

УДК 621.315.61

ФОРМИРОВАНИЕ И СВОЙСТВА ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ КОМПОЗИТОВ ОКСИД ВАНАДИЯ/ПОРИСТЫЙ АНОДНЫЙ ОКСИД АЛЮМИНИЯ

© 2010 г. Е. А. Уткина, А. И. Воробьева, А. А. Ходин*

*Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники***Институт физики Национальной академии наук Беларуси**e-mail: outkina@excite.com*

Поступила в редакцию 22.09.2009 г.

Исследовались наноструктурированные тонкопленочные композиты оксид ванадия/пористый анодный оксид алюминия (ОВ/ПОА). Тонкие слои оксида ванадия формировались золь–гель методом осаждения из раствора триизопророксида ванадия в изопропиловом спирте с последующим отжигом в атмосфере Ag при температуре 500°C. В качестве подложки использовался пористый анодный оксид алюминия, а также Si/SiO₂ с ПОА и без него. Установлено ориентирующее влияние ПОА на процесс формирования слоя оксида ванадия. Методами дифракции рентгеновских лучей и электронной микроскопии установлено образование фазы кристаллического диоксида ванадия VO₂, ориентация зерен которого коррелирует с морфологией подложки ПОА. Анализируется влияние электролита и механических напряжений в процессе заполнения пор оксида алюминия на формирование зерен, нанокластеров и агломератов оксида ванадия. Исследовались электрические свойства наноструктурированного слоя оксида ванадия. Характеристики электросопротивления свидетельствуют об обратимом фазовом переходе изолятор–металл в диоксиде ванадия. Вольт-емкостные характеристики сэндвичевых структур Al/ОВ/ПОА/Al имели асимметричный характер с возрастанием емкости при увеличении отрицательного напряжения смещения на оксиде ванадия. Данный эффект определяется фазовым переходом изолятор-металл в диоксиде ванадия при воздействии электрического поля. Кроме того, может оказывать влияние инжекция электронов из Al электрода, либо их экстракция из оксида ванадия, а также перезарядка состояний на границе раздела ОВ/ПОА. Предложен механизм формирования диоксида ванадия на ориентирующей подложке из пористого анодного оксида алюминия.

1. ВВЕДЕНИЕ

Пленки диоксида ванадия находят широкое применение в таких областях, как наноэлектроника, сенсорика, оптические переключающие устройства, электрохромные материалы и др. [1, 2]. Диоксид ванадия демонстрирует обратимый фазовый переход металл-диэлектрик (полупроводник) при довольно низкой температуре ~68°C, что в значительной степени зависит от однородности и регулярности микроструктуры пленки оксида. Размер и форма зерен пленок оксида ванадия, а также отклонение от стехиометрии и/или наличие в составе пленки смешанных фаз оказывают сильное влияние на их оптические и электрические свойства.

Интерес к использованию тонкопленочного диоксида ванадия стимулирует многочисленные исследования процессов их формирования и отработки технологии получения пленок с контролируемыми электрическими и оптическими характеристиками [3]. В частности, для формирования пленок оксида ванадия требуемого стехиометрического состава методами вакуумного осаждения применяются различные режимы термообработки. Важным моментом является тип используемой подложки – она может оказывать ориентирующее влияние на процесс формирования пленки. В этой связи следует отметить особые свойства подложки

из пористого анодного оксида алюминия. Пористый анодный оксид алюминия в последние годы стал привлекать к себе особое внимание, как регулярная матрица для формирования различных микро- и наноструктур, таких, как квантовые точки, фотонные кристаллы, углеродные нанотрубки, нанонити кремния и других материалов, и т.п. [4, 5]. Процесс анодного окисления для формирования пористого оксида алюминия является универсальным и недорогим способом получения самоорганизованных наноструктурированных тонких слоев. С помощью этого метода можно довольно легко контролировать размер пор, их глубину и морфологию.

Золь-гель метод известен как достаточно доступный и недорогой способ формирования тонкопленочных слоев различных материалов, в том числе оксида ванадия и других оксидных материалов [6–8]. Например, такой метод использовался для формирования нанотрубок и нановолокон оксида титана с использованием матрицы пористого оксида алюминия [7].

Целью данной статьи является исследование процесса формирования пленок оксида ванадия (ОВ) на подложке пористого анодного оксида алюминия и изучение электрофизических свойств наноструктурированных тонкопленочных композитов Al/ОВ/ПОА/Al.

2. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В качестве подложек использовались пластины p -Si(100)/SiO₂, на которые методом электронно-лучевого испарения в едином вакуумном цикле последовательно осаждали поликристаллические металлические пленки Ta толщиной 70 нм и Al толщиной ~1000 нм. Процесс анодирования проводили в комбинированном режиме – сначала при изменении напряжения V_a от нуля до заданного значения со скоростью 1.0 В/с, а затем при постоянном напряжении формовки. В качестве электролитов использовались водные растворы 3.6% щавелевой кислоты и 4% H₃PO₄. Напряжение формовки в электролите на основе щавелевой кислоты составляло 30 В, а для электролита на основе ортофосфорной кислоты – 80 В. Процесс анодирования осуществляли при постоянном перемешивании электролита магнитной мешалкой при комнатной температуре.

После формирования слоя пористого анодного оксида алюминия для части образцов проводили селективное удаление барьерного слоя оксида у дна пор для формирования нижнего Al электрода тестовых структур. С этой целью использовали процессы электрохимического и химического утонения барьерного слоя пористого оксида. Электрохимическое утонение оксида осуществляли в электролите анодирования при напряжении, убывающем со скоростью 0.02–0.05 В/с. Скорость электрохимического растворения оксида на дне пор составляла 0.27 нм/В при комнатной температуре. При химическом утонении пленка выдерживалась в электролите формовки в течение более длительного времени (около 2–3 часов) в зависимости от напряжения формовки пористого оксида, и травление является конформным. Это значит, что оксид травится не только на дне пор, но и на поверхности, и по стенкам пор. Скорость травления в этом случае составляла 0.8 нм/с на дне и стенках пор и 2.7 нм/с на поверхности оксида. Второй метод является предпочтительным, так как позволяет получить конусообразную морфологию пор.

Для осаждения слоя оксида ванадия использовался золь–гель метод. В качестве исходного материала (прекурсора) использовали раствор оксипропилоксид ванадия VO(OC₃H₇)₃ (Sigma-Aldrich Product 404926) в изопропиловом спирте C₃H₇OH. В качестве катализатора процесса гидролиза использовали добавку ледяной уксусной кислоты CH₃COOH. Раствор готовили методом контролируемой гидролитической поликонденсации VO(OC₃H₇)₃ в C₃H₇OH. Полученный раствор имел ярко-оранжевую окраску и оставался стабильным по крайней мере три недели при комнатной температуре и относительной влажности воздуха более 50%. Для поддержания постоянной вязкости раствор подвергали периодическому перемешиванию при хранении и перед нанесением.

Свежеприготовленные растворы выдерживали перед нанесением в течение 72 ч. Нанесение раствора осуществляли методом центрифугирования на воздухе с тем, чтобы пленка алкоксида ванадия подверглась частичному гидролизу при воздействии влаги окружающей среды (технологической зоны с контролируемой влажностью и температурой воздуха).

Температура подложки при осаждении составляла 25°C, а осаждение производилось в двух режимах центрифугирования: первый – при скорости вращения 400 и 1880 об/мин в течение 20 с; второй – при скорости вращения 1000 и 2600 об/мин в течение 20 с. Толщина пленки при однократном нанесении составляла 80 и 50 нм для первого и второго режимов, соответственно. Лучшая равномерность нанесения раствора достигалась для второго режима. Для двукратного нанесения применялся первый и второй режимы, и между осаждениями пленка подвергалась сушке на воздухе при температуре 80°C в течение 20 мин.

После нанесения покрытия производилась окончательная сушка при 80°C в течение 20 мин для удаления остатков изопропанола. Затем подложки отжигались в муфельной печи при 300°C в течение 60–90 мин. При этом происходило завершение процесса гидролиза с удалением органических остатков и формированием пленки оксида ванадия. Все отожженные пленки обладали хорошей адгезией к подложке. Цвет пленок изменялся от оранжевого до светло-зеленого. Предварительно отожженные пленки были прозрачными, прочными и стабильными. Затем пленки подвергались высокотемпературному отжигу для превращения в диоксид ванадия. Отжиг проводили в газовом потоке в кварцевой трубе печи при 500°C в течение 120 мин. Скорость повышения температуры на начальной стадии составляла 10°C/мин. В качестве газовой среды использовали смесь Ag + 5% H₂, либо Ag при скорости потока 10 см³/мин. После отжига образцы выдерживались в трубе в потоке Ag до снижения температуры до комнатной.

3. ХАРАКТЕРИСТИКИ

Морфология поверхности и структура пленок контролировались при помощи оптического микроскопа с максимальным увеличением 1000^x, сканирующих электронных микроскопов JSM-840 и JSM-35 и малоуглового рентгеновского спектрометра D/MAX-2500 (Rigaku Int. Corp.). Электропроводность пленочных систем измерялась четырехзондовым методом.

Известно [9, 10], что однородность свежесаженных пленок зависит от условий их осаждения. При осаждении золь–геля и последующем отжиге на подложке SiO₂/Si сформированный после однократного нанесения слой содержал достаточно крупные

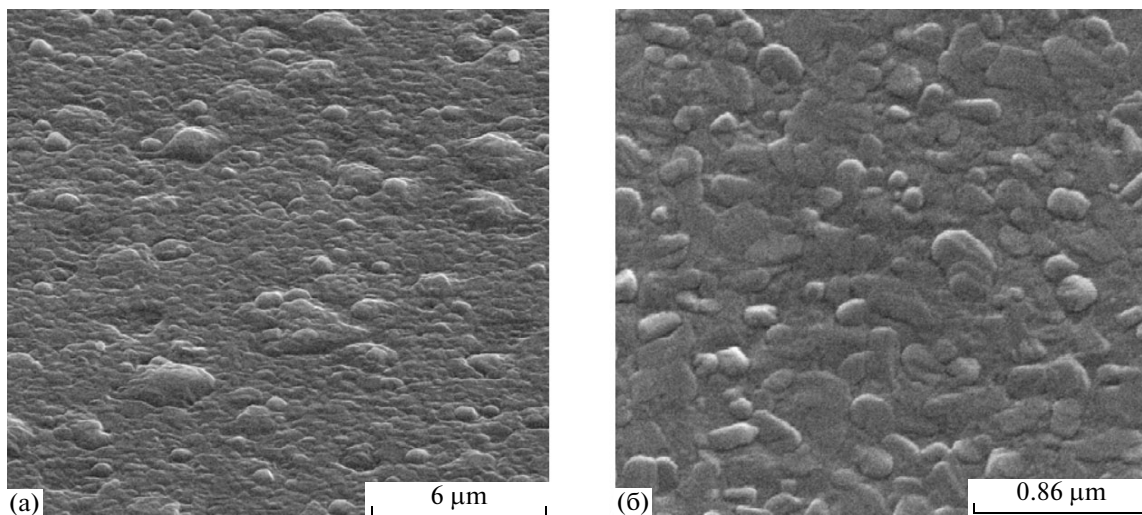


Рис. 1. Слой исходного раствора золь-геля на основе оксида ванадия на плотном Al_2O_3 (а) и на Al (б) после сушки.

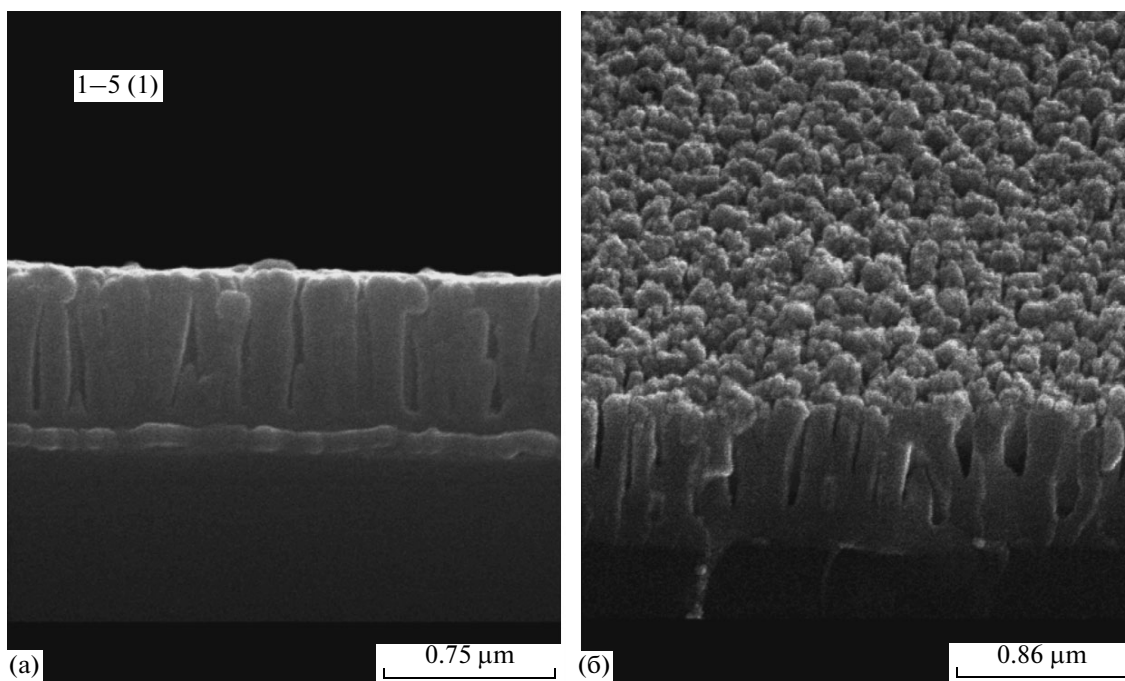


Рис. 2. Начальная стадия покрытия оксидом ванадия пористого оксида алюминия.

агломераты (200–500 нм). При последующей сушке и термообработке формировались кластеры (глобулы) со специфической морфологией [11]. Морфология пленок диоксида ванадия, сформированных таким же образом на пленке Al и пленке плотного (не пористого) оксида алюминия Al_2O_3 , показана на рис. 1. В обоих случаях пленка оксида ванадия была нерегулярной и имела морфологию с большими глобулами.

При осаждении золь-геля на подложку с ПОА, на процесс осаждения пленки, помимо текстуры

самой подложки, оказывает влияние состав электролита, используемого для получения ПОА. В идентичных условиях осаждения при использовании в качестве подложки ПОА, сформированного в электролите на основе щавелевой кислоты, слой золь-геля конформно покрывал поверхность пористого оксида (рис. 2а). Такой эффект, по-видимому, можно объяснить размером пор оксида алюминия (размер пор оксида, полученного в щавелевой кислоте, меньше в сравнении с ортофосфорной кислотой), а также каталитическим воздействием

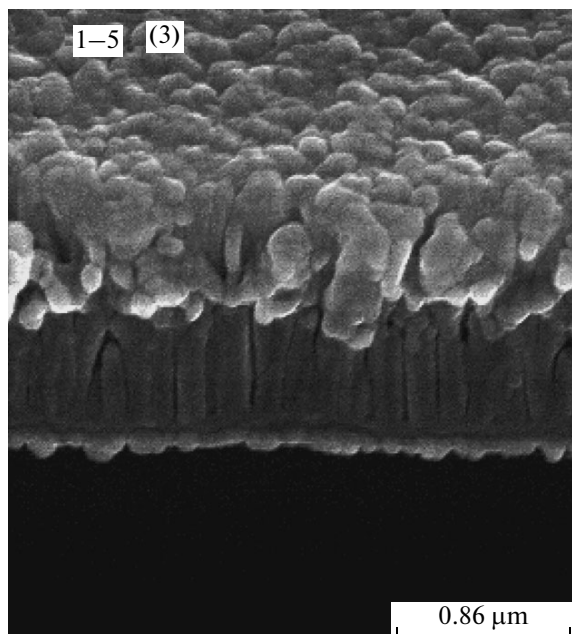
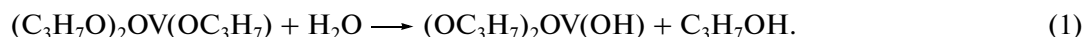


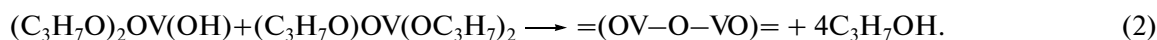
Рис. 3. Наностолбиковый оксид ванадия на пористом оксиде алюминия.

остатков шавелевой кислоты в порах оксида после анодирования. Подложка ПОА, сформированная в электролите на основе ортофосфорной кислоты, при первом нанесении золь-геля покрывалась сплошным слоем. Исходные нанокластеры (глобулы) частично проникали в поры оксида алюминия (рис. 2б). При многократном нанесении происходило слияние нанокластеров, и они постепенно закрывали поры оксида алюминия. В наружной области пленки формировались агломераты нанокластеров размером более 100 нм.

При увеличении толщины слоя формировалась наноразмерная столбиковая пленка оксида ванадия



Затем, при взаимодействии продукта гидролиза с молекулами исходного материала происходит



Образующийся в результате реакции изопропанол удаляется при последующей термообработке.

Установлено, что формирование тонкого слоя оксида ванадия на пористом оксиде алюминия зависит от соотношения размеров нанокластеров исходного золь-геля и диаметра пор оксида алюминия. В том случае, когда размер кластеров превышает диаметр пор (рис. 5), расположенные непосредственно поверх пор кластеры находятся в особых условиях с точки зрения реакции полиме-

(рис. 3). При этом нижележащий слой пористого оксида алюминия оказывал ориентирующее воздействие на процесс формирования пленки и зарождение кристаллитов оксида ванадия. Формирование явно выраженной кристаллической фазы диоксида ванадия было подтверждено методом рентгеноструктурного анализа (рис. 4) [12].

Установлено, что при отжиге в газовой смеси $Ag + 5\% H_2$ реакция восстановления $VO_x \longrightarrow VO_2$ ведет к формированию слоя с электрическим сопротивлением $\sim 1 \text{ кОм} \cdot \text{м}$ (при комнатной температуре), что свидетельствует о наличии металлического ванадия в пленке. Лучшие результаты были получены при отжиге в чистом аргоне; в этом случае сопротивление составляло несколько $1 \text{ МОм} \cdot \text{м}$. В то же время, пленка VO_2 на подложке без пористого оксида алюминия имела более низкую величину сопротивления – менее $1 \text{ МОм} \cdot \text{м}$. Результирующий оксид ванадия в порах, очевидно, не вносит вклада в токоперенос вдоль пленки при измерениях ее электропроводности.

Таким образом, формируется композитная пленочная система, включающая слой пористого оксида алюминия и наноструктурированный столбикообразный слой оксида ванадия. Электрические емкостные свойства такой системы должны зависеть от характера носителей заряда (электроны или ионы) в системе, от фазовых превращений в нанопорядоченном слое оксида ванадия и от процессов рекристаллизации в этом слое при фазовом переходе.

4. АНАЛИЗ

4.1. Формирование оксида ванадия на пористом оксиде алюминия

При приготовления исходного раствора триизопропоксида ванадия в изопропиловом спирте происходит гидролиз исходного материала [10]:

реакция полимеризации с образованием полимерной цепочки оксида:

ризации. Благодаря десорбции со стенок пор и эффузии/диффузии наружу остатков ионов электролита анодирования (гидроксил-ионы), именно в этих кластерах создаются благоприятные условия для дополнительного гидролиза геля (реакция 1) (рис. 5а). Это инициирует агломерацию (б) с формированием после термообработки зерен оксида ванадия в форме наностолбиков (в) (ср. рис. 3).

Следует отметить, что при отжиге в атмосфере Ar возможно его проникновение через слой оксида ва-

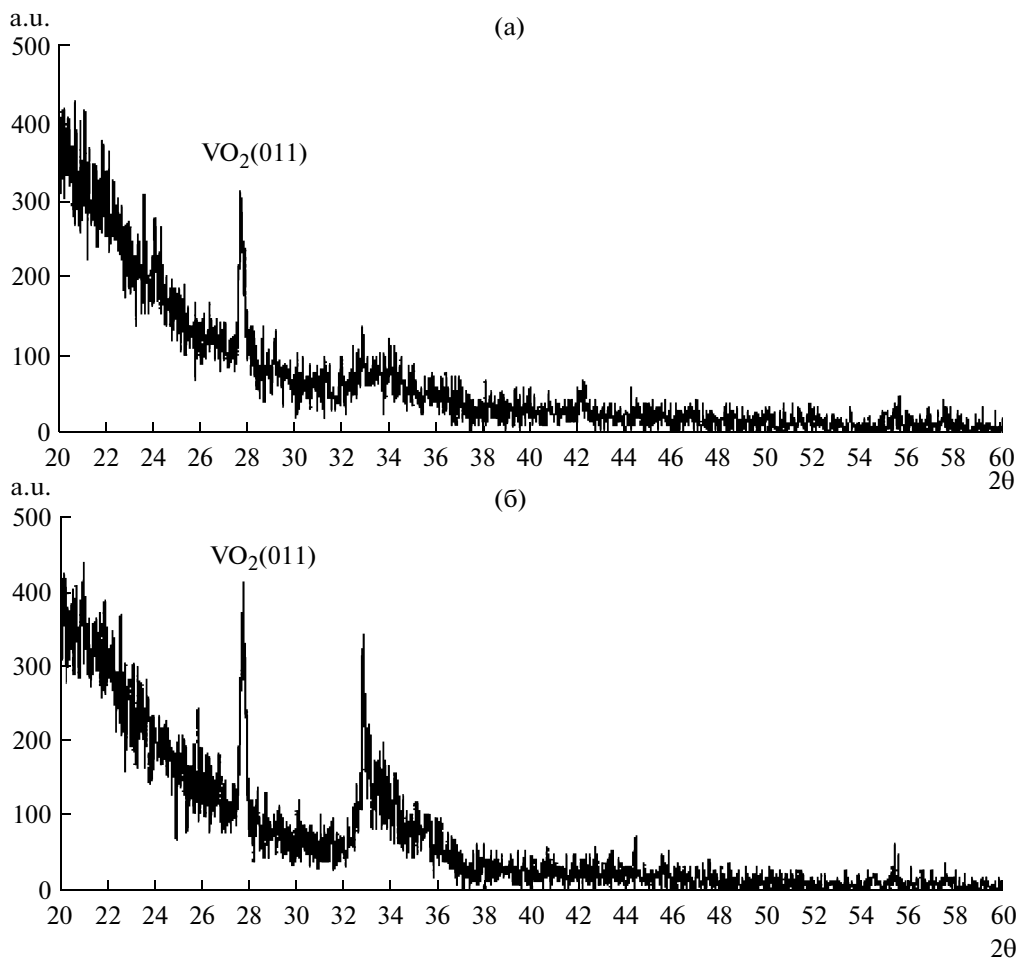


Рис. 4. Рентгеновские дифрактограммы слоя оксида ванадия на подложке SiO₂/Si (а) и подложке пористый Al₂O₃/SiO₂/Si (б).

ванадия при фазовом превращении VO_x → VO₂ с частичным заполнением пор оксида алюминия. Это может способствовать возникновению неоднородных механических напряжений между оксидом алюминия и оксидом ванадия у пор при высокотемпературной обработке, обуславливая неоднородный и неодновременный фазовый переход в зернах оксида ванадия.

При размерах исходных кластеров геля менее диаметра пор оксида данные кластеры могут проникать в поры оксида алюминия. Формирование нанокристаллического оксида ванадия при этом имеет некоторые особенности. На начальной стадии исходные жидкообразные частично полимеризованные кластеры проникают в поры, а также остаются поверх них (рис. 6а). Дополнительный гидролиз исходного материала протекает в этом случае более интенсивно. Формирование оксида ванадия происходит в двух областях – внутри пор оксида алюминия и поверх них.

В первом случае кислотные остатки электролита анодирования (щавелевая кислота или другая

кислота, используемая в качестве электролита) в оксиде алюминия вместо агрегации и формирования глобул могут катализировать полимеризацию молекул исходного вещества при нагреве вследствие десорбции со стенок пор [10].

Во втором случае из-за испарения продуктов распада при термообработке нанокластеры более легко объединяются с образованием кластеров (и глобул) поверх пор (рис. 3). На втором этапе (рис. 6б) молекулы исходного материала полимеризуются внутри исходных нанокластеров. Затем, из-за десорбции при нагревании кислотных компонентов в порах, нанокластеры переходят от полимеризации к агрегации (рис. 6в). Агрегация может носить гомоэпитаксиальный характер с формированием монокристаллических наностолбиков [13, 14]. Важным является то, что нанокластеры оксида ванадия, благодаря подслою пористого анодного оксида алюминия, более эффективно перестраиваются с переходом промежуточного соединения V₂O₅ в фазу VO₂. При этом температура такого перехода выше, чем характерная температура фазового пе-

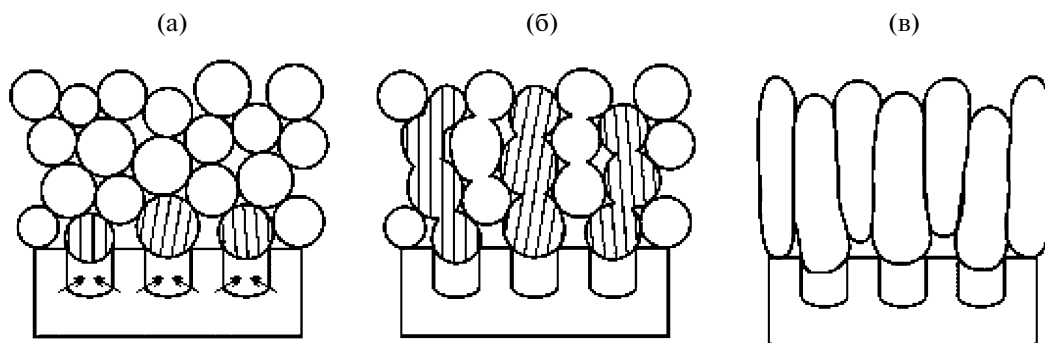


Рис. 5. Последовательность формирования столбиков оксида ванадия поверх пор оксида алюминия.

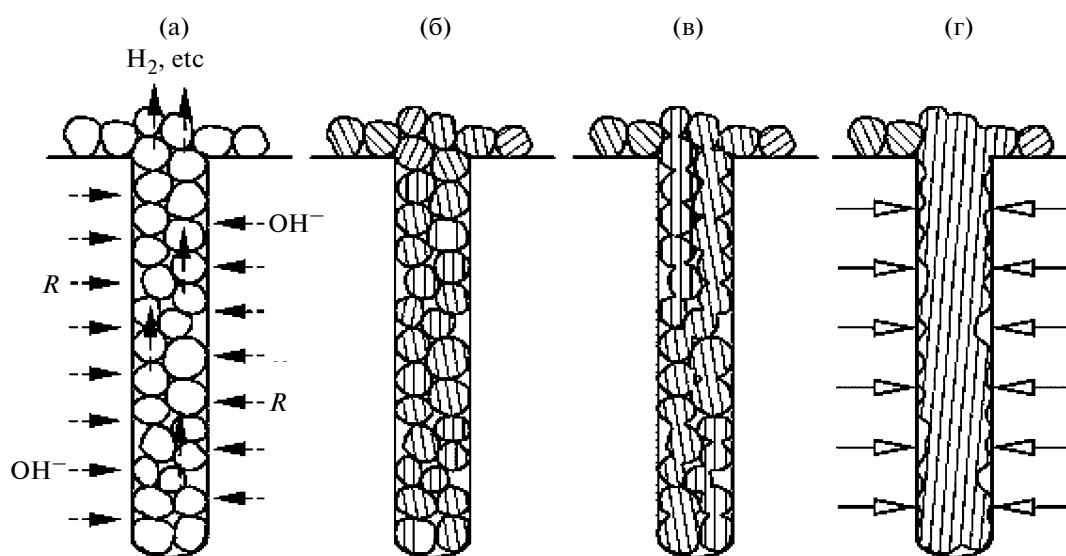


Рис. 6. Последовательность формирования столбиков оксида ванадия в порах оксида алюминия.

перехода полупроводник–металл для VO_2 ($\sim 70^\circ\text{C}$). Кластеры VO_2 в металлическом состоянии являются более электропроводными по сравнению с лежащим ниже пористым слоем оксида алюминия. В этом случае перенос остаточных ионов электролита в слой оксида ванадия может быть усилен.

Наконец, процесс агрегации имеет место при воздействии механических напряжений в порах (рис. бг). Данный эффект выражен сильнее в более узких порах. Механические напряжения, воздействующие на оксид ванадия в порах, усиливают его агрегацию и рекристаллизацию, особенно в процессе фазового перехода при нагревании или охлаждении. Фазовые переходы металл–изолятор в диоксиде VO_2 при его формировании в порах оксида алюминия определяют специфические характери-

стики этой системы в сравнении с другими материалами, заполняющими поры оксида алюминия [7].

4.2. Электрические характеристики

Анализ электрических свойств наноструктурированного тонкопленочного композита оксид ванадия/пористый оксид алюминия показывает, что электрическое поле, приложенное между верхним электродом и нижним неокисленным алюминием, концентрируется главным образом вблизи дна пор оксида алюминия (рис. 7).

Инжекция электронов с верхнего электрода в оксид ванадия происходит по механизму туннелирования Фаулера–Нордгейма через треугольный потенциальный барьер электрод/оксид ванадия, а также по границам зерен. Инжектированные элек-

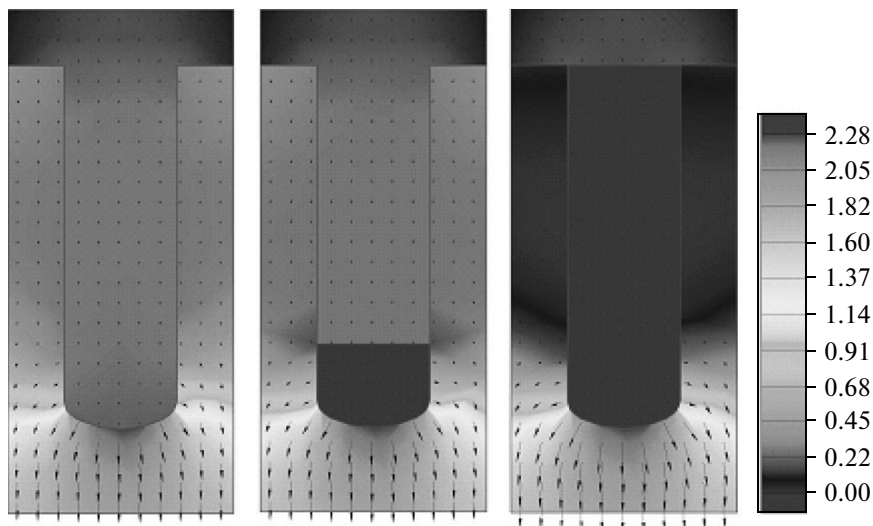


Рис. 7. Электрическое поле при фазовом переходе в оксиде ванадия внутри поры оксида алюминия: масштаб напряженности поля — в 10^5 В/см; диаметр поры 40 нм, глубина поры 130 нм. Темно-серый цвет внутри поры — металлическая фаза ванадия.

троны переносятся электрическим полем предположительно к границе раздела ОВ/ПОА у дна пор, инициируя фазовый переход в оксиде ванадия. Таким образом, эти центры предпочтительны для фазового перехода в оксиде ванадия. В общем случае, столбики оксида ванадия в порах оксида алюминия являются центрами предпочтительного фазового перехода в сравнении со слоем оксида ванадия, лежащим поверх пор.

В случае, когда оксид ванадия не проникает в поры оксида алюминия, инжекция электронов в него более равномерна и контролируется, очевидно, дефектами слоя, границами зерен и состояниями на границе раздела. Формирование высокопроводящей металлической фазы ведет к перераспределению (увеличению) электрического поля (а также механических напряжений) в оставшейся диэлектрической части оксида ванадия, ускоряя здесь фазовый переход. Как результат, оксид ванадия в порах переходит в металлическое состояние. В то же время, за пределами пор условия (электрическое поле, механические напряжения, температурное поле) могут быть более благоприятными для инициирования процесса фазового перехода. Таким образом, фазовый переход в наноструктурированном слое оксида ванадия контролируется морфологией лежащего под ним слоя пористого оксида алюминия.

Вольт-фарадные характеристики тестовых элементов Al/ОВ/ПОА/Al показаны на рис. 8. Как видно, характеристики зависят от полярности приложенного напряжения. Когда верхний электрод (поверх слоя оксида ванадия) положителен, спада емкости не происходит, по крайней мере в приведенном диапазоне напряжений. Этот эффект может быть обусловлен рекристаллизацией и

механизмами ионного переноса при фазовом переходе изолятор—металл.

При фазовом переходе полупроводник—металл в композитной системе ОВ/ПОА электрическая емкость изменяется. Фазовый переход в оксиде ванадия контролируется рядом факторов — температурой, электрическим полем, инжекцией носителей заряда, фотонами и механическими напряжениями. Когда электрическое поле, приложенное к сэндвичевой структуре, достаточно для инициирования фазового перехода, емкость меняется [15]. Характер этого изменения зависит в основном от соотношения диэлектрических параметров и толщины слоев оксида ванадия и оксида алюминия. Относительная диэлектрическая проницаемость оксида ванадия находится в диапазоне 20–100 в сравнении с ~ 8 для плотного оксида алюминия (пористый материал сам по себе, разумеется, имеет еще более низкую величину ϵ).

В случае, когда оксид ванадия переходит в металлическое состояние, общая емкость структуры должна возрастать. На практике имеется система, состоящая из пористого оксида алюминия, заполненного частично или полностью оксидом ванадия, и расположенного сплошь на поверхности слоя оксида ванадия. Для этой системы, где диэлектрическая постоянная композитного слоя может изменяться от менее 8 до ~ 100 , изменение результирующей емкости было менее выраженным по сравнению с идеальной системой ОВ/ПОА (рис. 8). Уменьшение емкости при отрицательной полярности напряжения на оксиде ванадия могло быть обусловлено специфическим характером фазового перехода, протекающего в оксиде ванадия, который заполняет поры оксида алюминия [10], а также перезарядкой состояний на границе раздела

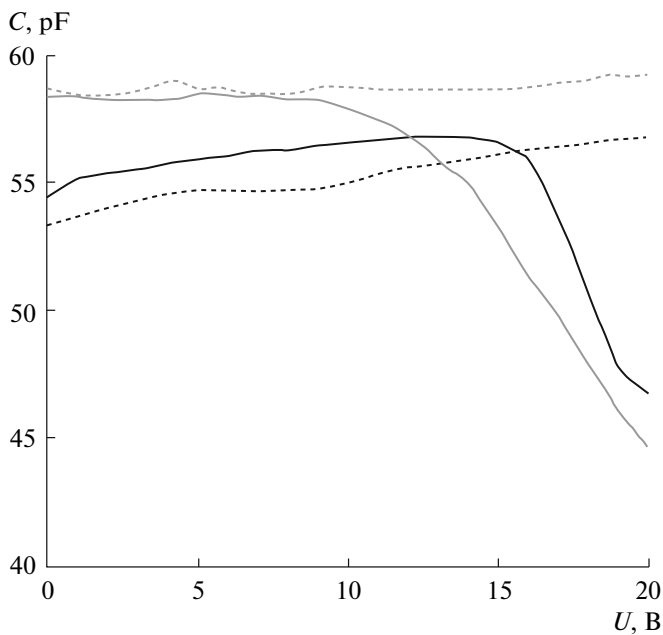


Рис. 8. Вольт-емкостные характеристики тестовых элементов при двух полярностях напряжения: отрицательный потенциал на оксиде ванадия – сплошная линия, положительный потенциал на оксиде ванадия – пунктирная линия.

ОВ/ПОА. Последнее должно быть выраженным из-за развитой границы раздела между ОВ и ПОА. При изменении полярности напряжения эффект изменения емкости не был столь явным (рис. 8). Причина, возможно, заключается в экстракции носителей заряда (электронов) из оксида ванадия, что препятствует фазовому переходу, а также перезарядке поверхностных состояний на границе раздела ОВ/ПОА.

Таким образом, емкостные свойства полученных тестовых элементов определяются фазовым переходом полупроводник (изолятор)–металл, инициируемым приложенным электрическим полем, и инжекцией/экстракцией электронов, включая перезарядку состояний на границе раздела оксид ванадия/оксид алюминия.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Композитные тонкопленочные структуры оксид ванадия/пористый оксид алюминия были сформированы золь–гель методом. Предложенный способ обладает преимуществами золь–гель метода и процесса анодного окисления – однородность слоя, простота метода, легкость использования для нанесения покрытия на подложки большой площади, и низкая стоимость. Сформированный слой оксида ванадия имеет наностолбиковую микроструктуру, формирование которой контролируется подслоем пористого оксида алюминия. Тестовые емкостные элементы демонстрируют несиммет-

ричность электрических характеристик при приложении напряжения, что обусловлено действием электрического поля и инжекцией носителей заряда при фазовом переходе в наноструктурированном оксиде ванадия внутри и поверх пор оксида алюминия, а также возможной перезарядкой состояний на границе раздела оксид ванадия/оксид алюминия. Элементы на основе наноструктурированного оксида ванадия с контролируемым фазовым переходом могут использоваться в нанoeлектронике, фотонике и сенсорных приборах.

Выражаем особую благодарность доктору Хвану Х.И. (Korean Electronics Technology Institute, КЕТИ, Корея) за содействие при проведении исследований и обсуждении полученных результатов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Partlow D., Gurkovich S., Radford K. // J. Appl. Phys. 1991. V. 70. P. 443.
2. Ping Liu, Se-Hee Lee, Tracy C.E., Turner J.A., Pitts J.R., Deb S.K. // Solid State Ionics. 2003. V. 165. P. 223.
3. Lee, Joong Kee, Kim, Chang-Sam, Khodin A. // 17th World INTERFINISH Congress & Exhibition (with 9th ICASE), June 16–18, 2008, Busan, Korea.
4. Lee, Jeyoung, Choi, Jinsub, Lee, Jaekwang, Choi, Sang Kyo, Chun, Hee Dong // Nanotechnology. 2005. V. 16. P. 1449.
5. Eichfeld S.M., Ho Tsung-Ta, Eichfeld C.M. et al. // Nanotechnology. 2007. V. 18. P. 315201.
6. Bogart T.E., Dey Soham, Lew, Kok-Keong et al. // Adv. Mater. 2005. V. 17. № 1. P. 114.
7. Su Z.X., Sha J., Niu J.J. et al. // Phys. Status Sol. (a). 2006. V. 203. P. 792.
8. Choi J.H., Kim T.-H., Seo J., Kuk Y., Suh, M.S. // Appl. Phys. Lett. 2004. V. 85. P. 3235.
9. Brinker C.J., Scherer G.W. Sol–Gel Science – The Physics and Chemistry of Sol–Gel Processing, New York: Academic Press, 1990.
10. Özer N. // Thin Solid Films. 1997. V. 305. P. 80.
11. Orignac X., Almeida R.M. // IEEE Proc. – Optoelectron. 1996. V. 143. P. 287.
12. Hwang, Hak-In., Hong, Sung-Min, Khodin A., Outkina E., Mukhurov N. // Proc. 7th Korean MEMS Conference, April 7–9, 2005, Jeju, Korea.
13. Chu S.Z., Wada K., Inoue S., Todoroki S. // Surface and Coating Technology. 2003. V. 169–170. P. 190.
14. Brinker C.J. // J. Non-Cryst. Solids. 1988. V. 100. P. 31.
15. Takahashi K., Wang Y., Cao G. // Appl. Phys. Lett. 2005. V. 86. P. 5.