

УДК: 621.382

ПРОФИЛИ ЛЕГИРОВАНИЯ AlGaAs/InGaAs/GaAs pHEMT-СТРУКТУР

П. А. Змановский¹, Н. Д. Ильюшина², М. М. Абдулов¹,
А. К. Смирнова^{1,2}, М. Н. Дроздов³, А. А. Веденеев^{1,2}, М. П. Духновский¹

¹ АО «НПП «Исток» им. Шокина», 141190, г. Фрязино, ул. Вокзальная, д. 2А

² РТУ МИРЭА филиал в г. Фрязино, 141190, г. Фрязино ул. Вокзальная, д. 2А

³ Институт физики микроструктур Российской академии наук (ИФМ РАН), 603087, г. Нижний Новгород, ул. Академическая, д. 7

Статья поступила в редакцию 10 июня 2019 г., после доработки 7 октября 2019 г.

Аннотация. В настоящей работе посредством вторичной ионной масс-спектрометрии изучается распределение атомов кремния в AlGaAs/InGaAs/GaAs pHEMT-структурах с фоновым легированием, выращенных по технологии МОС-гидридной эпитаксии. Проведен сравнительный анализ C-V характеристик таких структур, с помощью электронной оже-спектроскопии изучено взаимодействие SiH₄ с поверхностью GaAs(001).

Ключевые слова: вторичная ионная масс-спектрометрия, эпитаксия, pHEMT-структура.

Abstract. In the present paper by means of secondary ion mass-spectrometry we study Si atoms distribution in MOCVD AlGaAs/InGaAs/GaAs pHEMT-structures with the background doping. The C-V measurements of such structures and Auger electron spectroscopy study of SiH₄ interaction with GaAs(001) are also presented below.

Key words: secondary ion mass-spectrometry, epitaxy, pHEMT-structure.

Введение

В производстве современных СВЧ транзисторов уже на протяжении нескольких десятков лет широко используются гетероструктуры, выращенные в установках МОС-гидридной эпитаксии, в частности pHEMT-структуры на основе AlGaAs/InGaAs/GaAs квантовой ямы.

Контактный слой Si: $3 \times 10^{18} \text{ см}^{-3}$ GaAs $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As} \rightarrow \text{Al}_{0.01}\text{Ga}_{0.99}\text{As}$
Барьерный слой $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$
Донорный слой $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$: Si $2 \times 10^{18} \text{ см}^{-3}$
Спейсор $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$
Канал $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$
Спейсор GaAs
Донорный слой GaAs: Si $1 \times 10^{18} \text{ см}^{-3}$
Буфер GaAs
Подложка GaAs(001) SI

Рис. 1. Эскиз изучаемых pHEMT структур.

Для улучшения характеристик СВЧ транзисторов оптимальные составы этих структур регулярно корректируется [1, 2]. Для достижения определяемых конструкцией pHEMT-структуры электрофизических параметров требуется получать эпитаксиальные слои высокой степени кристалличности и точности элементного состава, поэтому разработка методов экспресс контроля состояния установок МОС-гидридной эпитаксии представляет существенный интерес. Одним из несовершенств pHEMT-структур является отклонение профиля легирования кремнием от требуемого, это связано с высоким коэффициентом диффузии атомов кремния в GaAs, что приводит к «расплыванию» дельта- и тонких донорных слоев [3]. Также сильное влияние на электрофизические параметры pHEMT-структур оказывает трудно диагностируемая неисправность прецизионного клапана линии SiH_4 , связанная с его неполным закрытием, вызванная образованием оксида кремния на подвижных механических элементах клапана, что приводит к фоновому легированию эпитаксиальных слоев. Повышение проводимости буферного и барьерного слоя снижает

максимальное значение рабочего тока (в результате появления токов утечки) и напряжения пробоя (затвор – сток) транзистора. Для изготовления полевых транзисторов критическим значением фоновой концентрации электронов в GaAs считается $1 \times 10^{14} \text{ см}^{-3}$.

По нашему опыту, вероятность возникновения неисправности прецизионных клапанов линии SiH₄ весьма высока уже после нескольких лет эксплуатации оборудования, поэтому требуются методы контроля их состояния.

В настоящей работе, посредством вторичной ионной масс-спектропии (ВИМС) был проведен анализ распределения кремния в двух pHEMT-структурах с разной концентрацией фоновой примеси, эскиз которых приведен на рис. 1. Цель исследования заключалась в определении слоев с наибольшей и, как следствие, проще регистрируемой концентрацией фоновой примеси, а также в изучении ее распределения во всех эпитаксиальных слоях изучаемых структур.

1. Оборудование и методики измерений

В эксперименте использовались полуизолирующие подложки GaAs(001). Изучаемые образцы выращивались на установке МОС-гидридной эпитаксии AIXTRON 2400 G3. Конструкционно линия SiH₄ содержит три элемента, определяющих поступление SiH₄ в реактор. Это управляемый рабочей программой регулятор расхода газа, отделяющий линию от баллона с рабочей смесью, и два одновременно срабатывающих прецизионных клапана напуска, отсекающих реактор от линии. Неполное закрытие крана расхода моносилана не влияет на работу установки, попадающее в линию незначительное количество реагента утилизируется в скруббере. Однако, если происходит неполное закрытие одного из прецизионных клапанов, то моносилан попадет в реактор.

Измерения ВИМС осуществлялись на установке вторичной ионной масс-спектропии «TOF SIMS-5», оснащенной времяпролетным масс-спектрометром и двумя ионными пушками (Cs и Bi). C-V измерения проводили

на установке типа «ртутный зонд» фирмы MDC. Измерения слоевого сопротивления целых гетероструктур производили на установке LEI 1510-SA. Слоеое сопротивление фрагментов гетероструктур измеряли на четырех зондовой установке HL 5500 PC, предварительно сформировав на поверхности образца путем вжигания индиевые контакты. Для изучения элементного состава поверхностей образцов использовался анализатор спектра вторичных электронов типа «цилиндрическое зеркало». Все измерения производились при комнатной температуре.

Эксперимент был поставлен следующим образом. Исследовались две одинаковые рНЕМТ-структуры с двумя донорными слоями и контактном слоеом (рис. 1). Для создания фоновой примеси (имитация неисправности клапанов линии SiH_4) в первом процессе роста на управляющий цифроаналоговый преобразователь (ЦАП) клапанов SiH_4 линии записали значение «4» (структура 1), во втором процессе роста – «1» (структура 2). Оба значения соответствуют незначительному открыванию клапана. В обоих экспериментах расход двухпроцентной смеси $\text{SiH}_4 + \text{H}_2$ составлял 2 мл/мин.

Для обеих пластин были проведены измерения слоевого сопротивления, после чего пластины раскалывали на две части. На двух половинах проводили ВИМС исследования, две остальные помещались в травящий раствор (с известной скоростью травления GaAs) для удаления контактного слоя. Потом образцы промывали в деионизованной воде и высушивали в потоке газообразного азота. Затем, на них производили C-V измерения и дополнительные измерения слоевого сопротивления.

2. Результаты и обсуждение

2.1. Профили легирования рНЕМТ-структур с фоновой примесью

После изготовления структур 1 и 2 были проведены измерения слоевого сопротивления. Средние по пластинам значения слоевого сопротивления составили 91 и 106 Ом/□ соответственно.

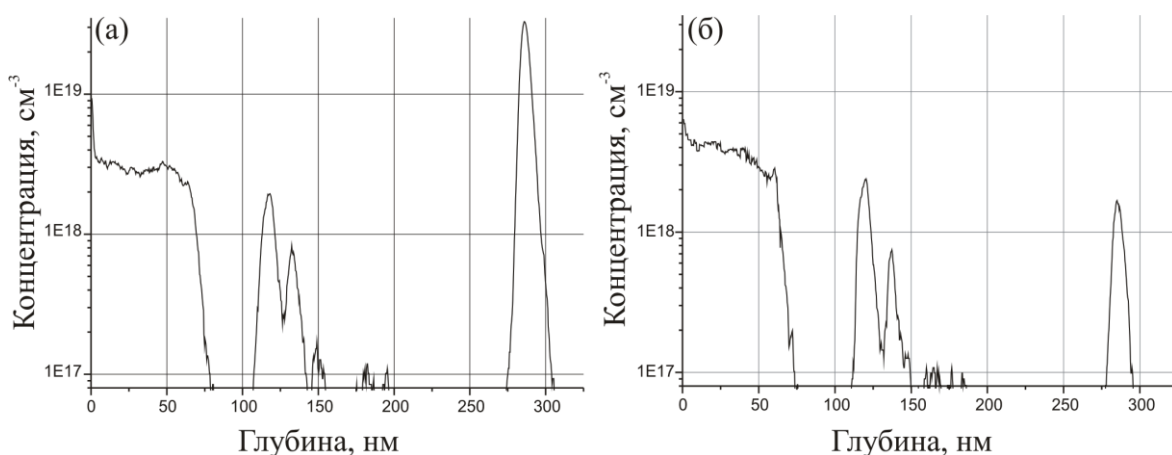


Рис. 2. Профили концентрации кремния в рНЕМТ-структурах с фоновой примесью кремния.

На рис. 2а представлен профиль распределения кремния в структуре 1. На нем присутствует интенсивный пик кремния в области границы раздела подложка – буферный слой (глубина 275 – 300 нм). Максимальная концентрация кремния в этой области достигает $3 \times 10^{19} \text{ см}^{-3}$. Значения концентрации по оси ординат проградуированы по дополнительным тестовым структурам. В диапазоне глубин 110 – 150 нм наблюдаются два пика кремния, соответствующих донорным слоям, которые имеют на порядок меньшую интенсивность, чем пик на границе раздела буферный слой/подложка. Непосредственно на поверхности происходит рост концентрации кремния до $1 \times 10^{19} \text{ см}^{-3}$. Помимо указанных особенностей существуют пики кремния малой интенсивности в диапазоне глубин 150 – 200 нм. Профиль легирования структуры 2 практически не отличается от профиля легирования структуры 1 за исключением того, что концентрация кремния на границе подложка – буферный слой на порядок ниже (рис 2б).

Легированные слои на границе раздела подложка – буферный слой технологически не запланированы, поэтому следует пояснить причину их появления. На начальной стадии роста, для удаления окисла осуществляется нагрев пластины до температуры $650 \text{ }^{\circ}\text{C}$, при которой она выдерживается 15 минут. Рост эпитаксиальных слоев при этом не осуществляется. Затем образец охлаждается до температуры $110 \text{ }^{\circ}\text{C}$. Скорость нагрева и охлаждения составляет

1 °/с. Далее образец нагревают до температуры 350 °С, и в течение 5 минут осуществляется начальная стадия роста буферного слоя, после этого температуру увеличивают до 580 °С, и начинается рост буферного слоя в основном режиме.

Таким образом, пластина находится значительное время при отсутствии роста в потоке SiH₄, это объясняет высокую концентрацию кремния на границе буферный слой/подложка. При старте эпитаксиального роста атомы кремния, первоначально хемосорбированные на поверхности перемещаются в растущие эпитаксиальные слои в результате сегрегации. При остывании образца, после завершения программы роста, также происходит осаждение кремния. Пики кремния на глубинах 150 –200 нм связаны с приостановкой роста для смены параметров.

В процессе роста атомы фоновой примеси равномерно распределяются без локального накопления в объеме структуры, образуя существенно меньшие концентрации, что делает их регистрацию посредством ВИМС невозможным. При установленных параметрах записи ВИМС шумовой фон кремния соответствовал приблизительно $5 \times 10^{16} \text{ см}^{-3}$.

На рисунке 3 приведены пики кремния на границе раздела буферный слой/подложка для структур 1 и 2, выровненные по интенсивности. Из этого рисунка следует, что пики несимметричны, правый фронт более пологий, чем левый, это связано с эффектом атомного перемешивания, вызванного воздействием ионного пучка. Такая форма пиков характерна для тонких слоев с прямоугольным распределением концентрации атомов. Размывание фронтов происходит из-за того, что глубина анализа на порядок превышает шаг травления. При используемых параметрах записи шаг травления составлял 0.1 нм, при глубине анализа приблизительно равной 5 нм. Пик кремния структуры 2 уширен по сравнению с пиком кремния структуры 1, это связано с тем, что на форму пика кремния структуры 2 сильнее повлиял шумовой фон системы регистрации, поскольку интенсивность этого пика на порядок ниже. В

дальнейшем мы будем оценивать толщину этих слоев как ширину пиков на полувысоте, которая составляет 8 нм.

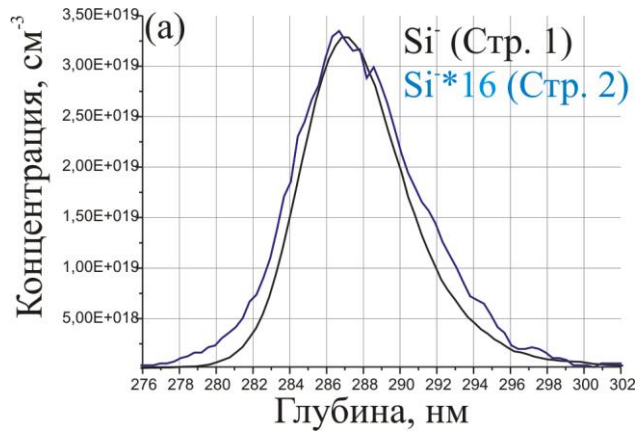


Рис. 3. Пики кремния на границе раздела буферный слой/подложка для структур 1 и 2, выровненные по интенсивности.

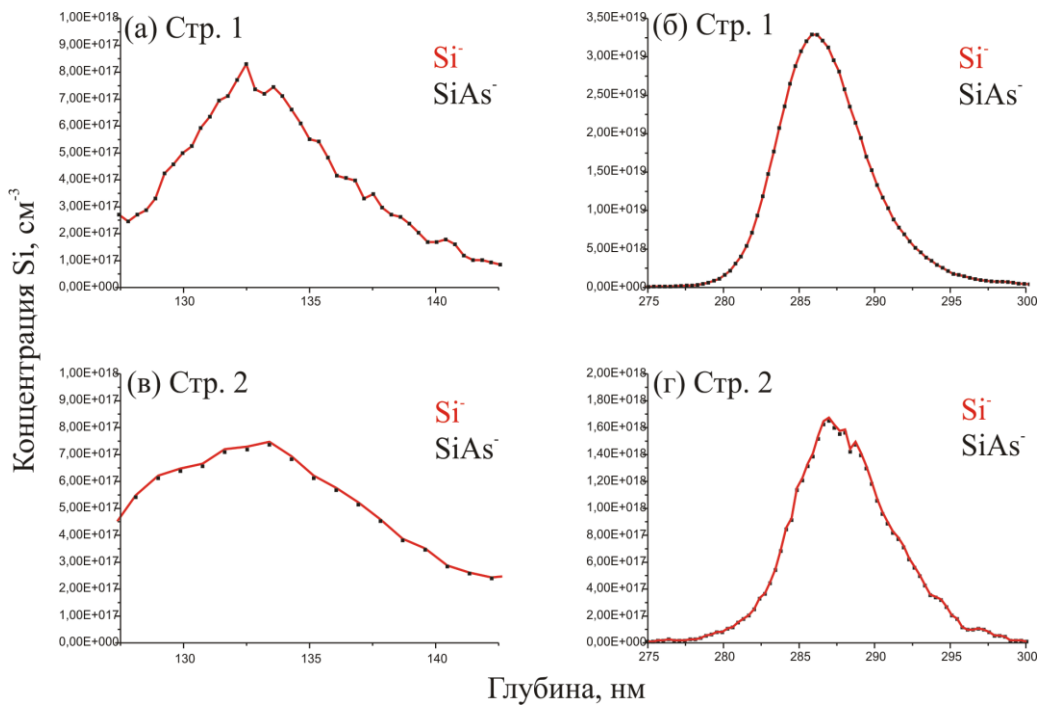


Рис. 4. Сравнение формы линий пиков Si и SiAs структур 1 и 2.

Логично предположить, что глубина проникновения кремния в буферный слой должна зависеть от концентрации кремния на подложке, температуры роста и скорости роста, однако, как следует из эксперимента, зависимость от концентрации отсутствует. По-видимому, это связано с тем, что при на

начальной стадии роста буферного слоя при $T = 350$ °C активации примеси не происходит, и атомы кремния равномерно распределяются по слою GaAs, перемещаясь между узлов кристаллической решетки. При увеличении температуры до 580 °C, примесь активируется и ее подвижность резко снижается.

Для точного определения химического состояния атомов кремния на границе раздела буферный слой/подложка был проведен сравнительный анализ формы пиков Si^- и SiAs^- для GaAs донорных слоев и легированных слоев на границе раздела буферный слой/подложка.

Предполагается, что в донорных слоях атомы кремния занимают положения исключительно в подрешетке галлия. Поэтому, если формы пиков Si и SiAs во всех легированных кремнием слоях GaAs совпадают с точностью до одинакового множителя, то можно утверждать, что атомы кремния в донорных слоях находятся в том же химическом состоянии, что и на границе буферный слой/подложка. Форма соответствующих линий и отношение интенсивностей сигналов $\text{Si}^-/\text{SiAs}^-$ с высокой точностью совпадают для обеих структур (рис. 4). Из этого следует, что на границе раздела буферный слой/подложка атомы кремния находятся в подрешетке галлия. Мы умышленно исключили из рассмотрения донорный слой $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$, поскольку выход ионов Si^- и SiAs^- в результате ионного распыления зависит от материала.

2.2 Осаждение кремния на GaAs(001) из SiH_4

Для того чтобы оценить скорость осаждения кремния на подложке GaAs(001), требуется определить условия осаждения кремния на этой поверхности, происходит ли диссоциация молекулы SiH_4 на поверхностном потенциале, или же адсорбция происходит только при температурах, превышающих температуру разложения молекулы (приблизительно 450 °C).

Были поставлены два эксперимента с использованием электронной оже-спектроскопии, для чего были изготовлены две вспомогательные структуры (структура 3,4). На поверхностях полуизолирующих пластин вырастили легированный кремнием до концентрации $3 \times 10^{18} \text{ см}^{-3}$ буферный слой толщиной

200 нм для обеспечения стекания заряда, образующегося при воздействии электронного пучка во время анализа. В первом эксперименте структуру 3 выдерживали в реакторе при температуре 400 °С в течение часа при расходе SiH₄ равном 20 мл/мин и инъекции 30 кодов ЦАП, после чего был записан оже-спектр поверхности (рис. 5а). В спектре отсутствуют как оже-пик кремния, так и оже-пик SiO₂, которым должны соответствовать энергии 90 эВ и 70 эВ соответственно. Затем эксперимент был воспроизведен со структурой 4, но температура образца была увеличена до 500 °С. В этом случае в оже-спектре поверхности появился явно выраженный пик SiO₂ (рис. 5б), по интенсивности соответствующий приблизительно одному монослою. Таким образом, можно утверждать, что осаждение кремния на поверхности GaAs(001) из SiH₄ происходит только при температурах, превышающих температуру разложения молекулы.

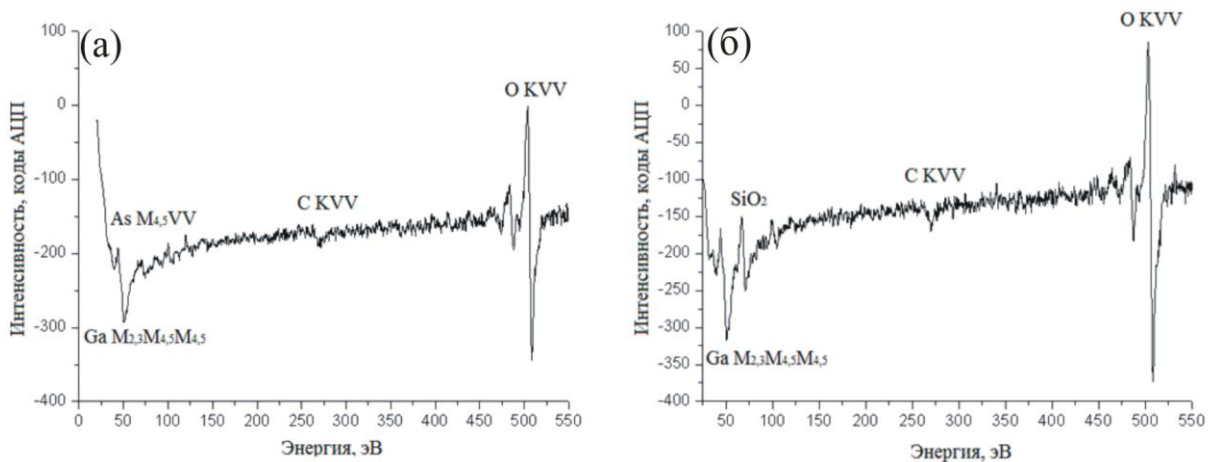


Рис. 5. Оже-спектры окисленной поверхности GaAs(001) без осажденного монослоя кремния (а), с осажденным монослоем кремния (б).

Время нахождения подложки при температуре выше 450 °С между удалением окисла и началом эпитаксиального роста составляет 1500 с. Количество атомов кремния на границе раздела буферный слой/подложка в структуре 1 соответствует $2.6 \times 10^{13} \text{ см}^{-3}$, а в структуре 2 – $1.6 \times 10^{12} \text{ см}^{-3}$, 4 и 0.25 процента атомного слоя соответственно. Таким образом, скорости осаждения кремния на подложки структур 1 и 2 составляли $1.7 \times 10^{10} \text{ ат/с}$ и $1.1 \times 10^9 \text{ ат/с}$.

Таким образом, при стандартной скорости роста буферного слоя 2 – 3 Å/с концентрации примеси в буферных слоях структур 1 и 2 должны составлять порядка 10^{15} см⁻³ и 10^{14} см⁻³ соответственно, исходя из предположения, что коэффициент прилипания атомов кремния к поверхности GaAs(001) одинаков, как при отсутствии роста, так и в процессе роста. Таким образом, учитывая, что уровень фона в проводимых исследованиях соответствовал концентрации кремния порядка 10^{16} см⁻³, то, фиксируя интенсивность пика кремния на границе раздела буферный слой/подложка можно давать оценку фоновой примеси в буферном слое на уровне 10^{12} см⁻³.

2.3 Электрофизические характеристики рНЕМТ-структур с фоновой примесью кремния

На рис. 6а,б приведены C-V зависимости структур 1 и 2 после удаления донорного слоя. На рис. 6а приведена C-V характеристика структуры 1. Зависимость выходит в насыщение на уровне 180 пФ при напряжениях выше 2.5 В, что свидетельствует о наличии фонового канала проводимости. Таким образом, структура 1 может быть отбракована по результатам C-V измерений. Вольт-фарадная характеристика структуры 2 не позволяет выявить фоновое легирование на уровне 10^{14} см⁻³ и, следовательно, определить негодность этой структуры для производства таким методом невозможно.

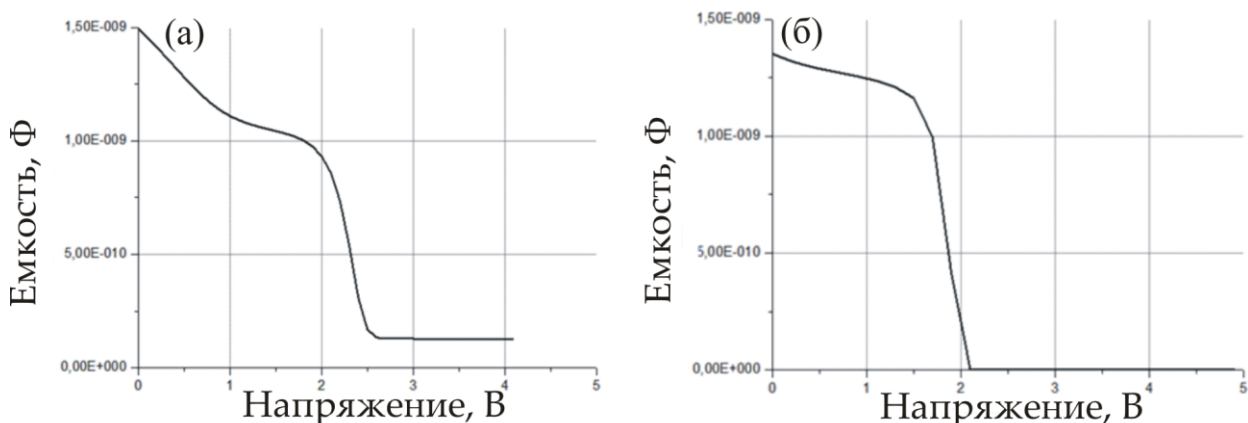


Рисунок 6. Характеристики C-V рНЕМТ-структур с фоновой примесью кремния.

Слоевые сопротивления, измеренные по методу ван дер Пау, составили 240 и 375 Ом/□ для структур 1 и 2 соответственно. Таким образом, при

отсутствии контактного слоя различие слоевых сопротивлений структур становится существенным, но меньшим, чем можно было ожидать, поскольку концентрация кремния на границе раздела буферный слой/подложка для двух структур отличается на порядок. По-видимому, это объясняется резким снижением подвижности электронов при увеличении концентрации примеси. При концентрации $2 \times 10^{18} \text{ см}^{-3}$ подвижность составляет $2200 \text{ см}^2/\text{В} \times \text{с}$, а при концентрации $3 \times 10^{19} \text{ см}^{-3}$ – $400 \text{ см}^2/\text{В} \times \text{с}$.

Заключение

Предложен новый метод контроля состояния прецизионных клапанов линии SiN_4 установок МОС-гидридной эпитаксии, позволяющий без остановки производства и подготовки дополнительных тестовых образцов, посредством ВИМС выявлять наличие в гетероструктурах фоновой примеси кремния на уровне 10^{12} см^{-3} , что существенно превышает возможности стандартных производственных C-V методов контроля.

Установлено, что глубина проникновения в буферный слой GaAs адсорбированного на подложке GaAs(001) кремния при текущем алгоритме роста (включающем начальный низкотемпературный ($350 \text{ }^\circ\text{C}$) рост) не зависит от концентрации и составляет приблизительно 8 нм.

В работе использовалось оборудование ЦКП ИФМ РАН.

Литература

1. Protasov D.Yu., Gulyaev D.V., Bakarov A.K., Toropov A.I., Zhuravlev K.S. The 2DEG mobility enhancement for low- and high-electric fields in a new type of AlGaAs/InGaAs heterostructures with donor-acceptor doping. *Journal of Physics: Conference Series*, 2017, Vol. 864, pp. 012051-012054.
2. Protasov D.Yu., Zhuravlev K.S. The influence of impurity profiles on mobility of two-dimensional electron gas in AlGaAs/InGaAs/GaAs heterostructures modulation-doped by donors and acceptors. *Solid-State Electronics*, 2017, Vol. 129, pp. 66-72.
3. Takeda J., Isono R., Fujio S., Kamogawa H., Sahara M., Meguro T., Otoki Y. Degradation of pHEMT performance in BiHEMTs caused by thermal history during

HBT growth and suggestions for improvement. *CS MANTECH Conference, Portland, Oregon, USA, May 17th – 20th, 2010*, pp 281-284.

Для цитирования:

П. А. Змановский, Н. Д. Ильюшина, М. М. Абдулов, А. К. Смирнова, М. Н. Дроздов, А. А. Веденеев, М. П. Духновский. Профили легирования AlGaAs/InGaAs/GaAs pHEMT-структур. Журнал радиоэлектроники [электронный журнал]. 2019. № 10. Режим доступа: <http://jre.cplire.ru/jre/oct19/4/text.pdf>
DOI 10.30898/1684-1719.2019.10.4