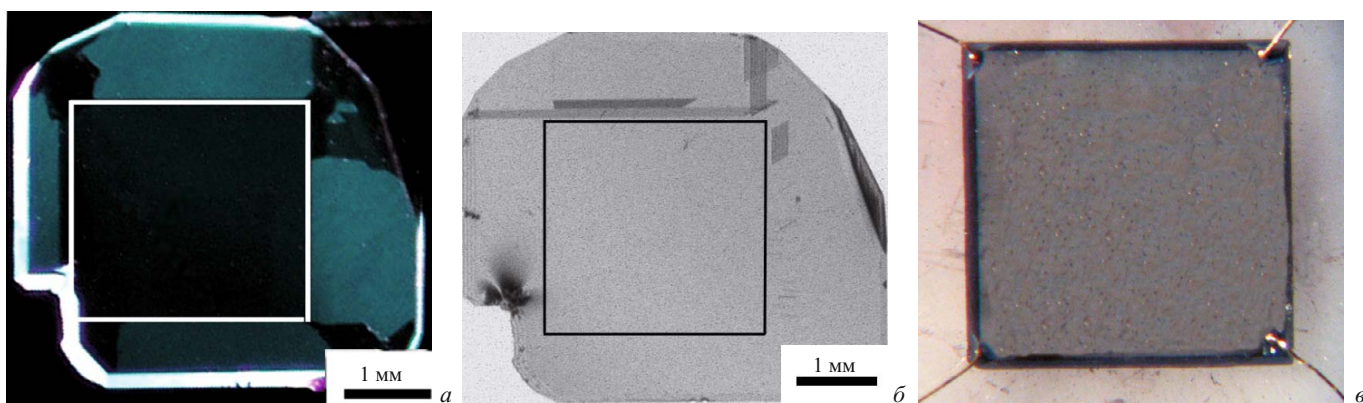


Рис. 1. Изображения фотолуминесценции (а) и рентгеновской топографии (б) алмазной пластины {001}, на основании которых вырезали образец без протяженных дефектов для измерений эффекта Холла (в)

химического осаждения из газовой фазы (CVD). НРНТ-метод обеспечивает рост объемных кристаллов, CVD-метод [17] используют для гомоэпитаксиального роста монокристаллических пленок на монокристаллических подложках высокой чистоты [18]. Качество кристаллов пленок зависит от качества подложки, т.е. получение высококачественных алмазных пленок невозможно без высококачественных объемных кристаллов.

Цель работы — совершенствование НРНТ-метода для роста высококачественных кристаллов алмаза типа Пв и исследование их полупроводниковых свойств.

Кристаллы алмаза с содержанием бора в ростовой смеси (Fe – C – Al – B) 0,0004 – 0,04 % ат. (кристаллы кубооктаэдрического габитуса) выращивали при давлении 5,5 ГПа и температуре около 1700 К методом температурного градиента на затравочных кристаллах [19, 20]. Лазером из них вырезали пластины ориентации {001} толщиной около 150 мкм. Для сравнения использовали образец сильно легированного бором алмаза, выращенный в ростовой смеси с 0,71 % ат. бора и имевший октаэдрический габитус без центрального кубического сектора роста. Пластины полировали с обеих сторон и протравливали химически для удаления поверхностных металлических и органических загрязнений.

Секториальность роста в алмазных пластинах наглядно видна по УФ-люминесценции (рис. 1, а, выделенный центральный кубический сектор). На изображении рентгеновской топографии (рис. 1, б) видно, что на этом участке отсутствуют заметные неоднородности, линейные и плоскостные дефекты — ключевое требование для изготовления образцов, пригодных для электрических измерений по методу Ван-дер-Пау. Типичные размеры образцов составляли $2,5 \times 2,5 \times 0,15$ мм³. Омические контакты Ti – Pt – Au по углам пластин изготавливали методом магнетронного распыления и отжига при $T = 1000$ К (рис. 1, в).

Электрическое сопротивление, концентрацию свободных носителей заряда и их подвижности Холла

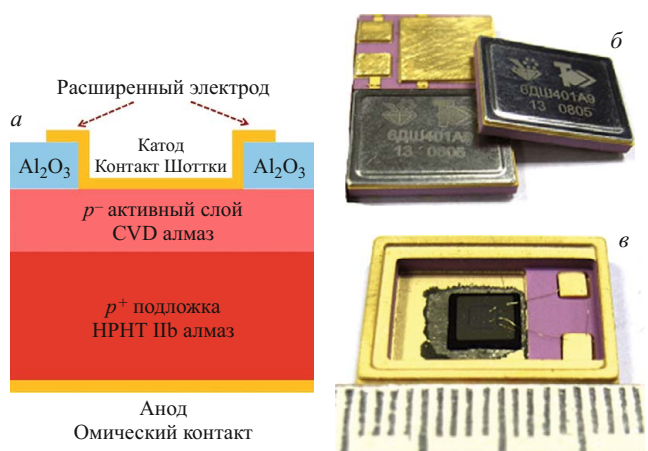


Рис. 2. Схема алмазных диодов Шоттки (а), вид корпусированных диодов (б) и кристалла алмаза в корпусе (в)

определяли методом эффекта Холла по методике Ван-дер-Пау [21] в интервале температур 77 – 800 К на измерительной системе Lakeshore Cryotronics™ 7708, концентрацию нескомпенсированных акцепторов ($N_A - N_D$) и однородность легирования по площади пластин — путем измерения вольт-фарядных характеристик на Keithley 4200-SCS в диапазоне напряжений 0 – 15 В на частотах 10 – 100 кГц. Для этого создали девять круглых контактов Шоттки (платина, $\varnothing 400$ мкм) на одной стороне пластины и омический контакт по всей площади с противоположной стороны. Величину $N_A - N_D$ находили из зависимости электрической емкости от постоянного тока в режиме выпрямления на контактах Шоттки [22].

В дальнейшем пластины без протяженных дефектов с низким значением электрического сопротивления использовали в качестве подложек для гомоэпитаксиального роста среднелегированных бором тонких (3 – 6 мкм) алмазных пленок (CVD-метод с микроволновой плазмой — MPCVD) для создания активного слоя диодов Шоттки (ШБД). Пленки выращивали с использованием лазерного испарения бора в процессе CVD-роста. Концентрацию бора варьировали изменением частоты следования и мощности

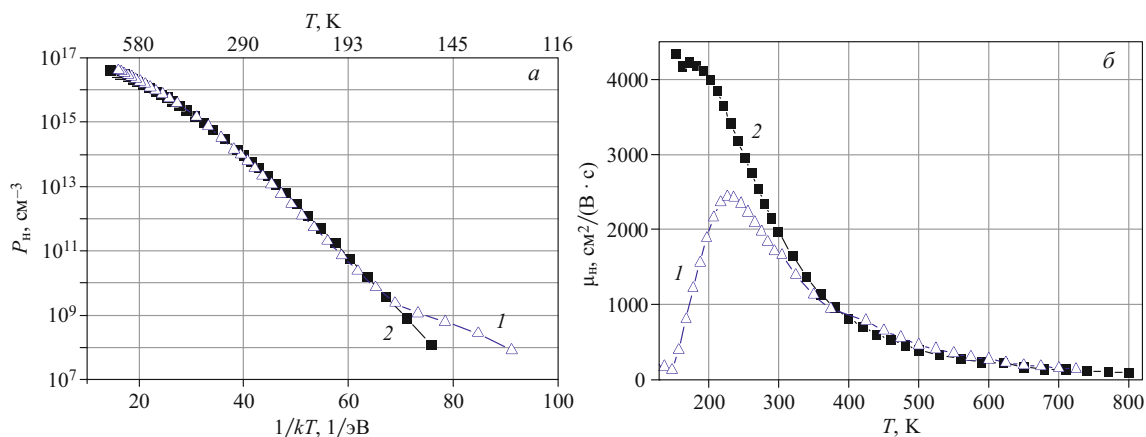


Рис. 3. Зависимости концентрации дырок p_H (а) и Холловской подвижности μ_H (б) от температуры, полученные на исходной (кривые 1) и вырезанной прямоугольной без крупных протяженных дефектов (кривые 2) пластинах

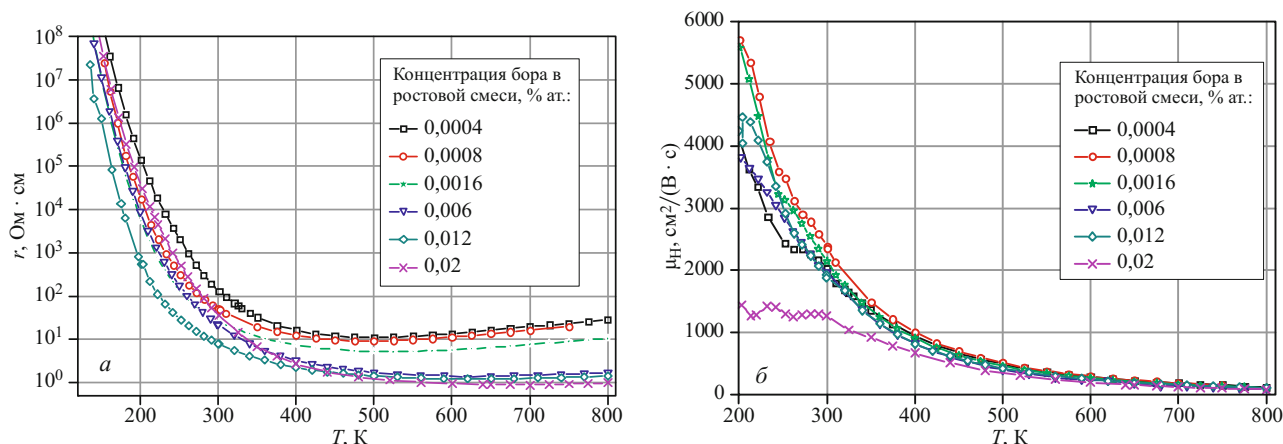


Рис. 4. Температурные зависимости удельного электрического сопротивления r (а) и Холловской подвижности дырок μ_H (б) в алмазных пластинах с различным содержанием бора

импульсов лазерного излучения. Изготовили два типа диодов: с 10^{16} и $2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ концентрацией бора в CVD-слое.

Монокристаллические пластины алмаза ориентации (001) типа Пв размером $0,5 \times 0,5 \times 0,02 \text{ см}^3$, вырезанные из кристаллов, выращенных методом НРТ (концентрация борных акцепторов — около 10^{18} см^{-3}), использовали в качестве p^+ -подложек (рис. 2). Толщину слоя p^- оптимизировали для получения полного обеднения при критическом поле E_{max} (для выбранной геометрии диода $E_{\text{max}} \sim 2 \text{ МВ/см}$) [4]. Для обеспечения непрерывности толщина дрейфового слоя составляла не менее 3 мкм.

Образцы очищали в ПАВ и органическом растворителе, а затем отжигали при температуре $680 \text{ }^\circ\text{C}$ в обычной атмосфере. Омические контакты (Ti – Pt – Au) располагались на обратной стороне p^+ -подложек. Платиновые контакты Шоттки размером 16 мм^2 изготавливали магнетронным напылением и лазерной оптической литографией. Аналогичным способом изготовили защитные краевые диэлектрические структуры Al_2O_3 (см. рис. 2, а).

Одновременно с изготовлением диодов подобные CVD-слои выращивали в тех же условиях на изолирующих подложках (тип Па) для исследования их электрических характеристик.

Профиль легирования эпитаксиальных ШБД-пленок исследовали методом вольт-фарядных характеристик. Пленки оказались полностью однородными. Полученные результаты согласуются с данными измерений эффекта Холла для обоих типов пленок для всего диапазона обеднения.

Для выяснения влияния неоднородностей и протяженных дефектов на результаты электрических измерений провели сравнительные исследования температурных зависимостей электрического сопротивления $r(T)$, Холловской подвижности $\mu_H(T)$ и Холловской концентрации дырок $p_H(T)$ на образцах с дефектами (см. рис. 1, а, б) и без них (см. рис. 1, в) (смесь с 0,006 % ат. бора). Установили, что для исследуемых образцов зависимость $p_H(T)$ (рис. 3, а) практически одинакова, а $\mu_H(T)$ (при $T < 350 \text{ К}$) резко отличается (см. рис. 3, б).

Сильное падение подвижности носителей заряда и расхождение в концентрационной зависимости при

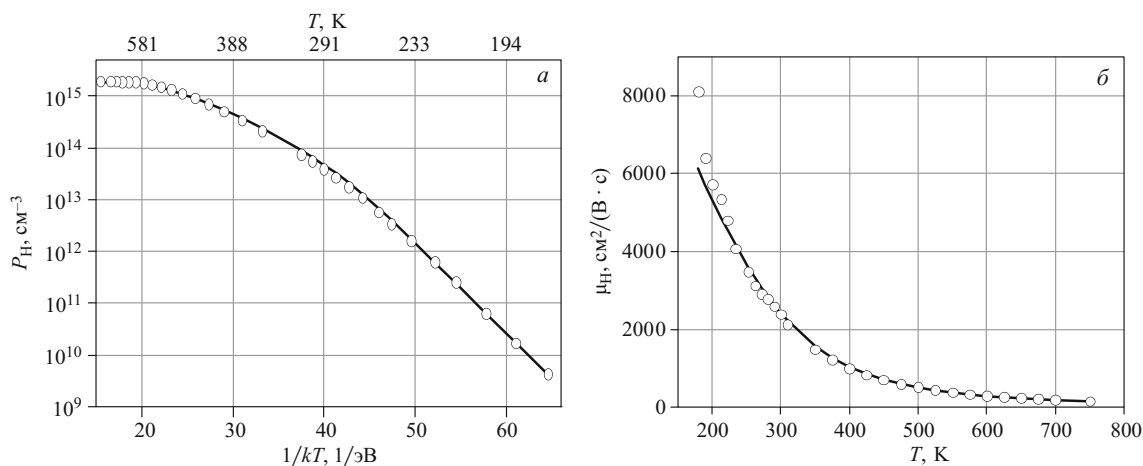


Рис. 5. Температурные зависимости Холловской концентрации p_H (а) и Холловской подвижности дырок μ_H (б) для алмаза, выращенного с 0,0008 % ат. бора в ростовой смеси (символы — экспериментальные данные, линии — подгоночные кривые)

низких температурах можно объяснить неоднородной концентрацией акцепторов и доноров в различных секторах роста (исходный образец). Кроме того, протяженные дефекты влияют на рассеяние носителей. Таким образом, в случае исходной пластины простой анализ данных эффекта Холла неверен из-за неоднородного распределения тока по образцу. Для оценки истинных параметров материала необходимы только правильно вырезанные образцы (см. рис. 1, в) (их и исследовали в дальнейшем).

Температурные зависимости удельного электрического сопротивления и Холловской подвижности дырок в образцах алмаза с различным содержанием бора в ростовой смеси приведены на рис. 4.

Фактическую концентрацию акцепторов (N_A , бор) и компенсирующих доноров (N_D , азот) определяли путем регрессионного анализа температурных зависимостей данных эффекта Холла с использованием метода наименьших квадратов. Варьируя параметры N_A и N_D в теоретической модели проводимости, достигли минимального суммарного отклонения от экспериментальной кривой во всем диапазоне температур.

Чтобы вычислить теоретическую концентрацию свободных носителей заряда, использовали распределение Ферми для электронов и дырок при условии электрической нейтральности. Подвижность носителей заряда рассчитывали в рамках модели четырех механизмов их рассеяния: на ионизированных и нейтральных примесях, оптических и акустических фоновых в тау-приближении для интеграла столкновений [14]. Учитывали три типа дырок с разными эффективными массами из-за анизотропии и расщепления уровней в валентной зоне алмаза [23].

На рис. 5, а видно хорошее согласие между экспериментальными данными Холловской концентрации дырок и подгоночной теоретической кривой для образца с 0,0008 % ат. бора в ростовой смеси. Моделировали также Холловскую подвижность дырок (рис. 5, б).

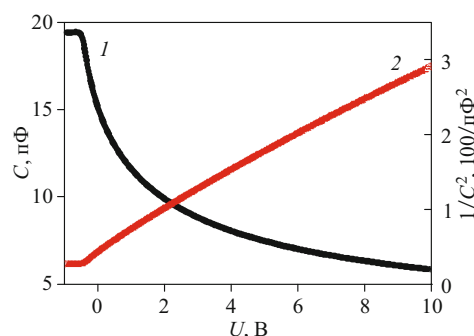


Рис. 6. Зависимости электрической емкости C (1) и параметра $1/C^2$ (2) от обратного смещения для круглого платинового контакта Шоттки для алмаза, выращенного с 0,0008 % ат. бора в ростовой смеси (наклон линии 2 характеризует значение $N_A - N_D$ [11])

Результаты локальных измерений $C - U$ -характеристик показали, что концентрации нескомпенсированного бора ($N_A - N_D$) хорошо сходятся в пределах погрешности измерений с данными Холловских измерений. Типичная $C - U$ -кривая для исследованных образцов представлена на рис. 6 (частота 100 кГц)

Установлено, что в образцах (за исключением образца с наименьшей концентрацией бора) концентрации примеси распределены равномерно (в пределах 15 % отклонения в девяти точках). В образце с минимальным содержанием примеси бора неоднородность достигала 50 %, что может существенно влиять на точность измерений.

На рис. 7, а показаны зависимости концентраций акцепторов и доноров от содержания бора в исходной ростовой смеси. При низком содержании бора (менее 0,001 % ат.) концентрация акцепторов снижается, но увеличивается степень компенсации. Предположительно, захваты атомов бора и азота решеткой алмаза в процессе роста — конкурентные процессы, и при уменьшении концентрации основной примеси бора пропорция и абсолютное значение остаточной концентрации примеси азота растут. Содержание азота в

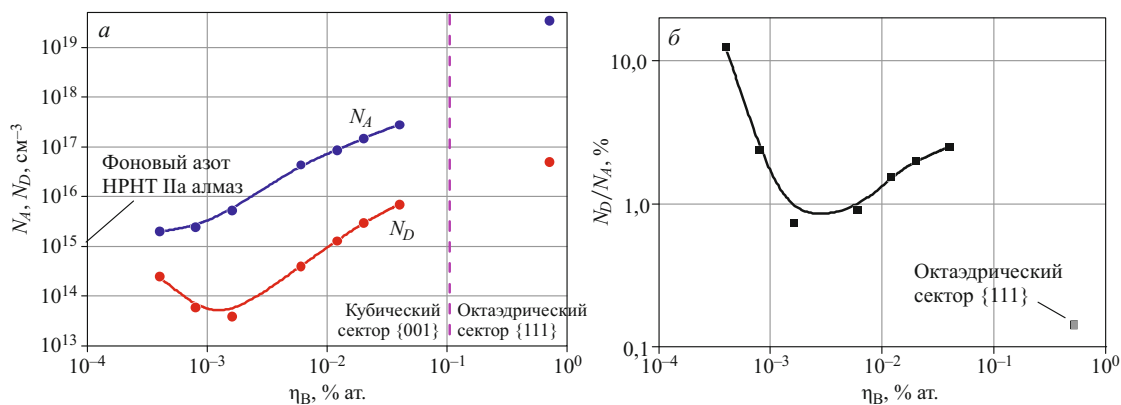


Рис. 7. Зависимости концентраций акцепторов (N_A , бор), доноров (N_D , азот) (а) и степени компенсации N_D/N_A (б) в алмазе от концентрации бора η_B в исходной ростовой смеси

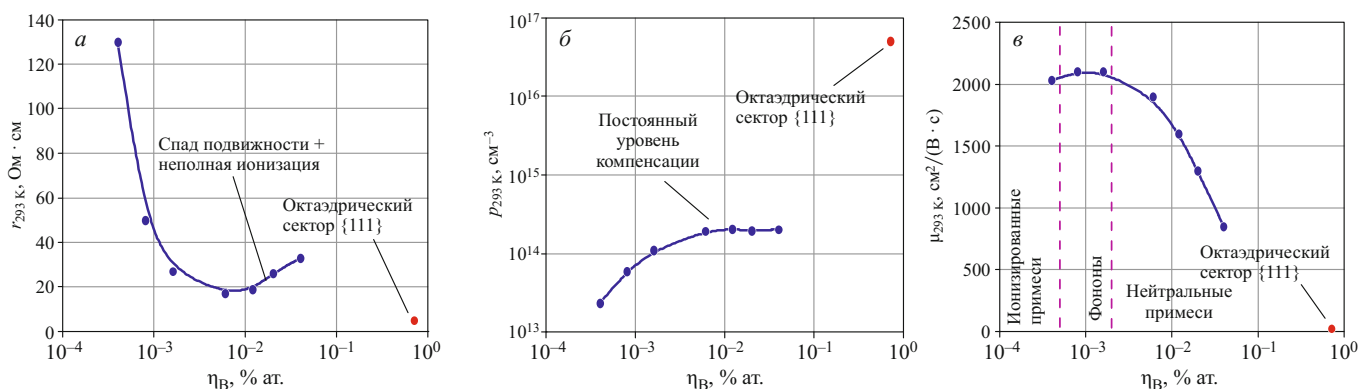


Рис. 8. Зависимость удельного сопротивления r (а), концентрации дырок p_{H} (б) и их Холловской подвижности μ_{H} (в) при $T = 293$ К от содержания бора η_B в ростовой смеси

чистых (тип Па) «безазотных» синтетических НРНТ-кристаллах, выращенных без добавления бора, составляет около $(2 - 3) \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ (по спектрам поглощения в УФ-диапазоне). При низком содержании бора концентрация азота, как правило, такая же, как и в кристаллах типа Па. С ростом примеси захват азота в решетку алмаза, вероятно, подавляется.

Минимальные концентрация азота и степень компенсации ($N_D/N_A \approx 0,8\%$) (см. рис. 7) наблюдались на низколегированных образцах с добавлением около 0,002 % ат. бора в ростовой среде. При увеличении содержания бора растут и концентрации акцепторов и доноров, что можно объяснить адсорбцией атмосферного азота порошком бора, используемым в ростовой смеси.

При комнатной температуре самое низкое удельное электрическое сопротивление ($19 \text{ Ом} \cdot \text{см}$) имеют кристаллы, выращенные из смеси, содержащей приблизительно 0,01 % ат. бора (рис. 8, а). Увеличение содержания бора в ростовой смеси (выше этого значения) существенно не улучшает проводимость из-за быстрого падения подвижности носителей заряда, вызванного дополнительным рассеянием на нейтральных (неионизованных) атомах бора.

Насыщение концентрации дырок при комнатной температуре в пластинах ориентации (001) наблюда-

ется при $2 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$ (рис. 8, б) вследствие слабого изменения степени компенсации с ростом содержания бора в смеси. Для уменьшения электрического сопротивления алмазных пластин необходимо наименьшее содержание примеси азота при увеличении содержания бора.

Максимальная Холловская подвижность дырок при $T = 300 \text{ К}$ в диапазоне $2000 - 2200 \text{ см}^2/(\text{B} \cdot \text{c})$ наблюдалась в кристаллах, выращенных из смеси, содержащей от 0,0005 до 0,002 % ат. бора (рис. 8, в). Слабое рассеяние носителей на ионизованных и неионизованных атомах примеси связано с низкими концентрацией примесей и степенью компенсации. Таким образом, полностью доминирует механизм фонного (решеточного) рассеяния и подвижность дырок в этом случае не зависит от содержания примесей.

Результаты, полученные на сильнолегированном образце (см. рис. 7, 8), вырезанном из октаэдрического ростового сектора {111}, не коррелируют с данными, относящимися к кубическому сектору {100}. Образец имеет очень низкую Холловскую подвижность дырок во всем диапазоне температур, основная причина которой — высокая плотность структурных дефектов и, как следствие, преимущественно прыжковый механизм транспорта носителей заряда [23, 24]. Тем не менее октаэдрический сектор {111} в сильно-

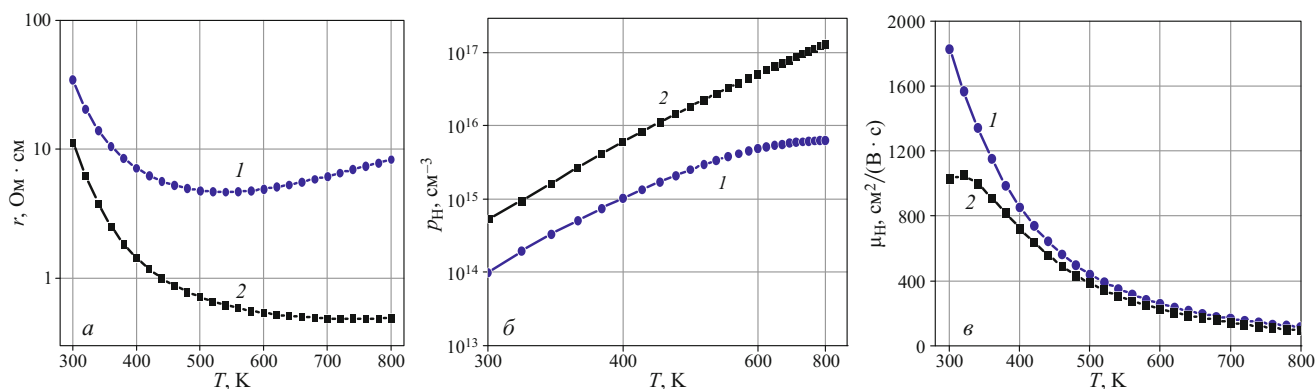


Рис. 9. Температурные зависимости удельного электрического сопротивления r (а), концентрации дырок p_H (б) и подвижности Холла μ_H (в) для алмазных пленок с разностью концентраций акцепторов и доноров 10^{16} см^{-3} (кривые 1) и $2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ (кривые 2), выращенных CVD-методом [кристаллографическая ориентация пластин (001)]

легированном образце алмаза отличается наилучшей степенью компенсации (около 0,1 %), что может быть связано с различием в кинетике захвата атомов бора и азота в различных кристаллографических направлениях роста.

Для исследования электрических свойств дрейфовых гомоэпитаксиальных алмазных слоев вертикальных диодов Шоттки одновременно с осаждением тонких алмазных слоев MPCVD-методом на среднелегированные бором алмазные подложки (тип Пв) наносили идентичные пленки на диэлектрические подложки из нелегированных алмазных пластин (тип Па). Электрические контакты к пленкам изготавливали так же, как и к пленкам на борированных подложках. Результаты измерений температурных зависимостей удельного сопротивления, концентрации носителей тока и их Холловской подвижности представлены на рис. 9. Видно, что зависимости удельного сопротивления и подвижности дырок аналогичны подобным зависимостям для легированных бором подложек (см. рис. 4).

Вольт-амперные характеристики диодов с концентрацией бора в дрейфовом слое 10^{16} см^{-3} при различных температурах стабилизации корпуса представлены на рис. 10. Видно, что при условии обратного тока не более 0,1 мА диоды работоспособны в диапазоне температур до 250 °С. С ростом температуры сопротивление в открытом состоянии существенно уменьшается, а максимальная плотность тока в открытом состоянии нарастает. Максимальное значение тока в открытом состоянии составляло 10 А, и эта величина была ограничена источником тока.

В таблице приведены основные характеристики дрейфовых слоев алмазных диодов Шоттки с различной концентрацией примеси бора, предельное напряжение диодов и их сопротивление в открытом состоянии при комнатной температуре.

Таким образом, проведенные исследования выявили сильное расхождение результатов измерений эффекта Холла при $T < 300 \text{ К}$ для неоднородных алмазных пластин с протяженными дефектами и вы-

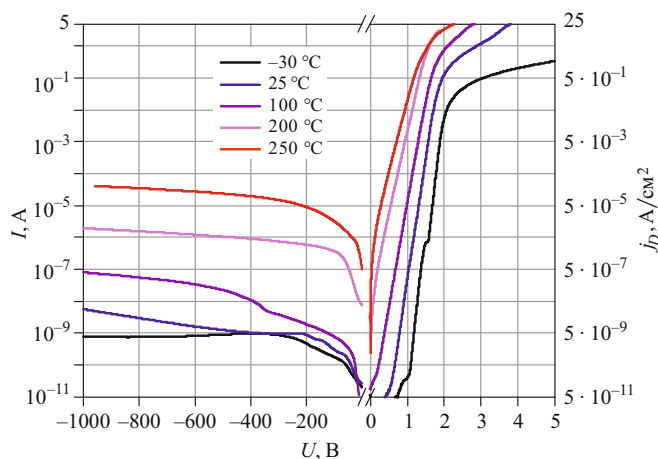


Рис. 10. Вольт-амперные характеристики алмазных диодов Шоттки с концентрацией бора в дрейфовом слое 10^{16} см^{-3} при различных температурах стабилизации корпуса

резанных из них прямоугольных однородных образцов без дефектов. Корректные данные о характеристиках материала могут быть получены только на соответствующим образом подготовленных однородных образцах.

Полученные данные по электрическому сопротивлению и зависимости коэффициента Холла от темпе-

Основные параметры дрейфового слоя (CVD-алмаз) диодов Шоттки

	$N_A, \text{ см}^{-3}$	
	$1 \cdot 10^{16}$	$2 \cdot 10^{17}$
Концентрация доноров (азот), см^{-3}	$5 \cdot 10^{14}$	$1 \cdot 10^{16}$
Удельное сопротивление при $T = 300 \text{ К}$, $\text{ Ом} \cdot \text{ см}$	~35	~10
Холловская подвижность дырок при $T = 300 \text{ К}$, $\text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{ с})$	~1300	~1000
Толщина CVD-слоя, $\mu\text{м}$	6	3
Площадь контакта Шоттки, мм^2	16	16
Предельное напряжение V_{max} , В	600	60
Сопротивление в открытом состоянии R_{ON} при $T = 300 \text{ К}$, Ом	0,75	0,019

ратуры в диапазоне 180 – 800 К подтверждаются локальными измерениями вольт-фарадных характеристик. Однородность концентрации акцепторов находится в пределах отклонения (не более 15 %).

Концентрации доноров и акцепторов в исследованных образцах, рассчитанных с использованием данного эффекта Холла, коррелируют с содержанием бора в ростовой смеси. Минимальная степень компенсации акцепторов донорами ($N_D/N_A = 0,8\%$) в пластинах ориентации $\{001\}$ наблюдалась при содержании 0,002 % ат. бора в ростовой смеси. При увеличении или уменьшении количества бора в смеси степень компенсации растёт.

По данным рентгеновской томографии кристаллы алмаза, выращенные с добавлением бора менее 0,04 % ат., имеют достаточно большие области (порядка половины площади исходных пластин) с идеальной кристаллической структурой (без каких-либо протяженных дефектов). Максимальная подвижность дырок (до $2200 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$ при 300 К и более $7000 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$ при 180 К) отмечена на образцах, выращенных из смеси, содержащей от 0,0005 до 0,002 % ат. бора. В таких алмазных пластинах рассеяние фононов на нейтральных и ионизированных атомах примеси пренебрежимо мало по сравнению с рассеянием на свободных носителях заряда (дырках) во всем температурном диапазоне. Благодаря этой особенности совершенные легированные бором кристаллы (содержание в смеси 0,0005 – 0,002 % ат. бора) могут служить в качестве эталонного примесного полупроводника.

Высококачественные пластины из среднелегированных бором кристаллов алмазов, выращенных методом высокого давления и температуры, использовали в качестве подложек для гомоэпитаксиального роста монокристаллических алмазных пленок CVD-методом с концентрацией бора 10^{16} и $2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$. Исследовали электрофизические характеристики CVD-слоев и на основе полученных двухслойных пластин изготовили вертикальные диоды Шоттки с платиновым контактом. Вольт-амперные характеристики измеряли в диапазоне температур 245 – 520 К. Диоды в открытом состоянии обеспечивают максимальный (до 10 А) ток, обратное напряжение до 600 В и обладают достаточно низким сопротивлением.

ЛИТЕРАТУРА

1. Polyakov S. N., Denisov V. N., Kuzmin N. V., Kuznetsov M. S., Martyushov S. Y., Nosukhin S. A., Terentiev S. A., Blank V. D. Characterization of top-quality type IIa synthetic diamonds for new X-ray optics / *Diamond Rel. Mater.* 2011. Vol. 20. P. 726 – 728.
2. Feve J.-P. M., Shortoff K. E., Bohn M. J., Brasseur J. K. High average power diamond Raman laser / *Optics Express*. 2011. Vol. 19. P. 913.
3. Shvyd'ko Y., Stoupin S., Blank V., Terentyev S. Near-100 % Bragg reflectivity of X-rays / *Nat. Photon.* 2011. Vol. 5. P. 539 – 542.

4. Blank V. D., Bormashov V. S., Tarelkin S. A., Buga S. G., Kuznetsov M. S., Teteruk D. V., Kornilov N. V., Terentiev S. A., Volkov A. P. Power high-voltage and fast response Schottky barrier diamond diodes / *Diamond Rel. Mater.* 2015. Vol. 57. P. 32 – 36.
5. Tarelkin S., Bormashov V., Buga S., Volkov A., Teteruk D., Kornilov N., Kuznetsov M., Terentiev S., Golovanov A., Blank V. Power diamond vertical Schottky barrier diode with 10 A forward current / *Phys. Status Solidi A*. 2015. Vol. 212. P. 2621.
6. Polyakov A., Smirnov N., Tarelkin S., Govorkov A., Bormashov V., Kuznetsov M., Teteruk D., Buga S., Kornilov N., Lee I.-H. Electrical Properties of Diamond Platinum Vertical Schottky Barrier Diodes / *Materials Today: Proceedings*. 2016. Vol. 3. P. S159 – S164.
7. Tapper R. J. Diamond detectors in particle physics / *Reports on Progress in Physics*. 2000. Vol. 63. P. 1273 – 1316.
8. Bruzzi M., Bucciolini M., Nava F., Pini S., Russo S. Advanced materials in radiation dosimetry / *Nucl. Instr. Meth. Phys. Res. Sect. A. Accelerators, Spectrometers, Detectors and Associated Equipment*. 2002. Vol. 485. P. 172 – 177.
9. Bachmair F., Bani L., Bergonzo P., Caylar B., Forcolin G., Haughton I., Hits D., Kagan H., Kass R., Li L., Oh A., Phan S., Pomorski M., Smith D. S., Tyzhnev V., Wallny R., Whitehead D. A 3D diamond detector for particle tracking / *Nucl. Instr. Meth. Phys. Res. Sect. A. Accelerators, Spectrometers, Detectors and Associated Equipment*. 2015. Vol. 786. P. 97 – 104.
10. Amosov V. N., Azizov E. A., Blank V. D., Gvozdeva N. M., Kornilov N. V., Krasilnikov A. V., Kuznetsov M. S., Meshchaninov S. A., Nosukhin S. A., Rodionov N. B., Terent'ev S. A. Development of ionizing radiation detectors based on synthetic diamond material for the nuclear power industry / *Instr. Exp. Techn.* 2010. Vol. 53. P. 196 – 203.
11. Bormashov V., Troshchiv S., Volkov A., Tarelkin S., Korostylev E., Golovanov A., Kuznetsov M., Teteruk D., Kornilov N., Terentiev S., Buga S., Blank V. Development of nuclear microbattery prototype based on Schottky barrier diamond diodes: Development of nuclear microbattery prototype / *Phys. Status Solidi A*. 2015. Vol. 212. P. 2621.
12. Delfaure C., Pomorski M., J. de Sanoit, Bergonzo P., Saada S. Single crystal CVD diamond membranes for betavoltaic cells / *Appl. Phys. Lett.* 2016. Vol. 108. P. 252105.
13. Thonke K. The boron acceptor in diamond / *Semiconductor Sci. Technol.* 2003. Vol. 18. P. S20 – S26.
14. Pernot J., Volpe P. N., Omnès F., Muret P., Teraji T. Hall hole mobility in boron-doped homoepitaxial diamond / *Phys. Rev. B*. 2010. Vol. 81. P. 205203.
15. Prikhodko D., Tarelkin S., Bormashov V., Golovanov A., Kuznetsov M., Teteruk D., Volkov A., Buga S. Thermal conductivity of synthetic boron-doped single-crystal HPHT diamond from 20 to 400 K / *MRS Comm.* 2016. P. 1 – 6.
16. Wentorf R. H. Some studies of diamond growth rates / *J. Phys. Chem.* 1971. Vol. 75. P. 1833 – 1837.
17. Achard J., Tallaire A., Sussmann R., Silva F., Gicquel A. The control of growth parameters in the synthesis of high-quality single crystalline diamond by CVD / *J. Crystal Growth*. 2005. Vol. 284. P. 396 – 405.
18. Barjon J., Chikoidze E., Jomard F., Dumont Y., Pinault-Thaury M.-A., Issaoui R., Brinza O., Achard J., Silva F. Homoepitaxial boron-doped diamond with very low compensation / *Phys. Status Solidi A*. 2012. Vol. 209. P. 1750 – 1753.
19. Wentorf R. H., Bovenkerk H. P. Preparation of Semiconducting Diamonds / *J. Chem. Phys.* 1962. Vol. 36. P. 1987.
20. Blank V. D., Kuznetsov M. S., Nosukhin S. A., Terentiev S. A., Denisov V. N. The influence of crystallization temperature and boron concentration in growth environment on its distribution in growth sectors of type IIb diamond / *Diamond Rel. Mater.* 2007. Vol. 16. P. 800 – 804.
21. Van der Pauw L. J. A method of measuring specific resistivity and Hall effect of discs of arbitrary shape. *Philips Res. Repts.* 1958. N 13. P. 1 – 9.
22. Schroder D. K. Semiconductor material and device characterization. — Piscataway, NJ: IEEE Press – Wiley, 2006.
23. Mamin R., Inushima T. Conductivity in boron-doped diamond / *Phys. Rev. B*. 2001. Vol. 63.
24. Denisov V. N., Mavrin B. N., Polyakov S. N., Kuznetsov M. S., Terentiev S. A., Blank V. D. First observation of electronic structure of the even parity boron acceptor states in diamond / *Phys. Lett. A*. 2012. Vol. 376. P. 2812 – 2815.