

Переходный слой в контактах Шоттки $\text{TiB}_2\text{-GaAs}$ и $\text{Au-TiB}_2\text{-GaAs}$

© Е.Ф. Венгер, Р.В. Конакова, О.Б. Охрименко, С.Ю. Сапко, Л.В. Шеховцов[¶], В.Н. Иванов

Институт физики полупроводников Национальной академии наук Украины,
03028 Киев, Украина

(Получена 18 июля 2000 г. Принята к печати 26 сентября 2000 г.)

Измерены спектральные характеристики поперечной объемной фотоэдс в исходных (неотожженных) и отоженных при температуре 400, 600 и 800°C образцах контактов Шоттки $\text{TiB}_2\text{-GaAs}$ и $\text{Au-TiB}_2\text{-GaAs}$ с концентрацией легирующей примеси в подложке $n\text{-GaAs}$ равной 10^{16} см^{-3} . Установлено, что в структурах $\text{TiB}_2\text{-GaAs}$ образуется переходной слой вследствие диффузии атомов бора в подложку GaAs. Температурный отжиг приводит к увеличению степени его легирования. В структуре $\text{Au-TiB}_2\text{-GaAs}$ формируется переходной слой, уровень легирования которого слабо изменяется при температурном отжиге. Спектральное положение максимумов объемной фотоэдс указывает на образование хвостов плотности состояний в полупроводниковом переходном слое вследствие повышения степени его легирования примесями до концентрации $10^{17} - 10^{18}\text{ см}^{-3}$.

1. Боридам тугоплавких металлов в последние годы посвящается большое количество публикаций (см., например, обзор [1]). Интерес к этим материалам объясняется их применением в качестве таких контактов в приборах полупроводниковой микроэлектроники, которые наряду с хорошей электропроводностью обладают химической и термической стойкостью [2–4].

Многочисленные исследования боридных соединений, использующихся (или которые предлагается использовать) в качестве термостойких контактов в гетеросистеме типа металл–полупроводник, посвящены в основном исследованию их структурных свойств [5–7]. Для изучения этих материалов напыление пленок производилось в разных режимах на различные подложки, в том числе и на GaAs для формирования контактов Шоттки.

В формировании параметров барьера Шоттки кроме высоты антидиффузионного барьера определенную роль играют структурная и электрофизическая однородность контакта по площади. При протекании тока через контакт большое значение имеет электрическое сопротивление как самого металлического (или металлоподобного) контакта, так и области гетероперехода вблизи границы раздела.

Важными методами для исследования однородности электрических характеристик контактов Шоттки являются фотоэлектрические методы, так как они чувствительны к неоднородностям потенциального барьера на границе раздела металл–полупроводник, а также к измерению электрического сопротивления полупроводникового кристалла и времени жизни носителей заряда.

Структурные методы исследования дают обширный материал о параметрах кристаллической решетки и приграничных областей, структуре самой металлической пленки, распределении атомов и фаз внедрения вблизи контакта. Эти данные позволяют сделать косвенные выводы об электрических свойствах контакта, так как подсистема свободных электронов кристалла при этом

не исследуется. В то же время фотогенерация неравновесных носителей заряда в условиях слабого возбуждения, когда их концентрация много меньше темновой концентрации основных носителей ($\Delta n \ll n_0$), приводит к появлению диффузионно-дрейфовых процессов протекания тока в полупроводниковой структуре, и по их характеру можно судить об электрических свойствах исследуемых объектов.

В свое время обнаружение объемного фотоэффекта позволило надеяться на использование его для исследования неоднородностей полупроводниковых кристаллов [8,9]. Однако совершенствование технологии выращивания однородных полупроводниковых монокристаллов значительно опередило возможности этого метода.

Иначе дело обстоит с полупроводниковыми микроэлектронными гетероструктурами. Во-первых, они всегда содержат несколько слоев с различными физическими характеристиками, во-вторых, их линейные размеры сопоставимы с макронеоднородностями электрических свойств этих слоев и длиной диффузионного смещения неравновесных носителей заряда. Кроме того, возникновение переходных областей между слоями вносит искажения в механизм протекания тока в такой приборной структуре. Следовательно, исследования спектральных характеристик фотоэдс в многослойных (или хотя бы двухслойных) структурах могут дать информацию о неоднородностях, их пространственной протяженности, а также о зонной структуре полупроводниковых слоев. Нужно отметить, что в литературе в последнее время появляются данные о необходимости учета при разработке приборов микроэлектроники неоднородности распределения примесей вдоль границы раздела полупроводниковой структуры [10,11].

Данная работа посвящена исследованию спектральных характеристик поперечной объемно-градиентной фотоэдс в структурах $\text{TiB}_2\text{-GaAs}$ и $\text{Au-TiB}_2\text{-GaAs}$. Ранее было показано, что особенности спектральных характеристик такой эдс в полупроводниковой гетероструктуре [12,13] содержат информацию об однородности областей, прилегающих к ее границе раздела.

[¶] E-mail: kr08@photon.kiev.ua
Fax: (044) 2658342

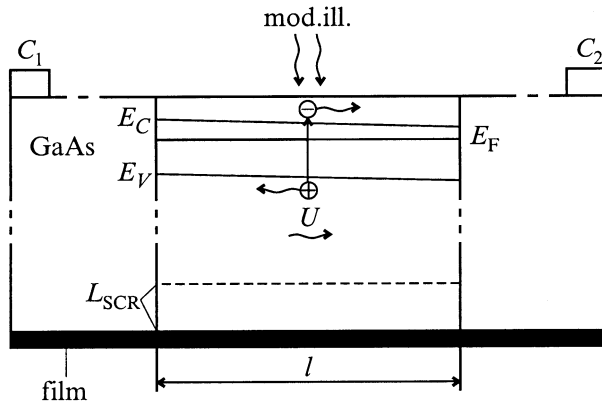


Рис. 1. Геометрия опытов при измерении поперечной объемной фотоэдс. Обозначения: mod.ill. — монохроматическое модулированное излучение; film — пленка TiB_2 или Au-TiB_2 ; E_C , E_V , E_F — дно зоны проводимости, потолок валентной зоны и уровень Ферми соответственно; L_{SCR} — область пространственного заряда контакта Шоттки; l — длина освещаемой части образца; U — генерируемая модулированным светом объемная эдс; C_1 , C_2 — измерительные контакты.

2. Исследованные объекты представляют собой эпитаксиальные слои n -типа, выращенные на подложке n -GaAs, легированной теллуром. Толщина слоев составляла ~ 2 мкм и темновая концентрация носителей заряда 10^{16} см^{-3} . Толщина подложки GaAs — 200 мкм. На эту структуру со стороны эпитаксиального слоя методом магнетронного распыления наносилась пленка TiB_2 толщиной 500 Å.

В структурах Au-TiB_2 -GaAs металлическая пленка состояла из двух слоев: пленки TiB_2 и пленки золота толщиной 500 Å каждая. Исследовались образцы исходных структур и структур, отожженных при температурах $T = 400, 600, 800^\circ\text{C}$ в течение одной минуты. Таким образом исследованные структуры представляли собой контакты Шоттки TiB_2 -GaAs и Au-TiB_2 -GaAs. Длина и ширина образцов, на которых производились измерения составляли 10–12 мм. Длина освещаемой части образца равна $l = 5$ мм, ширина — 2 мм.

Геометрия опытов представлена на рис. 1. Градиент темнового удельного сопротивления (легирования), который является причиной возникновения фотоэдс, условно изображен наклоном дна зоны проводимости E_C и потолка валентной зоны E_V кристалла арсенида галлия. Амплитуда фотоэдс U измерялась на контактах C_1 и C_2 в направлении, поперечном по отношению к градиенту неравновесных носителей заряда.

Измерительные контакты C_1 и C_2 создавались со стороны подложки GaAs на краях образца на расстоянии 2–3 мм от границы его освещенной части. Генерация фотоэдс осуществлялась при помощи освещения образцов монохроматическим светом как со стороны подложки GaAs, так и со стороны пленок TiB_2 или Au-TiB_2 . Свет модулировался на частоте 537 Гц. Интенсивность падаю-

щего на образец света поддерживалась постоянной на уровне $N = 8 \cdot 10^{14} \text{ кВт}/(\text{см}^2 \cdot \text{с})$ во всем исследованном спектральном диапазоне. Спектральная ширина щели монохроматора МДР-24 — 0.0026 мкм.

Методика также позволяет направлять на освещаемую монохроматическим модулированным излучением часть образца немодулированную монохроматическую подсветку, а также изменять ее интенсивность и длину волны. Исследование производилось при $T = 300 \text{ К}$.

3. На рис. 2 приведены спектральные характеристики поперечной фотоэдс, измеренные при освещении образцов со стороны подложки GaAs. Кривая 1 соответствует исходному неотожженному образцу, кривые 2–4 относятся к образцам, отожженным соответственно при 400, 600 и 800°C . Из рисунка видно, что на спектральных характеристиках наблюдается максимум амплитуды эдс. Его положение при увеличении температуры отжига смещается в длинноволновую область. Амплитуда эдс при этом изменяется незначительно. Максимум кривых 1–3 расположен за краем поглощения GaAs, т.е. в области энергий квантов света, меньших ширины его запрещенной зоны. Исключением является кривая 4, которая соответствует образцу, отожженному при температуре $T = 800^\circ\text{C}$. Ее амплитуда плавно спадает в области фундаментального поглощения GaAs и далее до длины волны $\lambda = 0.92 \text{ мкм}$ ($h\nu = 1.35 \text{ эВ}$), при этом максимум эдс отсутствует.

Важно отметить, что на приведенных спектральных характеристиках наблюдается изменение соотношения между амплитудой эдс в области максимума и в области собственного поглощения GaAs при изменении температуры отжига образцов (рис. 2, кривые 1–3).

Спектральные характеристики поперечной фотоэдс, измеренные для тех же образцов при их освещении

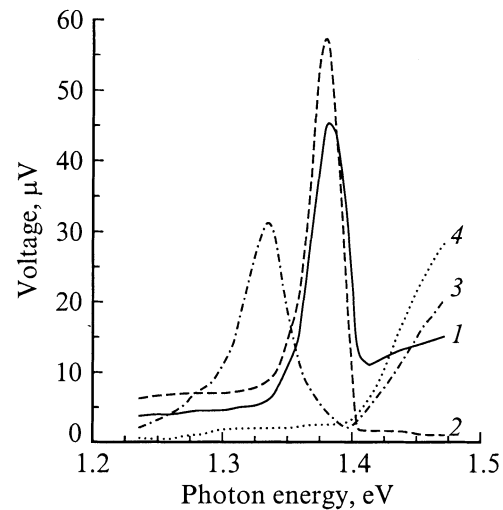


Рис. 2. Спектральные характеристики поперечной фотоэдс для образцов TiB_2 -GaAs, измеренные при освещении со стороны подложки: 1 — исходного (неотожженного) образца и отожженных при температуре T , $^\circ\text{C}$: 2 — 400, 3 — 600, 4 — 800.

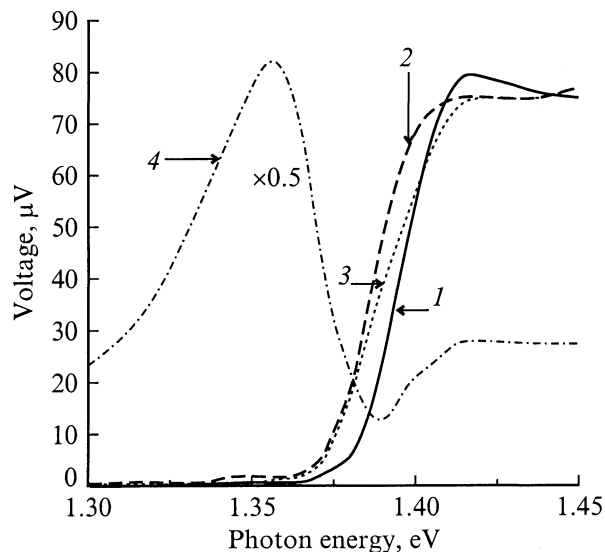


Рис. 3. Спектральные характеристики поперечной фотоэдс, измеренные для образцов TiB_2-GaAs при освещении со стороны пленки TiB_2 . Кривыми 1–4 представлены данные для тех же образцов, что и на рис. 2.

со стороны пленки TiB_2 (рис. 3), имеют свои характерные особенности. Нужно отметить, что амплитуды кривых 1–3 в области собственного поглощения GaAs приведены к одной величине для удобства сравнения между собой. Участок спада кривой 2 (температура отжига $400^\circ C$) практически параллельно смещен в длинноволновую область по отношению к кривой 1 (исходный образец), а спад кривой 3 (температура отжига $600^\circ C$) более пологий, чем у кривых 1 и 2. Характерно, что все кривые имеют протяженный длинноволновый "хвост". Для образцов, отожженных при температуре $T = 800^\circ C$ (кривая 4), вид спектральной характеристики значительно отличается от кривых 1–3 (рис. 3). После небольшого спада в области края собственного поглощения GaAs наблюдается пик фотоэдс с максимумом в области $\lambda = 0.915 \mu m$ ($h\nu = 1.358 \text{ эВ}$), амплитуда которого значительно превосходит величину эдс в области собственного поглощения GaAs ($\lambda \lesssim 0.88 \mu m$, $h\nu \gtrsim 1.41 \text{ эВ}$). В то же время амплитуда кривых 1–3 в этой области длин волн практически не изменяется. Следует отметить, что на рисунке амплитуда кривой 4 для удобства представления уменьшена в 2 раза по сравнению со значениями эдс, измеренными в эксперименте.

4. Особенности спектральных характеристик поперечной фотоэдс, измеренных для контактов Шоттки TiB_2-GaAs , дают возможность предложить модель гетероперехода.

Прежде всего спектральное расположение максимумов эдс на кривых, полученных при освещении образцов со стороны GaAs (рис. 2), позволяет предположить наличие переходного слоя между подложкой и пленкой TiB_2 . Переходной слой образуется на стадии напыления пленки TiB_2 на подложку GaAs. Это следует из

наличия максимума фотоэдс, расположенного за краем поглощения GaAs уже на спектральной характеристике, которая соответствует исходному образцу (кривая 1, на рис. 2). При температуре отжига $T = 400^\circ C$ максимум начинает размываться и смещаться в сторону меньших энергий квантов света. Повышение температуры до $600^\circ C$ приводит к дальнейшему смещению максимума в длинноволновую область $\lambda = 0.93$ ($h\nu = 1.33 \text{ эВ}$) и при $T = 800^\circ C$ он исчезает. При этом кривая 4 ($T = 800^\circ C$) имеет плавно спадающий край (рис. 2). Такое поведение указывает на то, что переходной слой с увеличением температуры размывается и его неоднородность увеличивается за счет перемешивания химических соединений пленки TiB_2 и GaAs. Уменьшение амплитуды максимума с увеличением температуры отжига и его исчезновение при $T = 800^\circ C$ указывает на увеличение скорости рекомбинации электронно-дырочных пар в области переходного слоя. Это связано с увеличением его дефектности, а также с уменьшением изгиба зон вблизи контакта TiB_2-GaAs и естественным увеличением при этом рекомбинационного потока в сторону границы раздела. На опыте также наблюдается изменение амплитуды фотоэдс в области фундаментального поглощения GaAs при увеличении температуры отжига (рис. 2). Это указывает на изменение соотношения скорости рекомбинации вблизи границы раздела и в объеме GaAs, но какой-то закономерной связи между этими параметрами и температурой отжига не наблюдается.

Форма спектральных характеристик фотоэдс, измеренных при возбуждении со стороны пленки TiB_2 (рис. 3), также описывается моделью гетероперехода TiB_2-GaAs с переходным слоем. Участок спада спектральной характеристики эдс для исходного образца (рис. 3, кривая 1) находится в области энергий квантов света, меньших ширины запрещенной зоны GaAs. После отжига при температуре $T = 400^\circ C$ (кривая 2) этот участок смещается в область меньших энергий квантов света, т.е. в длинноволновую область спектра. Такое смещение на спектральной характеристике может быть связано с увеличением толщины переходного полупроводникового слоя с одновременным увеличением уровня его легирования. Более пологий и затянутый в длинноволновую область спад спектральной характеристики при температуре отжига $600^\circ C$ (кривая 3) указывает на увеличение толщины переходного слоя. Спектральная характеристика фотоэдс для образцов, отожженных при $T = 800^\circ C$ (кривая 4), отличается от кривых 1–3. В области $\lambda = 0.92 \mu m$ ($h\nu = 1.35 \text{ эВ}$) появляется пик фотоэдс, амплитуда которого превосходит амплитуду эдс в области фундаментального поглощения GaAs. Это, очевидно, связано с формированием при данной температуре отжига неоднородного протяженного переходного слоя. В области длины волны $\lambda = 0.88 \mu m$ ($h\nu = 1.41 \text{ эВ}$), которая соответствует краю поглощения GaAs, амплитуда фотоэдс спадает.

Важно обратить внимание на форму кривых 1–3 (рис. 3) в области $\lambda = 0.84 - 0.87 \mu m$. Их амплитуда

для каждой кривой в отдельности здесь практически не изменяется, и понятно почему: коэффициент поглощения света в GaAs при длине волны света $\lambda = 0.84\text{--}0.87\text{ мкм}$ изменяется от 10^4 до 10^3 см^{-1} [14], что соответствует эффективной глубине поглощения $\approx 1\text{ мкм}$. Согласно литературным данным, величина изгиба зон для контакта Шоттки $\text{TiB}_2\text{--GaAs}$ находится в пределах $0.7\text{--}0.8\text{ эВ}$ [15]. Толщина области пространственного заряда (ОПЗ) при этом составляет $L_{\text{SCR}} = 0.3\text{ мкм}$, что меньше эффективной глубины поглощения света в GaAs. Поэтому влияние рекомбинации в ОПЗ на амплитуду эдс мало по сравнению с объемной рекомбинацией. Вместе с тем незаметен и вклад в эдс переходного слоя в области длин волн $0.84\text{--}0.87\text{ мкм}$ (рис. 2). Его влияние на спектральные характеристики проявляется только при длинах волн $\lambda > 0.87\text{ мкм}$ ($h\nu < 1.42\text{ эВ}$). Здесь фундаментальное поглощение в GaAs уменьшается и, соответственно, увеличивается относительный вклад эдс, которая генерируется в переходном слое.

5. На рис. 4 представлены спектральные характеристики поперечной фотоэдс, измеренные на структуре $\text{Au--TiB}_2\text{--GaAs}$ при освещении образцов со стороны GaAs. Кривая 1 соответствует исходному (неотожженному) образцу, кривые 2–4 соответствуют образцам, отожженным при $T = 400, 600, 800^\circ\text{C}$ соответственно. В области $\lambda = 0.9\text{ мкм}$ ($h\nu = 1.38\text{ эВ}$) на кривых 1–3 наблюдается отчетливый максимум, при $T = 800^\circ\text{C}$ (кривая 4) этот максимум смещается в область $\lambda = 0.925\text{ мкм}$ ($h\nu = 1.34\text{ эВ}$) и его амплитуда уменьшается. По сравнению со структурой $\text{TiB}_2\text{--GaAs}$ (рис. 2) на спектральных характеристиках можно отметить два явных отличия. Во-первых, максимумы эдс на спектральных характеристиках исходного образца и образцов, отожженных при

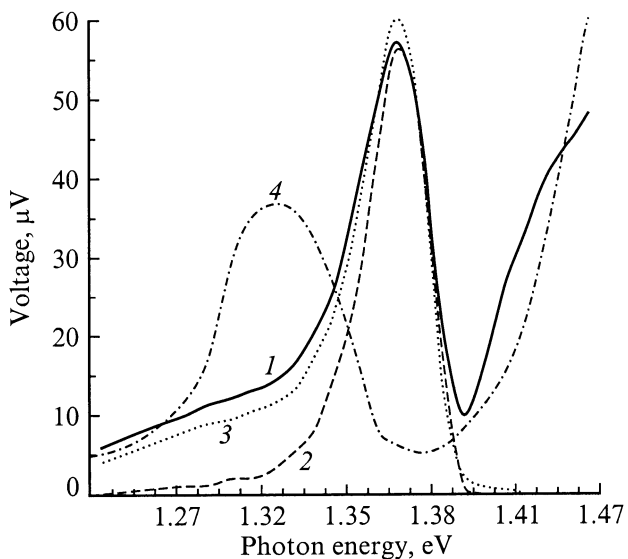


Рис. 4. Спектральные характеристики поперечной фотоэдс для образцов $\text{Au--TiB}_2\text{--GaAs}$ при освещении со стороны подложки: 1 — исходного (неотожженного) образца и отожженных при температуре $T, ^\circ\text{C}$: 2 — 400, 3 — 600, 4 — 800.

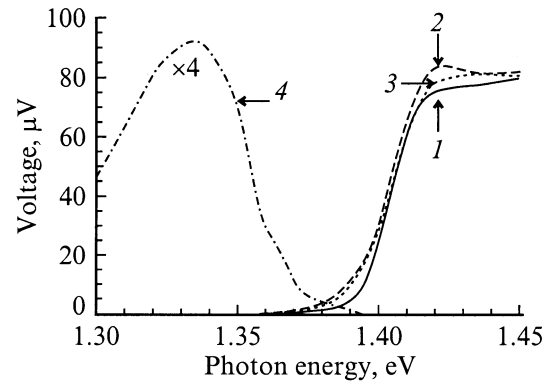


Рис. 5. Спектральные характеристики поперечной фотоэдс, измеренные для образцов структуры $\text{Au--TiB}_2\text{--GaAs}$ при освещении со стороны пленки Au--TiB_2 . Кривыми 1–4 представлены данные для тех же образцов, что и на рис. 4.

$T = 400$ и 600°C расположены в области одной и той же длины волны $\lambda = 0.9\text{ мкм}$. Во-вторых, спектральное положение максимума смещено в длинноволновую область.

Спектральные характеристики для структуры $\text{Au--TiB}_2\text{--GaAs}$, измеренные при освещении со стороны пленки Au--TiB_2 , представлены на рис. 5. Их вид похож на аналогичные характеристики для структуры $\text{TiB}_2\text{--GaAs}$, однако для неотожженного образца и отожженных при $T = 400$ и 600°C смещение края поглощения отсутствует (кривые 1–3). Отжиг при температуре $T = 800^\circ\text{C}$ видоизменяет спектральную характеристику. При освещении со стороны пленки Au--TiB_2 (рис. 2, кривая 4) на кривой отсутствует плоский участок в области длин волн $0.84\text{--}0.87\text{ мкм}$ в отличие от кривых 1–3 (рис. 3). В области $\lambda = 0.91\text{ мкм}$ наблюдается небольшой по амплитуде максимум. На рис. 4 амплитуда фотоэдс, которая соответствует кривой 4, увеличена в 4 раза по сравнению с экспериментальными данными.

6. При сравнении спектральных характеристик поперечной фотоэдс, измеренных для образцов $\text{TiB}_2\text{--GaAs}$ (рис. 2) и $\text{Au--TiB}_2\text{--GaAs}$ (рис. 4), следует отметить различия: во-первых, как уже указывалось, спектральное положение максимума эдс для исходного образца $\text{Au--TiB}_2\text{--GaAs}$ смещено в длинноволновую область по сравнению с максимумом эдс на спектральной характеристике для такого же образца структуры $\text{TiB}_2\text{--GaAs}$. Во-вторых, смещение максимума и его "размытие" для структур $\text{Au--TiB}_2\text{--GaAs}$ происходит при более высокой температуре отжига (рис. 3, 4).

Спектральные характеристики, измеренные для образцов структуры $\text{Au--TiB}_2\text{--GaAs}$ при их освещении со стороны пленки Au--TiB_2 (рис. 5), также похожи на аналогичные кривые, полученные на образцах структуры $\text{TiB}_2\text{--GaAs}$ (рис. 3). Но смещение края поглощения с увеличением температуры не выражено.

Из анализа спектральных характеристик поперечной фотоэдс следует, что структуры $\text{Au--TiB}_2\text{--GaAs}$ также

обладают переходным слоем. На это указывает смещение максимума фотоэдс в длинноволновую область.

Неоднородность изгиба зон, которая обычно наблюдается в контактах Шоттки [16], не влияет на характеристики измеряемой эдс. Это следует из того, что при освещении образцов дополнительной немодулированной подсветкой изменение спектральных характеристик на опыте не наблюдалось. Хотя такая подсветка должна приводить как к уменьшению исходного изгиба зон, так и его относительной неоднородности вдоль границы раздела.

Интересно отметить также то, что спектральные характеристики фотоэдс, измеренные при освещении со стороны пленок TiB_2 и Au-TiB₂, не имеют особенностей при больших коэффициентах поглощения света $\alpha = 4 \cdot 10^4 \text{ см}^{-1}$ ($\lambda = 0.64 \text{ мкм}$, $h\nu = 1.94 \text{ эВ}$), когда генерация неравновесных носителей происходит вблизи границы раздела исследуемых структур (рис. 3 и 5). Это указывает на то, что сформировавшаяся граница раздела между металлом и полупроводником не разрушается при температуре отжига 400 и 600°C и скорость рекомбинации неравновесных носителей заряда в этой области не изменяется.

7. Из приведенных выше результатов и их анализа следует, что исследованные структуры включают в себя пленку TiB_2 или Au-TiB₂, переходной слой и слой GaAs.

Переходным слоем является слой определенной толщины, в котором явно обнаруживаются отличия от исходного материала в его уровне легирования и рекомбинационных параметрах.

Этот переходной слой может быть полупроводником не только с измененным уровнем легирования [17,18] или типом проводимости [2], но и твердым раствором с увеличенной [13] или уменьшенной по отношению к исходному материалу (GaAs) шириной запрещенной зоны. Изменение условий протекания тока через контакт в первую очередь обусловлено изменившимися концентрацией равновесных носителей в переходной области и рекомбинационными параметрами в нем, а также степенью однородности их распределения в этой области.

В структурах TiB_2 -GaAs экспериментально наблюдающаяся генерация фотоэдс при энергии квантов света, меньших ширины запрещенной зоны GaAs (рис. 2, 3), возможна при наличии хвостов плотности состояний в зоне проводимости и в валентной зоне, которые проявляются в легированных полупроводниках [19]. Увеличение легирования арсенида галлия до уровня 10^{17} - 10^{18} см^{-3} приводит к смещению края поглощения в длинноволновую область [20]. Можно полагать, что переходной слой представляет собой легированную область, прилегающую к границе раздела между пленкой TiB_2 и арсенидом галлия. Бор представляет собой акцепторную примесь в GaAs, поэтому переходной слой в зависимости от его концентрации может иметь дырочный тип проводимости [2].

Генерация фотоэдс в структуре TiB_2 -GaAs при поглощении квантов света с энергией, меньшей ширины

запрещенной зоны GaAs, показывает, что уже на стадии формирования этой структуры образуется переходной слой толщиной, значительно меньшей, чем длина экранирования Дебая ($L_D = 400 \text{ \AA}$ при $n = 10^{16} \text{ см}^{-3}$). Термический отжиг приводит к увеличению как толщины переходного слоя, так и уровня его легирования.

В структуре Au-TiB₂-GaAs при ее формировании происходит диффузия атомов золота в приконтактную область арсенида галлия. Золото также является акцепторной примесью [21], которая может компенсировать исходную легирующую примесь в GaAs. Энергетическое положение максимумов фотоэдс на рис. 3 (кривые 1-3) указывает на то, что уменьшение ширины запрещенной зоны за счет возникающих хвостов плотности состояний соответствует концентрации золота в переходной области, равной 10^{17} - 10^{18} см^{-3} .

Диффузия атомов бора и геттерирование примеси в приконтактной области решетки GaAs происходит на фоне протяженного переходного слоя, созданного атомами золота уже при формировании структуры. Причем этот слой для структуры Au-GaAs имеет толщину несколько сот ангстрем [18,22]. Ясно, что наличие пленки TiB_2 должно замедлить процесс диффузии атомов золота в решетку GaAs. Однако тот факт, что на спектральных характеристиках фотоэдс для структур Au-TiB₂-GaAs максимум при отжиге при $T = 400$ и 600°C (рис. 2, кривые 1-3) не смещается по сравнению с положением максимума для неотожженного образца, указывает на формирование устойчивого к отжигу легированного золотом слоя. Поэтому отжиги при $T = 400$ и 600°C слабо влияют на уровень легирования переходной области. Соответственно максимумы кривых 1-3 (рис. 4) на спектральной характеристике фотоэдс не изменяют своего положения. И только при $T = 800^\circ\text{C}$ наблюдается изменение положения максимума эдс (рис. 4, кривая 4), что отражает увеличение уровня легирования переходной области.

Следует обратить внимание на то, что в структурах TiB_2 -GaAs слой, образованный атомами золота, естественно, отсутствует. Формирование переходной области происходит за счет легирования атомами бора и поэтому изменение уровня легирования атомами бора переходного слоя при отжиге приводит к монотонному смещению спектрального положения максимума в длинноволновую область (рис. 2, кривые 1-3), вплоть до его исчезновения.

Исследования люминесценции структур TiB_2 -GaAs и TiN -GaAs показали наличие переходного слоя, который, по мнению авторов, представляет собой твердый раствор с увеличенной по отношению к GaAs шириной запрещенной зоны [13].

Это различие с приведенными выше результатами может быть связано с сильной неравномерностью технологии изготовления исследованных контактов Шоттки, вследствие чего изменение технологических условий и последующий отжиг приводят к формированию переходных слоев разной природы.

8. Изложенные экспериментальные результаты позволяют сделать следующие выводы.

Особенности спектральных характеристик поперечной объемной фотоэдс указывают на то, что при формировании контактов Шоттки $\text{TiB}_2\text{-GaAs}$ у их границы раздела возникает полупроводниковый переходной слой, легированный атомами бора.

В структуре $\text{Au-TiB}_2\text{-GaAs}$ переходной слой возникает прежде всего вследствие легирования атомами золота.

Вследствие формирования в структуре $\text{Au-TiB}_2\text{-GaAs}$ устойчивого переходного слоя, легированного золотом, изменение уровня его легирования и толщины при термических отжигах происходит при более высокой температуре, чем в структуре $\text{TiB}_2\text{-GaAs}$.

Повышение уровня легирования до уровня $10^{17}\text{-}10^{18}\text{ см}^{-3}$ в переходном слое приводит к образованию хвостов плотности состояний, вследствие этого генерация электронно-дырочных пар в полупроводниковых структурах может происходить при энергии квантов возбуждающего света, меньшей ширины запрещенной зоны GaAs .

Измерения спектральных характеристик поперечной объемной фотоэдс позволяют сделать заключение о различии в механизме образования переходного слоя в контактах Шоттки разного типа при термическом отжиге.

Авторы выражают признательность И.Б. Ермолович и Н.Е. Корсуновой за плодотворные дискуссии.

Работа выполнялась при финансовой поддержке Государственного фонда фундаментальных исследований Украины (грант 2.4/621).

Список литературы

- [1] Р.А. Андриевский. Успехи химии, **66**, 57 (1977).
- [2] А.В. Галанхин, Б.В. Маркин, В.В. Чикун. ЭТ, сер. СВЧ техника, **4**, 38 (1994).
- [3] А.С. Драненко, Л.А. Дворина. *Тугоплавкие соединения в микроэлектронике* (Киев, ИПМ, 1996) с. 10.
- [4] В.Б. Бессонов, В.Н. Иванов, А.С. Драненко, В.З. Сканун, В.М. Яшнин. *Применение традиционных и разработка новых пленочных материалов* (Киев, ИПМ, 1994) с. 65.
- [5] R. Gonzulez, M.G. Barandika, D. Oca, J.M. Sanchez, A. Villelas, A. Valea, F. Castro. *Mater. Sci. Engin. A*, **210**, 185 (1996).
- [6] A. Hirose, M. Hasegawa, K.F. Kobayashi. *Mater. Sci. Engin. A*, **239-240**, 46 (1997).
- [7] I. Zergioti, M. Velegrakis, G.N. Haidemenopoulos. *Appl. Surf. Sci.*, **126**, 92 (1998).
- [8] Я. Тауц. *Фото- и термоэлектрические явления в полупроводниках* (М., ИЛ, 1962).
- [9] И.А. Баев, Е.Г. Валяшко ФТТ, **7**, 2585 (1965).
- [10] С.И. Несмелов. Изв. вузов. Физика, № 3, 37 (1999).
- [11] В.В. Антипин, В.А. Годовицын, Д.В. Громов, А.С. Кожевников, А.А. Раваев. *Зарубеж. радиоэлектрон.* № 1, 37 (1995).
- [12] Л.В. Шеховцов, А.В. Саченко, Ю.М. Шварц. ФТП, **29** (3), 566 (1995).

- [13] Е.Ф. Венгер, В.В. Миленин, И.Б. Ермолович, Р.В. Конакова, В.Н. Иванов, Д.И. Войцеховский ФТП, **33** (8) 948 (1999).
- [14] M.D. Sturge. *Phys. Rev.*, **127**, (3), 768 (1962).
- [15] А.С. Драненко, Л.А. Дворина, В.М. Яшник. *Тугоплавкие соединения в микроэлектронике* (Киев, ИПМ, 1996) с. 52-55.
- [16] В.Б. Бондаренко, Ю.А. Кудинов, С.Е. Ершов, В.В. Кораблев. ФТП, **32** (5), 554 (1998).
- [17] А.Н. Андронов, Н.Т. Баграев, Л.Е. Клячкин, С.Б. Робозеров. ФТП **32** (2), 137 (1998).
- [18] Б.И. Бедный. ФТП, **33** (11), 1350 (1999).
- [19] Ж. Панков. *Оптические процессы в полупроводниках* (М., Мир, 1973).
- [20] H.C. Casay, jr., D.D. Sell, K.W. Wecht. *J. Appl. Phys.*, **46**, (1), 250 (1975).
- [21] А. Милнс. *Примеси с глубокими уровнями в полупроводниках* (М., Мир, 1977).
- [22] Z. Liliental-Weber, R. Gronskey, J. Washburn, N. Newman, W.E. Spicer, E.R. Weber. *J. Sci. Technol. B*, **4** (4), 912 (1986).

Редактор Т.А. Полянская

A transitional layer in $\text{TiB}_2\text{-GaAs}$ and $\text{Au-TiB}_2\text{-GaAs}$ Schottky contacts

E.F. Venger, R.V. Konakova, O.B. Okhrimenko, S.Yu. Sapko, L.V. Shekhovtsov, V.N. Ivanov

Institute of Physics of Semiconductors,
National Academy of Sciences of Ukraine
03028 Kiev, Ukraine

Abstract We have measured spectral curves of the transverse volume photovoltage in $\text{TiB}_2\text{-GaAs}$ and $\text{Au-TiB}_2\text{-GaAs}$ Schottky contacts, both before and after their thermal annealing at 400, 600 and 800°C. The dopant concentration in $n\text{-GaAs}$ substrate was 10^{16} cm^{-3} . It was found that in $\text{TiB}_2\text{-GaAs}$ structures a transition layer was formed due to boron atoms diffusion into GaAs substrate. Thermal annealing raised the doping level in this transition layer. In $\text{Au-TiB}_2\text{-GaAs}$ structures however, a transition layer was formed the doping level of which changed insignificantly during thermal annealing. Spectral position of the bulk photovoltage peaks indicates that tails of the density of states occur in the semiconductor transition layer, which results from the rise of its doping level up to $10^{17} - 10^{18}\text{ cm}^{-3}$.