

Радиационные повреждения контактных структур с диффузионными барьерами, подвергнутых γ -облучению ^{60}Co

© А.Е. Беляев, Н.С. Болтовец*, Р.В. Конакова[†], В.В. Миленин, Ю.Н. Свешников⁺, В.Н. Шеремет

Институт физики полупроводников им. В.Е. Лашкарева Национальной академии наук Украины,
03028 Киев, Украина

⁺ Государственное предприятие Научно-исследовательский институт „Орион“,
03057 Киев, Украина

* ЗАО „Элма-Малахит“,
124460 Зеленоград, Россия

(Получена 30 июля 2009 г. Принята к печати 20 августа 2009 г.)

Рассмотрено влияние ионизирующего излучения γ -квантами ^{60}Co в диапазоне доз 10^4 – $2 \cdot 10^9$ рад на контакты металл–полупроводник $\text{Au-ZrB}_x\text{-AlGaIn/GaN}$ и $\text{Au-TiB}_x\text{-Al-Ti-n-GaN}$, а также диодов Шоттки $\text{Au-ZrB}_x\text{-n-GaN}$. Контакты с диффузионными барьерами TiB_x и ZrB_x при воздействии ионизирующей радиации не деградируют до доз $\lesssim 10^8$ рад. Диоды Шоттки $\text{Au-ZrB}_x\text{-n-GaN}$ остаются стабильными в диапазоне доз 10^4 – 10^6 рад. С увеличением дозы облучения $\gtrsim 10^8$ рад возрастает дефектность контактной металлизации, сопровождающаяся образованием сквозных пор, что способствует скоплению кислорода на границах раздела $\text{Au-ZrB}_x(\text{TiB}_x)$ и возрастанию массопереноса атомов контактообразующих слоев. При этом наблюдается радиационная деградация диодов Шоттки. Проанализированы возможные механизмы радиационного повреждения контактных структур с диффузионными барьерами.

1. Введение

При формировании контактных структур металл–полупроводник (МП), устойчивых к экстремальным воздействиям, широко используется многослойная металлизация с диффузионными барьерами. Функциональное назначение диффузионных барьеров (ДБ) заключается в устранении (ограничении) взаимодействий между слоями контактной металлизации. Очевидно, что для обеспечения низких значений диффузионной проницаемости материалы, используемые в качестве ДБ, должны обладать высокой термостабильностью, электромиграционной и коррозионной стойкостью, химической инертностью по отношению к контактирующим веществам при сохранении их высокой электропроводности. В последние годы повышенный интерес проявляется к замене широко используемых диффузионных барьеров на основе моноэлементных тугоплавких металлов и их сплавов на химические соединения тугоплавких металлов с азотом, бором и углеродом. Обладая высокой термостабильностью, коррозионной стойкостью к влаге и окислению, высокой микротвердостью и низкой величиной электросопротивления, они обеспечивают лучшие результаты по надежности контактов, чем использование „чистых“ металлов. Отметим, что если механизмы термических повреждений диффузионных барьеров на основе боридов, нитридов и карбидов исследуются достаточно интенсивно [1–3], то их устойчивость к воздействию различных видов ионизирующих излучений ограничивается в основном изучением особенностей различных повреждений боридов в связи с реакцией (n, α) на ядрах ^{10}B [4]. Подобная обработка приводит к сильному отклонению облучаемого материала от состояния термодинамического равновесия.

Следует отметить, что тонкие слои, формирующие контактную структуру, растущие в условиях совместного действия термического, химического и радиационных факторов, являются также термодинамически неравновесными и характеризуются широким спектром несовершенств как атомного, так и надатомного масштабов [5].

Учитывая это обстоятельство, следует ожидать, что их переход в термодинамически более стабильное состояние при радиационных воздействиях будет осуществляться через различные механизмы: как путем возникновения в материале областей с отличающейся кристаллической структурой, отсутствующей в исходном состоянии, так и путем самоорганизации на субструктурном уровне [6]. Эти структурные изменения зависят от свойств облучаемого материала, степени его неравновесности и параметров облучения.

Как известно, облучение пленочных материалов сопровождается образованием радиационных дефектов. Поскольку дефекты и их стоки (рекомбинация, макродефекты) пространственно разнесены, в кристаллах возможно накопление дефектов, и запасенная энергия, обусловленная их накоплением, может достигать значительных величин [7]. Это способствует повышению термодинамической неустойчивости структуры, релаксация которой может сопровождаться развитием структуры протяженных дефектов, фазовыми превращениями, концентрационными расслоениями сплавов.

С другой стороны, могут протекать процессы, приближающие контактообразующие слои к более равновесному состоянию по отношению к состоянию необлученного кристалла за счет стимулированных облучением дефектно-примесных перестроек (комплексообразование, аннигиляция и др.).

Цель данной работы — изучение структурной эволюции многослойных комбинированных контактов с вклю-

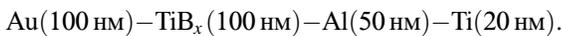
[†] E-mail: konakova@isp.kiev.ua

чением слоев тугоплавких соединений бора при их облучении γ -квантами ^{60}Co в широком диапазоне доз и влияние ее на электрофизические параметры таких контактов к гетероструктурам на основе группы III-нитридов.

2. Образцы и методы исследований

Исследовались контакты, сформированные на эпитаксиальных слоях n -типа: AlGaN и GaN с концентрацией донорной примеси в $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N} \sim 3 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ ($x \approx 0.15$), в GaN $\sim 10^{17} \text{ см}^{-3}$, выращенных методом МОС-гидридной эпитаксии (МОСVD) на сапфировых подложках толщиной 400 мкм в ЗАО „Элма-Малахит“.

Контакты I типа, изготовленные на гетероструктуре AlGaN–GaN, имели двухслойную металлизацию: Au–ZrB $_x$, где $x \geq 2$ с толщинами слоев 100 и 50 нм. Контакты II типа формировались на GaN и имели следующую последовательность слоев:



Слои получали методом магнетронного распыления соответствующих металлов и прессованных мишеней TiB $_x$ (ZrB $_x$) в атмосфере аргона при давлении в камере $\sim 5 \cdot 10^{-3}$ Торр.

Изготовленные структуры подвергались облучению γ -квантами ^{60}Co в диапазоне доз $10^4 - 2 \cdot 10^9$ рад. Стимулированные радиацией атомные перестройки в слоях и на межфазных границах анализировались с использованием оже-электронной спектроскопии в сочетании с ионным травлением. Для анализа структурного состояния конденсатов применялись электронно-микроскопические и рентгенодифракционные методы. Морфология пленочного покрытия исследовалась с помощью атомно-силовой микроскопии (АСМ).

Оценка удельного контактного сопротивления до и после облучения осуществлялась с помощью радиального метода TLM (Transition Line Method). До и после облучения измерялись вольт-амперные характеристики (ВАХ) диодных структур с барьером Шоттки Au–ZrB $_x$ – n -GaN (диаметр барьера Шоттки ~ 100 мкм).

3. Экспериментальные результаты

На рис. 1 и 2 приведены результаты по оже-профилированию контактов до и после γ -облучения ^{60}Co . Так как механизмы радиационно-стимулированных процессов напрямую связаны с фазово-структурным состоянием облучаемых объектов, кратко остановимся на особенностях кристаллического строения тонких конденсатов, формирующих пространственно неоднородную многослойную структуру МП. В результате электронно-микроскопических и рентгенодифракционных исследований было установлено, что тонкие металлические слои являются поликристаллическими, а пленки боридов тугоплавких металлов — квазиаморфными (мелкодисперсными). Более детальные исследования, представленные

в [8–10], указывают на высокое пересыщение таких конденсатов как точечными, так и протяженными дефектами, а также присутствием несплошностей надатомного масштаба (границы зерен, поры). Следует отметить, что вероятность порообразования, в том числе возникновение сквозной пористости, существенно зависит от температуры, при которой происходит конденсация вещества. При низких температурах (в нашем случае $\lesssim 80^\circ\text{C}$) порообразование выражено слабо вследствие малой подвижности точечных дефектов и высокой вероятности их взаимной рекомбинации и аннигиляции на стоках. Кроме того, процессы порообразования в квазиаморфных материалах ослабляются с увеличением дисперсности элементов структуры [5]. Последнее связано с усилением роли межзеренных границ в качестве вакансионных стоков. Таким образом, можно полагать, что поры не являются доминирующим структурным нарушением в рассматриваемых конденсатах. И наконец, атомная структура полупроводниковых гетероэпитаксиальных слоев GaN отличается от металлических конденсатов и пленок боридов тугоплавких металлов. Для нее характерно наличие ориентированных столбчатых по форме кристаллитов (рис. 3), что необходимо учитывать при формировании контактного перехода МП.

Таким образом, структура слоев, формирующих контакт, меняется в широких пределах от монокристаллических до квазиаморфных с присутствием широкого набора дефектов разной размерности.

Следует остановиться на еще одном факторе, влияющем как на свойства контактных структур, так и на их устойчивость к экстремальным воздействиям. Сопряжение пленок разной физико-химической природы сопровождается спонтанным взаимным перемешиванием атомов контактирующих материалов с образованием протяженных областей, отличающихся по своим свойствам от сопрягаемых материалов.

Возможным механизмом возникновения переходных областей (ПО) являются развивающиеся при конденсации макронапряжения, а управляющим параметром — плотность энергии упругой деформации.

В настоящее время отсутствуют данные по структурным моделям ПО. Опираясь на результаты многочисленных исследований [11], можно лишь предположить, что они неоднородны по химическому составу, содержат локальные включения, отличающиеся параметрами ближнего порядка. Присущие такому перемешиванию флуктуации межатомных расстояний способствуют формированию областей разрежения, приводящих к возникновению избыточного „свободного“ объема. Поэтому такие ПО характеризуются структурной нестабильностью и высокими скоростями миграции атомов.

Таким образом, изготовленные контактные структуры находятся в термодинамически неравновесном состоянии, уровень неравновесности которых определяется условиями препарирования образующих их тонкопленочных компонент. Основными факторами, препятствующими формированию равновесия, являются

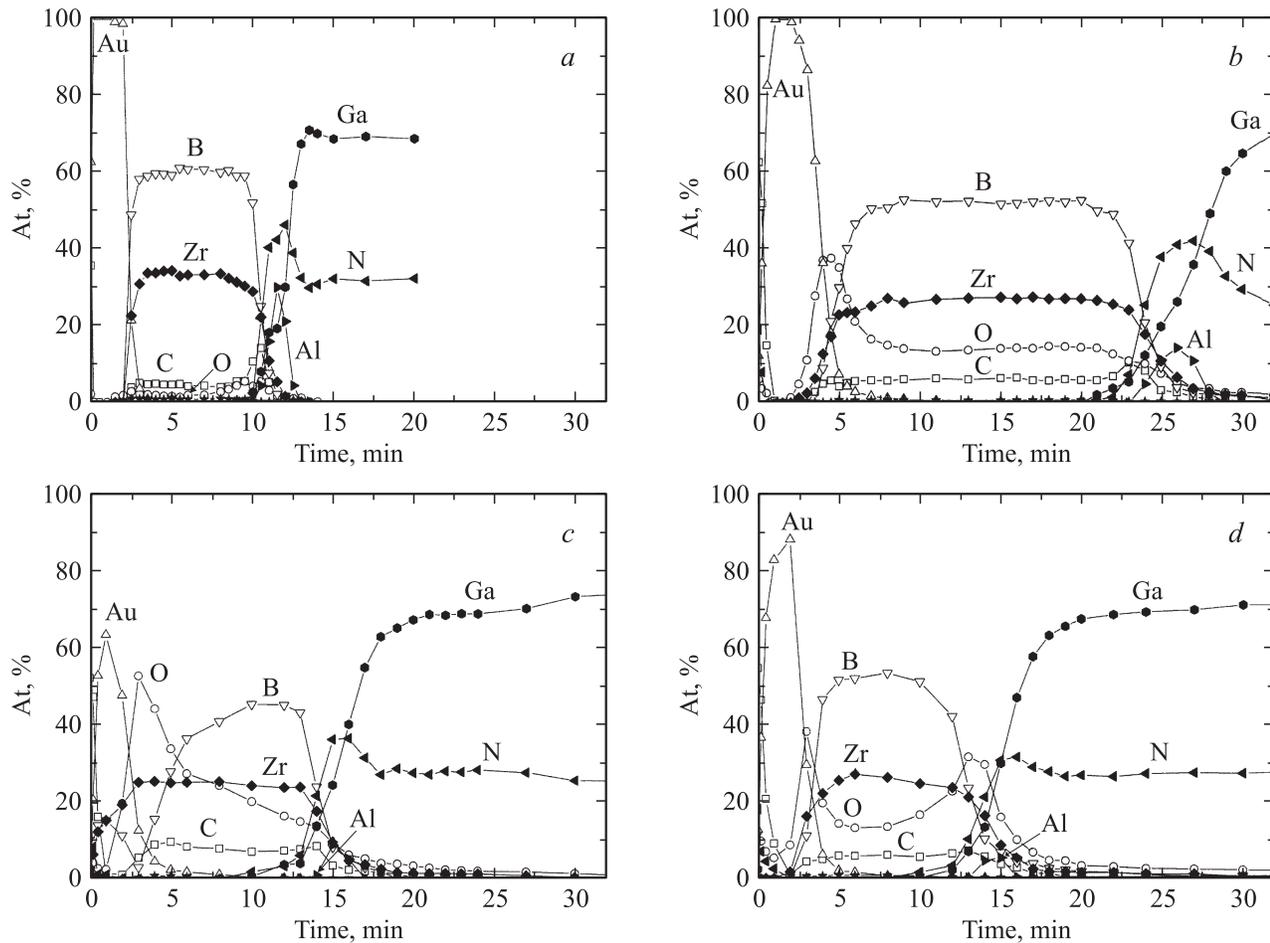


Рис. 1. Профили распределения компонентов в контактах Au–ZrB_x–AlGaN–GaN: *a* — исходных, а также облученных дозами W , 10^8 рад: *b* — 4, *c* — 10, *d* — 20.

энергетические параметры, контролирующие дефектно-примесные перестройки, а также недостаток подвижных точечных дефектов.

Как следует из данных, приведенных на рис. 1 и 2, для обоих типов контактных структур наблюдаются заметные структурно-фазовые перестройки как пленочных конденсатов, так и межфазных границ при достижении пороговой дозы облучения $W_{th} \approx 4 \cdot 10^8$ рад. При меньших дозах облучения, когда число генерируемых точечных дефектов мало по сравнению с исходным состоянием, согласно существующим представлениям [12,13], облучение приводит не к дальнейшему накоплению дефектов, а к упорядочению структуры полупроводниковых кристаллов, металлов и сплавов. Снижается уровень дефектов, устраняются поля механических напряжений, контакт переходит в более равновесное состояние.

Для объяснения аномального воздействия малых доз ионизирующего излучения на материалы был разработан ряд феноменологических моделей, подробно изложенных в [12–16]. В то же время специфика микроструктурных трансформаций межфазных областей остается практически не изучена. Между тем с ионизирующим излучением связан целый ряд эффектов:

снижение активационных барьеров для диффузии, взаимная диффузия радиационных дефектов и примесей, ионизация атомов, радиационная сегрегация и коррозия, индуцированные фазовые переходы и др., которые могут оказывать существенное влияние на строение и свойства ПО.

При интегральных дозах ниже пороговой, как следует из рис. 1 и 2, основные изменения в трансформации ПО связаны с диффузионными процессами. Движущей силой, определяющей структурные перестройки ПО на микроуровне, а также слоев, формирующих контакт, являются развивающиеся при конденсации макронапряжения, под действием которых меняется структура дефектов и связанная с ней энергия упругой деформации. В зависимости от величины диффузионных потоков дефектов и собственных атомов контактирующих материалов может происходить как уплотнение переходного слоя, если нет топологических ограничений для образования химических связей продиффундировавших атомов (образование новых фаз), так и его разуплотнение — возникновение новых или рост исходно существовавших пор, например, из-за неплотного срастания автономно растущих элементов структуры из продиффундиро-

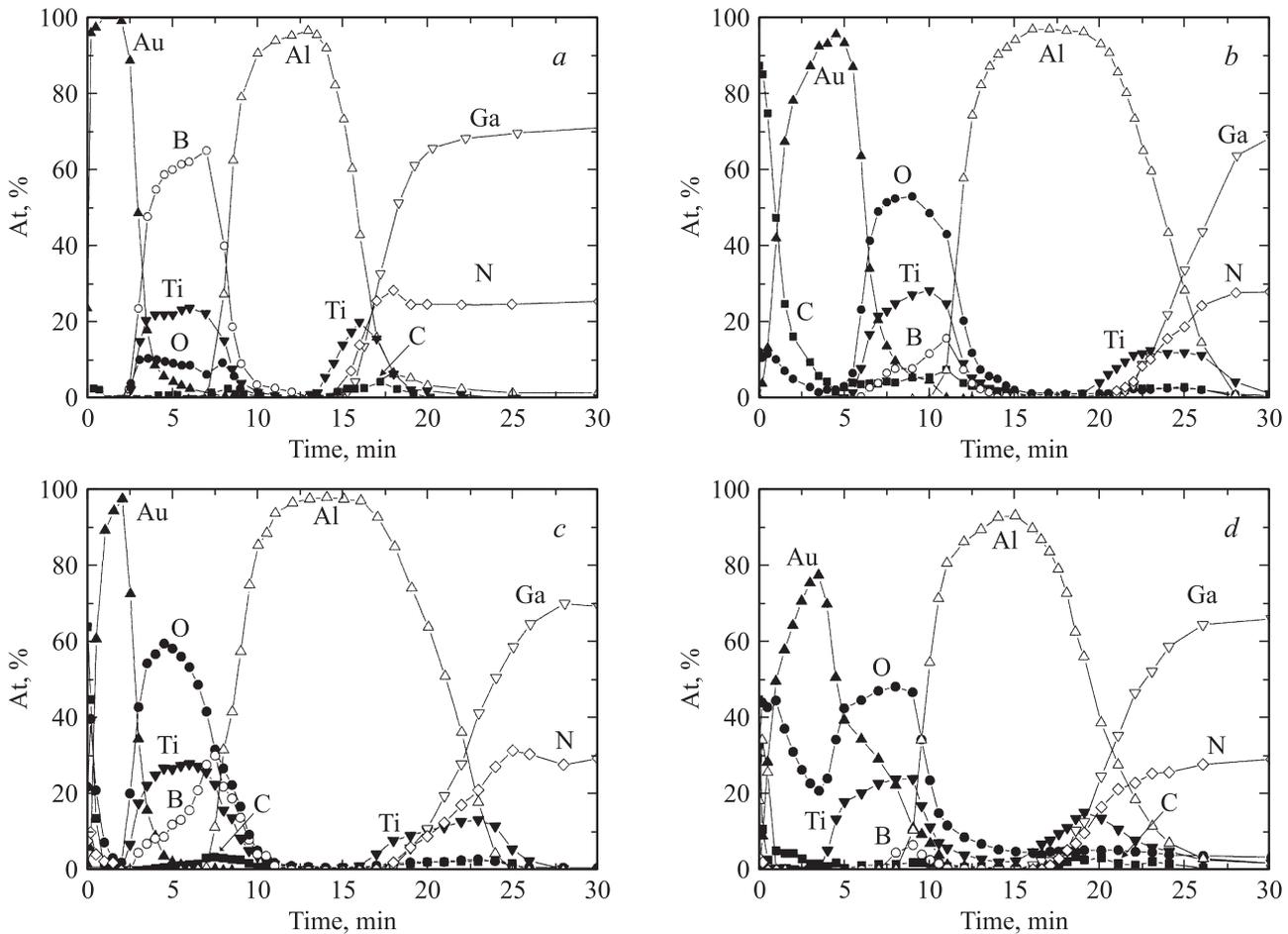


Рис. 2. Профили распределения компонентов в контактах Au–TiB_x–Al–Ti–GaN: *a* — исходных, а также облученных дозами W , 10^8 рад: *b* — 4, *c* — 10, *d* — 20.

вавших атомов [10], либо вследствие „выталкивания“ атомов переходного слоя при их взаимодействии с компонентами контактирующих слоев или окружающей среды [5].

При оже-профилеировании эти особенности проявляются либо как уменьшение протяжности переходных областей, либо как „размывание“ границы раздела [14].

До доз облучения 10^8 рад профили распределения атомных компонент контактирующих слоев практически такие же, как и на необлученных структурах. Заметные изменения в распределении атомов происходят при интегральных дозах, превышающих 10^8 рад, причем имеют место существенные отличия в трансформации контактных структур I и II типа.

Проанализируем вначале особенности структурной перестройки в контактах Au–ZrB₂–AlGaN–GaN, подвергнутых γ -облучению высокими дозами. Стимулирующее воздействие облучения приводит к нескольким эффектам:

- 1) усилению диффузионной проницаемости слоев золота и борида циркония;
- 2) особенностям в распределении кислорода в облученном контакте.

Естественно предположить, что наблюдаемые эффекты являются следствием развития структуры радиационных повреждений в облученных материалах, обусловленной непрерывным созданием в них высоких концен-

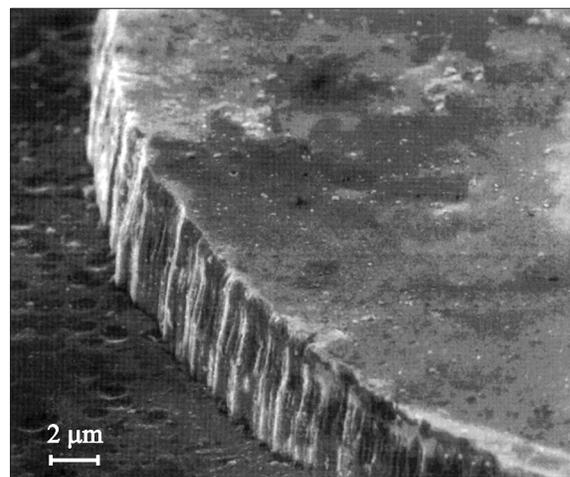


Рис. 3. Фрагмент факсы исходной мезаструктуры омического контакта Au–TiB_x–Al–Ti–*n*-GaN.

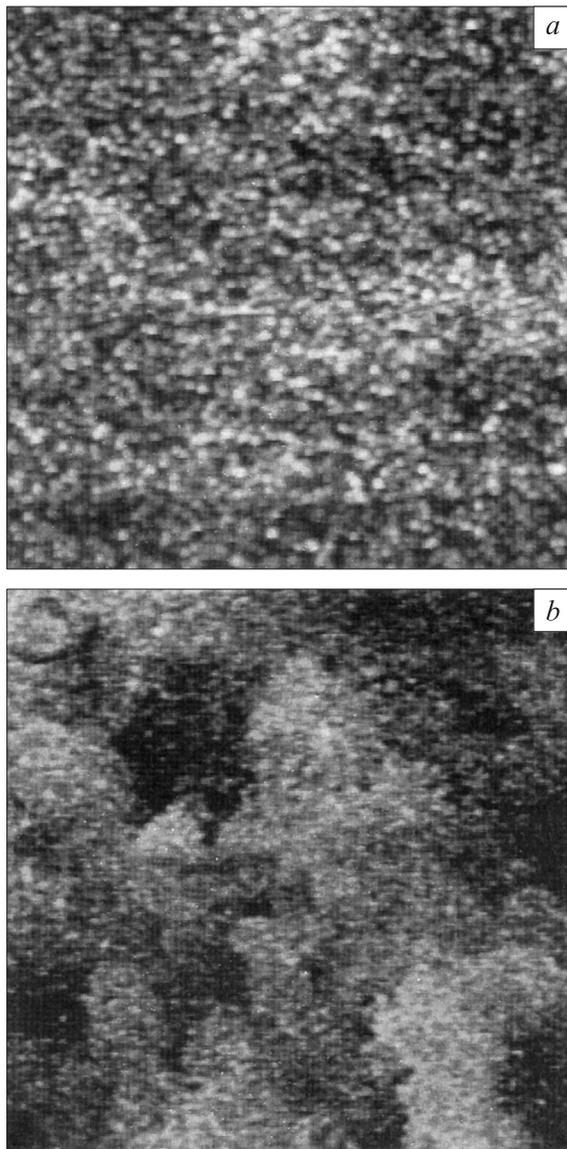


Рис. 4. Морфология поверхности пленки Au на структуре Au–ZrB_x–AlGaIn–GaIn: *a* — до облучения и *b* — после облучения до дозы $W = 10^8$ рад (площадь 5×5 мкм).

траций точечных дефектов. Под влиянием термической активации точечные дефекты, приобретая высокую подвижность, могут рекомбинировать в результате случайных взаимных столкновений, поглощаться дислокациями, границами зерен, порами, свободными поверхностями и др. Поскольку в металлах и сплавах подвижность межузельных атомов значительно больше подвижности вакансий [5], то в квазистационарном состоянии при облучении обычно образуется избыток вакансий. Этому также способствует наличие в материале стоков, поглощающих в большой степени межузельные атомы. Уменьшение числа избыточных вакансий, связанное со стремлением пленочной структуры к термодинамическому равновесию, наиболее эффективно происходит в результате их коалесценции в устойчивые комплексы,

вплоть до образования пор (рис. 4). С увеличением дозы облучения концентрация пор возрастает, а затем стабилизируется или даже может уменьшаться [5,10]. В [5] указывалось на взаимосвязи между размерами пор и интенсивностью поглощения ими вакансий: с увеличением радиуса поры возрастает интенсивность поглощения вакансий и происходит дальнейший их ускоренный рост, если концентрация радиационных дефектов поддерживается постоянной. По мере роста поры становятся сквозными.

Возникновение сквозной пористости способствует усилению миграционного обмена атомами контактирующих слоев, а также их проницаемости для атомов кислорода. Последние локализуются в ПО контактирующих пар, чему способствует их рыхлая структура. С этим связано пространственно неоднородное распределение кислорода по слоевой структуре контакта. Полученные результаты необходимо учитывать при анализе причин, приводящих к деградации контактных структур.

Предложенный выше механизм радиационных повреждений многослойной контактной структуры может быть применен и при анализе радиационной деградации контактной структуры Au–TiB_x–Al–Ti–GaIn, если допустить, что наличие высокой концентрации кислорода в барьерообразующем слое не влияет на его радиационную стойкость. Представленные на рис. 2 данные свидетельствуют об обратном. Основываясь на особенностях атомных перестроек слоев TiB_x, можно предположить два механизма, лежащих в их основе, в зависимости от химического состояния атомов кислорода.

1. Обнаруженная высокая концентрация кислорода является следствием формирования тернарного твердого раствора — оксиборида титана. Сформированный в условиях неравновесного процесса твердый раствор является термодинамически неустойчивым и при воздействии γ -облучения происходит его переход в более устойчивое состояние, путем фазового расслоения с образованием смеси окислов бора и титана. Наличие пор в TiB_x, значительно повышая диффузионную „активность“ слоя, оказывает существенное влияние на скорость и степень полноты превращения [5]. Благодаря тому что поры способствуют значительному снижению упругой энергии слоя при образовании и развитии в нем новой фазы, протекание процессов расслоения (распада) твердых растворов заметно облегчено. Причем при наличии крупных пор их поверхность может стать местом периметрового выделения одной из фаз даже без зародышеобразования [5].

2. Внедренный в TiB_x слой кислорода находится в основном в химически несвязанном состоянии. Местом его локализации являются межкристаллитные области, обладающие наиболее искаженной структурой, и в меньшей степени поры кристаллитов из-за малой их концентрации [5,10]. При γ -облучении за счет дополнительного поступления кислорода из окружающей среды (как это уже отмечалось выше) велика вероятность того, что в локальных областях мелкодисперсной пленки возникает

состояние пересыщения, что приводит к локальным искажениям кристаллической структуры на границах микрокристаллов. Кроме того, кислород, взаимодействуя с атомами бора и титана, способствует регибридизации соседних химических связей. Структурные искажения и изменения природы химических связей на границах микрокристаллов, вызванные внедрением атомов кислорода, стимулируют развитие процессов локального распада в адсорбционных зонах и возникновение соединений с участием кислорода. В результате на межкристаллитных границах возникают микрокластеры оксидных фаз. Процесс окисления является экзотермическим. Выделяемая энергия приводит к усилению процессов окисления. Однако для глубокой фазовой перестройки этого недостаточно. Окислительные процессы могут быть интенсифицированы при наличии каких-либо промоторов. В рассматриваемом случае это могут быть малые количества воды, попадающие из окружающей среды в зону реакции. В этом случае скорость окисления резко возрастает, возможно, вследствие реализации цепного механизма окисления [17] или процессов, развивающихся по типу „вспышки“ [18]. В результате возникают области, образованные оксидами титана, отсутствующими в исходном состоянии, а высоколетучие субоксиды бора удаляются [19]. И первый и второй механизмы приводят к деградации диффузионного барьера и потере контактной структурой радиационной устойчивости.

Выше приведенные данные по радиационным повреждениям контактных структур были дополнены исследованиями по влиянию γ -облучения на их электрофизические параметры.

Учитывая результаты, приведенные на рис. 1 и 2, можно было предположить, что деградация электрофизических параметров контактов в первую очередь обусловлена:

а) перераспределением под действием ионизирующего излучения дефектов, в том числе легирующей примеси;

б) внедрением атомов металлизации в полупроводник под воздействием облучения и формированием новых дефектов и примесно-дефектных комплексов.

Так как оба эффекта могут иметь место при высокой концентрации радиационных дефектов, их проявление следует ожидать при высоких дозах облучения.

Анализ дозовых зависимостей относительного изменения удельного контактного сопротивления ρ_c тестовых TLM структур Au–TiB_x–Al–Ti–n–GaN (рис. 5) показал, что при малых дозах облучения γ -квантами ⁶⁰Co (в интервале доз $4 \cdot 10^4$ – 10^6 рад) ρ_c уменьшается от $(2-3) \cdot 10^{-4}$ Ом·см² в исходных образцах до величины $(4.1-4.7) \cdot 10^{-5}$ Ом·см², облученных до дозы 10^6 рад, что находится в соответствии со структурно-примесным упорядочением на границах раздела фаз контактной металлизации. С увеличением дозы до 10^9 и $2 \cdot 10^9$ рад величина ρ_c возрастает до $\sim 10^{-3}$ Ом·см² и $(3-4) \cdot 10^{-3}$ Ом·см² соответственно, что коррелирует

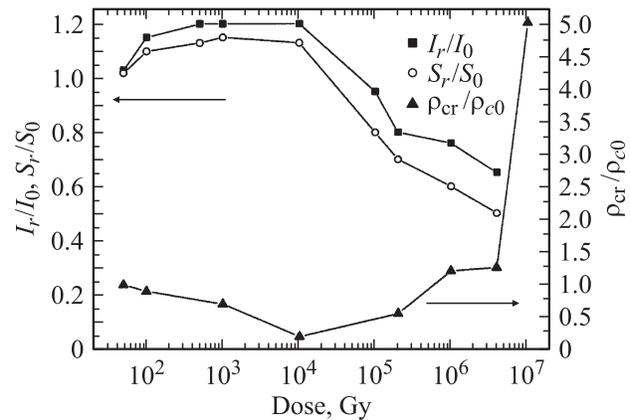


Рис. 5. Дозовые зависимости относительных изменений тока насыщения (I_r/I_0) и крутизны (S_r/S_0) транзистора типа НЕМТ [30] и удельного контактного сопротивления (ρ_{cr}/ρ_{c0}) TLM структуры Au–TiB_x–Al–Ti–n–GaN. Здесь I_0 , S_0 , ρ_{c0} — исходные величины тока насыщения, крутизны и удельного контактного сопротивления; I_r , S_r и ρ_{cr} — эти же параметры после соответствующих доз облучения γ -квантами ⁶⁰Co.

с данными по оже-профилированию в тестовых структурах Au–TiB_x–Al–Ti–n–GaN (рис. 2, c, d). Отметим, что возрастание ρ_c по сравнению с исходной величиной наблюдается уже при облучении в интервале доз 10^8 – $4 \cdot 10^8$ рад.

Радиационно-стимулированную деградацию таких омических контактов можно объяснить, если предположить, что при облучении сверхпороговыми дозами γ -радиации наблюдается распад тернарной фазы Ti₂AlN, которая, как было показано в [20], возникает на границе с GaN в результате формирования низкоомного омического контакта (исходный, необлученный образец) при его высокотемпературном отжиге. При облучении $\gtrsim 4 \cdot 10^8$ рад возможна реакция $Ti_2AlN \rightarrow 2Ti + AlN$, в результате которой на границе раздела образуется высокоомная фаза AlN, приводящая к химически и структурно-неоднородной границе раздела и увеличению ρ_c . Однако данные оже-профилирования (рис. 2) указывают на возможность более сложных радиационно-стимулированных процессов на границе раздела металлических фаз с GaN, связанных с участием в них кислорода (рис. 2, d), и интенсифицированием возникновения вследствие этого физико-химических неоднородностей, обуславливающих увеличение ρ_c . Другим фактором, способствующим увеличению ρ_c , может быть компенсация легирующей примеси в GaN, особенно в приконтактной области, при введении в нее радиационных дефектов при дозах более $4 \cdot 10^8$ рад, являющихся глубокими центрами, так называемая радиационно-стимулированная компенсация GaN, наблюдаемая ранее в [21,22] при облучении γ -квантами ⁶⁰Co до дозы $6 \cdot 10^8$ рад (HEMT AlGaIn/GaN). Вероятность такого процесса подтверждается также данными об изменении дефектного состава n-GaN при облучении γ -квантами ⁶⁰Co до доз $1.2 \cdot 10^7$ и $2 \cdot 10^7$ рад,

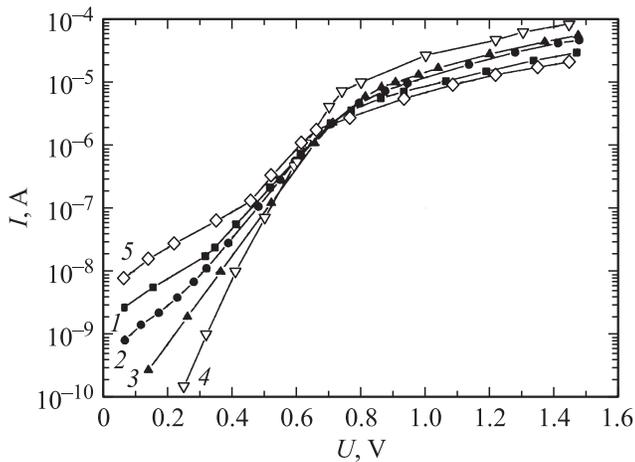


Рис. 6. Прямые ветви вольт-амперных характеристик диода с барьером Шоттки Au-ZrB₂-n-GaN: 1 — исходные, 2–5 — после облучения γ -квантами ^{60}Co до доз W , 10^6 рад: 2 — 0.4, 3 — 2, 4 — 7, 5 — 600.

полученными в [23,24], и при облучении быстрыми электронами с энергией ~ 2 МэВ с образованием при облучении вакансий Ga (акцепторов) и вакансий N (доноров), сопровождающимся уменьшением подвижности основных носителей заряда в n-GaN [25].

Облучение диодных структур с барьером Шоттки Au-ZrB_x-n-GaN в диапазоне доз 10^4 – 10^6 рад показало, что по сравнению с исходным состоянием наблюдается уменьшение тока насыщения на прямой ветви ВАХ, увеличение высоты барьера Шоттки и уменьшение фактора идеальности, обусловленное структурно-примесным упорядочением на границе раздела ZrB_x-n-GaN. На рис. 6 приведены прямые ветви ВАХ исходного (кривая 1) и облученного до доз $4 \cdot 10^5$ (кривая 2), $2 \cdot 10^6$ (кривая 3), $7 \cdot 10^6$ (кривая 4) и $6 \cdot 10^8$ рад (кривая 5) диода с барьером Шоттки Au-ZrB_x-n-GaN. Видно, что исходная ВАХ имеет 3 участка: начальный — в области напряжений 0.025–0.3 В, следующий за ним — в области 0.3–0.6 В и третий — в области более 0.6 В. Как известно, такой вид ВАХ необлученного диода связан с наличием избыточных токов утечки, природа которых в значительной мере обусловлена структурно-примесными неоднородностями на границе раздела металл-полупроводник [26], и наблюдался рядом авторов в нитридгаллиевых диодах с барьером Шоттки с плотностью дислокаций в n-GaN более 10^8 см^{-2} [27–29]. Облучение сравнительно малыми дозами γ -радиации (кривые 2–4) последовательно приводит к значительному уменьшению токов утечки и формированию ВАХ, состоящей из двух участков. Токоперенос на первом из них связан с термоэлектронной эмиссией, а на втором — обусловлен падением напряжения на базе. При этом высота барьера Шоттки облученного диода до дозы $7 \cdot 10^6$ рад по сравнению с исходной ВАХ возрастает на 0.19 В (от 0.68 В в исходном до 0.87 В в облученном до $7 \cdot 10^6$ рад), ток насыщения уменьшается на

~ 2 порядка, а фактор идеальности уменьшается на 1.5 (с 2.8 в исходном до 1.3 в облученном). Эти результаты находятся в соответствии с данными по радиационному упорядочению в многослойных полупроводниковых структурах на основе соединений A^{III}B^V, обобщенными в [12–14] и подтверждающими возможность стимулированного радиацией перехода структурно-неоднородных систем на основе гетероэпитаксиальных пленок GaN, выращенных на сапфире, значительно более дефектных, чем классические эпитаксиальные структуры на основе GaAs (GaP, InP), в более равновесное состояние по отношению к исходному. Увеличение дозы γ -радиации ^{60}Co до $6 \cdot 10^8$ рад приводит к деградации параметров диода Шоттки Au-ZrB_x-n-GaN, проявляющейся в увеличении токов утечки, увеличении сопротивления базовой области диода (кривая 5), что обусловлено радиационным дефектообразованием в приконтактной области диода Шоттки и в слое n-GaN и находится в соответствии с литературными данными [24–27].

Отметим также, что подобные радиационные эффекты наблюдались в работах [30–32] при воздействии сравнительно малых доз γ -радиации ^{60}Co (в интервале доз 10^4 – 10^6 рад) на параметры транзисторов типа НЕМТ. При этом наблюдалось некоторое улучшение параметров НЕМТ: увеличение на $\sim 20\%$ тока насыщения и на $\sim 15\%$ крутизны (рис. 5), а также существенное уменьшение разброса этих параметров по пластине, подтверждающее рассмотренное выше модельное представление о стимулированном малыми дозами γ -радиации переходе приборной структуры в более равновесное состояние по сравнению с исходным. Последнее обстоятельство подтверждается увеличением в 3–4 раза по сравнению с исходным радиуса кривизны пластины с НЕМТ, облученной до 10^6 рад, что коррелирует с уменьшением примерно на порядок величины внутренних механических напряжений в гетероструктуре AlGaIn/GaN, выращенной на сапфире и облученной γ -квантами ^{60}Co до 10^6 рад [30]. При дальнейшем увеличении дозы γ -радиации наблюдается радиационно-стимулированная деградация параметров НЕМТ и при облучении до дозы $5 \cdot 10^8$ рад ток насыщения уменьшается на 35%, а крутизна на 50%, что находится в хорошем соответствии с рассмотренным механизмом радиационной деградации контактной металлизации и приконтактного слоя полупроводника.

4. Заключение

Таким образом, при облучении γ -квантами ^{60}Co контактной металлизации с диффузионными барьерами на основе тугоплавких соединений TiB_x и ZrB_x она остается стабильной до доз $\lesssim 10^8$ рад. Радиационная деградация таких контактов при дозах выше 10^8 рад связана с устойчивостью диффузионных барьеров, которые при таких дозах облучения деградируют. Механизмы деградации этих барьеров в значительной степени связаны

с присутствием в них пор, кислорода и радиационным дефектообразованием в приконтактном слое полупроводника. При этом радиационная стойкость диодных структур с барьером Шоттки Au–ZrB_x–n-GaN наблюдалась до доз γ -радиации $^{60}\text{Co} \sim 7 \cdot 10^6$ рад, дальнейшее увеличение дозы приводит к ухудшению их параметров.

Список литературы

- [1] I. Shalich, Y. Shapira. *J. Vac. Sci. Technol. B*, **18** (5), 2477 (2000).
- [2] L. Woss, R. Khanna, S.J. Pearton, F. Ren, I.I. Kravchenko. *Appl. Surf. Sci.*, **253**, 1255 (2006).
- [3] О.А. Агеев, А.Е. Беляев, Н.С. Болтовец, Р.В. Конакова, В.В. Миленин, В.А. Пилипенко. *Фазы внедрения в технологии полупроводниковых приборов и СБИС* (Харьков, НТК „Институт монокристаллов“, 2008).
- [4] М.С. Ковальченко, В.В. Огородников, Ю.Н. Роговой, А.Г. Крайний. *Радиационные повреждения тугоплавких соединений* (М., Атомиздат, 1979).
- [5] Л.С. Палатник, П.Г. Черемской, М.Я. Фукс. *Поры в пленках* (М., Энергоиздат, 1982).
- [6] О.В. Соболев. *Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов* (Харьков, ННЦ ХФТИ, ИПЦ „Контраст“, 2004) ч. II.
- [7] Б. Келли. *Радиационные повреждения твердых тел* (М., Атомиздат, 1970).
- [8] М.А. Nickolet. *Microelectron. Engin.*, **55**, 357 (2001).
- [9] Р.А. Андриевский. *Успехи химии*, **74** (12), 1163 (2005).
- [10] А.П. Шпак, П.Г. Черемской, Ю.А. Куницкий, О.В. Соболев. *Кластерные и наноструктурные материалы* (Киев, Академперіодика, 2005) т. 3.
- [11] Ф. Бехштедт, Р. Эндерлайн. *Поверхности и границы раздела полупроводников* (М., Мир, 1990).
- [12] А.П. Мамонтов, И.П. Чернов. *Эффект малых доз ионизирующего излучения* (М., Энергоатомиздат, 2001).
- [13] О.Ю. Борковская, Н.Л. Дмитрук, Р.В. Конакова, В.Г. Литовченко, Ю.А. Тхорик, В.И. Шаховцев. *Эффекты радиационного упорядочения в слоистых структурах на основе соединений A^{III}B^V* (Киев, ИФ АН УССР, 1986) Препринт № 6.
- [14] А.Е. Belyaev, Yu. Breza, E.F. Venger, M. Vesely, I.Yu. P'in, R.V. Konakova, J. Liday, V.G. Lyapin, V.V. Milenin, I.V. Prokopenko, Yu.A. Tkhorik. *Radiation resistance of GaAs-based microwave Schottky-barrier devices* (Киев, „Interpres LTD“ 1998) p. 127.
- [15] Г.Е. Чайка, И.К. Синишук, Ф.К. Шишияну. *ФТП*, **19** (4), 674 (1985).
- [16] Т.Д. Джафаров. *Радиационно-стимулированная диффузия в полупроводниках* (М., Энергоатомиздат, 1991).
- [17] В.Ф. Киселев, О.В. Крылов. *Адсорбционные процессы на поверхности полупроводников и диэлектриков* (М., Наука, 1978).
- [18] И.Н. Францевич, Р.Ф. Войтович, В.А. Лавренко. *Высокотемпературное окисление металлов и сплавов* (Киев, Изд-во техн. лит. УССР, 1963).
- [19] Т.И. Серебрякова, В.А. Неронов, П.Д. Пешев. *Высокотемпературные бориды* (М., Металлургия, Челябин. отд-ние, 1991).
- [20] А.Е. Belyaev, N.S. Boltovets, V.N. Ivanov, L.M. Kapitanchuk, V.P. Kladko, R.V. Konakova, Ya.Ya. Kudryk, A.V. Kuchuk, O.S. Lytvyn, V.V. Milenin, V.N. Sheremet, Yu.N. Sveshnikov. *SPQEO*, **10** (4), 1 (2007).
- [21] B. Luo, J.W. Jonson, F. Ren, K.K. Allums, C.R. Abernathy, J. Pearton, A.M. Dabiran, A.M. Wowchak, J. Polley, P.P. Chow, D. Shoenfeld, A.G. Baka. *Appl. Phys. Lett.*, **80** (4), 604 (2002).
- [22] O. Aktas, A. Kuliev, V. Kumar, R. Shwindt, S. Toshkov, D. Costech, J. Stubbins, I. Adesida. *Sol. St. Electron.*, **48** (3), 471 (2004).
- [23] G.A. Umana-Membreno, J.M. Dell, T.P. Hassler, B.D. Nener, G. Parish, L. Faraone, U.K. Mashra. *Appl. Phys. Lett.*, **80** (23), 4354 (2002).
- [24] N.M. Shmidt, D.V. Davydov, V.V. Emtsev, I.L. Krestnikov, A.A. Lebedev, W.M. Lundin, D.S. Poloskin, A.V. Sakharov, A.S. Usikov, A.V. Osinsky. *Phys. Status Solidi B*, **216** (1), 533 (1999).
- [25] Z.-Q. Fang, J.W. Hemsley, D.C. Look, M.P. Mack. *Appl. Phys. Lett.*, **72** (4), 448 (1998).
- [26] В.И. Стриха. *Теоретические основы работы контакта металл–полупроводник* (Киев, Наук. думка, 1985).
- [27] J.W. Hsu, M.J. Manfra, D.V. Lang, S. Richter, S.N.G. Chu, A.M. Sergent, R.N. Kleiman, L.N. Pfeiffer, R.J. Molnar. *Appl. Phys. Lett.*, **78** (12), 1685 (2001).
- [28] J.R. Hayes, D.-W. Kim, H. Meidia, S. Mahajan. *Acta Mater.*, **51** (3), 653 (2003).
- [29] R. Khanna, S.J. Pearton, F. Ren, I. Kravchenko, C.J. Kao, G.C. Chi. *Appl. Phys. Lett.*, **87**, 052 110 (2005).
- [30] S.A. Vitusevich, N. Klein, A.E. Belyaev, S.V. Danylyk, M.V. Petrychuk, R.V. Konakova, A.M. Kurakin, A.E. Rengevich, A.Yu. Avksentiev, B.A. Danylchenko, V. Tilak, J. Smart, A. Vertiatchikh, L.F. Eastman. *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.*, **719**, 133 (2002).
- [31] S.A. Vitusevich, N. Klein, A.E. Belyaev, S.V. Danylyk, M.V. Petrychuk, R.V. Konakova, A.M. Kurakin, A.E. Rengevich, A.Yu. Avksentiev, B.A. Danylchenko, V. Tilak, J. Smart, A. Vertiatchikh, L.F. Eastman. *Phys. Status Solidi A*, **195** (1), 101 (2003).
- [32] S.A. Vitusevich, N. Klein, A.E. Belyaev, S.V. Danylyk, M.V. Petrychuk, R.V. Konakova, A.M. Kurakin, P.M. Lytvyn, A.Yu. Avksentiev, B.A. Danylchenko, V. Tilak, J. Smart, A. Vertiatchikh, L.F. Eastman. *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.*, **764**, 183 (2003).

Редактор Т.А. Полянская

Radiation damages of contact structures with diffusion barriers exposed to ^{60}Co γ -irradiation

A.E. Belyaev, N.S. Boltovets*, R.V. Konakova,
V.V. Milenin, Yu.N. Sveshnikov⁺, V.N. Sheremet

Lashkaryov Institute of Semiconductor Physics of the
National Academy of Sciences of Ukraine,
03028 Kiev, Ukraine

* State Enterprise Research Institute „Orion“,
03057 Kiev, Ukraine

⁺ Close Corporation „Elma-Malachite“,
124460 Zelenograd, Russia

Abstract We consider the effect of ionizing ^{60}Co γ -radiation in the 10^2 – $2 \cdot 10^7$ Gy dose range on the Au–ZrB_x–AlGa_x/Ga_xN and Au–TiB_x–Al–Ti–*n*-Ga_xN metal–semiconductor contacts as well as on Au–ZrB_x–*n*-Ga_xN Schottky barrier diodes. The contacts with TiB_x and ZrB_x diffusion barriers do not degrade at exposure to ionizing radiation $\lesssim 10^6$ Gy. The Au–ZrB_x–*n*-Ga_xN Schottky barrier diodes remain stable at irradiation in the 10^2 – 10^4 Gy range. As the irradiation doses become $\gtrsim 10^6$ Gy, the degree of imperfection of contact metallization grows, and through pores appear. This promotes oxygen accumulation at the Au–ZrB_x (TiB_x) interfaces and intensification of transport of atoms from the contact-forming layers. In this case, radiation degradation of the Schottky barrier diodes is observed. Possible mechanisms of radiation damage of the contact structures with diffusion barriers are analyzed.