

DOI: <https://doi.org/10.30898/1684-1719.2021.12.4>

УДК: 621.382

AlGaAs/InGaAs/GaAs pHEMT-СТРУКТУРЫ С ДОНОРНОЙ AlAs НАНОВСТАВКОЙ

М. М. Абдулов¹, А. С. Вергаскина², А. В. Лобанова^{1,2}
Е. С. Пирожкова², А. А. Веденеев^{1,2}

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

Статья поступила в редакцию 10 декабря 2021 г.

Аннотация. В работе рассматривается способ улучшения планарной однородности слоевого сопротивления AlGaAs/InGaAs/GaAs pHEMT-структуры путем формирования донорной вставки AlAs толщиной 5 нм в барьерном слое. Структуры выращиваются методом МОС-гидридной эпитаксии на полуизолирующей GaAs(001) подложке диаметром 76.2 мм. Установлено, что гетероструктурам с AlAs нановставкой стабильно соответствует среднеквадратическое отклонение слоевого сопротивления по пластине менее 1%. Структуры удовлетворяют всем действующим техническим требованиям, в том числе, требованиям к плотности светорассеивающих дефектов поверхности. Посредством атомно-силовой микроскопии установлено, что поверхности структур имеют близкую к идеальной террасированную морфологию.

Ключевые слова: МОС-гидридная эпитаксия, pHEMT-структура, слоевое сопротивление, двумерный электронный газ, подвижность электронов, концентрация электронов, эффект Холла, атомно-силовая микроскопия.

Abstract. In the present paper we study a method to improve planar uniformity of AlGaAs/InGaAs/GaAs pHEMT-structures sheet resistance by means of introducing of 5 nm thick AlAs donor insertion into the barrier layer. The structures are grown by MOCVD at 76.2 mm GaAs(001) semi-isolating wafers. It has been found out that such structures stably have sheet resistance square root deviation lower than 1%. All the

structures have passed technical control by the haze. The atomic-force microscopy studies show nearly ideal terraced morphology of the structures surfaces.

Key words: MOCVD, pHEMT-structure, sheet resistance, two-dimensional electron gas, electron mobility, electron concentration, Hall effect, atomic-force microscopy.

Введение.

Гетероструктуры, образованные эпитаксиальными слоями арсенида галлия и твердых растворов на его основе, широко применяются в СВЧ электронике, в частности, для изготовления мощных и малошумящих транзисторов. Существует несколько основных типов таких структур: AlGaAs/GaAs, AlGaAs/GaAs/AlGaAs, AlGaAs/InGaAs/GaAs. Во всех перечисленных структурах в полупроводниковом слое с наименьшей шириной запрещенной зоны образуется потенциальная квантовая яма, которая может быть заполнена электронами, путем модулированного легирования соседних (более широкозонных) эпитаксиальных слоев. В результате формируется канал с двумерным электронным газом. В настоящее время широкое применение имеет структура AlGaAs/InGaAs/GaAs (рисунок 1а). Технологически важным параметром этой структуры является ее планарная однородность по слоевому сопротивлению.

Квантовая яма в AlGaAs/InGaAs/GaAs имеет форму близкую к прямоугольной. Как правило, электроны в ней находятся только в первой зоне размерного квантования, создавая двумерную концентрацию $(2 - 3) \times 10^{12} \text{ см}^{-2}$, но в гетероструктурах для мощных полевых транзисторов может быть частично заполнена и вторая зона.

Одним из возможных способов улучшения планарной однородности электрофизических параметров гетероструктуры является увеличение температуры роста содержащего алюминий донорного слоя. Это возможно потому, что происходит снижение концентраций фоновых примесей, к которым относятся углерод и кислород. Кроме того, при повышении температуры происходит увеличение подвижности атомов примеси, что также улучшает

электрофизическую однородность структуры. Углерод является мелкой акцепторной примесью, а кислород – глубокой, однако обе примеси компенсируют донорную примесь кремния. Неоднородное распределение фоновой акцепторной примеси приводит к неоднородной компенсации электронов проводимости, что в свою очередь определяет планарную неоднородность слоевого сопротивления. Источниками углерода являются металлоорганические соединения элементов третьей группы [1]. Кислород может присутствовать в источнике триметилалюминия, а также в незначительных количествах находиться в других прокачиваемых через реактор газах, однако из-за высокой химической активности алюминия итоговая концентрация кислорода в слоях AlGaAs может быть высокой.

Распределение фоновых акцепторных примесей в эпитаксиальных слоях, не содержащих кремний, мало влияет на планарную неоднородность электрофизических параметров из-за низкой подвижности дырок в соединениях A_3B_5 . Влияние акцепторных фоновых примесей в эпитаксиальных слоях GaAs также можно исключить из рассмотрения из-за низких концентраций по сравнению со слоями AlGaAs.

(а)	(б)
Барьерный $Al_{0.22}Ga_{0.78}As$ 35 нм	Барьерный $Al_{0.22}Ga_{0.78}As$ 35 нм
Донорный $Al_{0.22}Ga_{0.78}As$ 5 нм	Донорный AlAs 5 нм
Спейсор $Al_{0.22}Ga_{0.78}As$ 4 нм	Спейсор $Al_{0.22}Ga_{0.78}As$ 4 нм
Канал $In_{0.2}Ga_{0.8}As$ 10 нм	Канал $In_{0.2}Ga_{0.8}As$ 10 нм
Спейсор GaAs 4 нм	Спейсор GaAs 4 нм
Донорный GaAs 5 нм	Донорный GaAs 5 нм
Подложка и буферный слой	Подложка и буферный слой

Рис. 1. а) рНЕМТ-структура без AlAs нановставки, б) рНЕМТ-структура с AlAs нановставкой.

Возможны два варианта понижения концентраций фоновых примесей посредством увеличения температуры роста без ухудшения кристаллического совершенства донорного слоя:

Увеличение отношения расходов V/III (для получения эпитаксиальных слоев с высокой кристаллическостью отношение V/III приблизительно равно 100).

Увеличение концентрации алюминия, поскольку AlAs более высокотемпературный материал, чем GaAs.

Нами был выбран второй вариант, поскольку первый связан с нарушением стационарного распределения потоков газов в реакторе.

Донорные слои формировались в AlAs нановставке толщиной 5 нм при температурах 670 °С, 700 °С и 720 °С. Все значения температуры превышают стандартную температуру роста барьерного слоя $Al_{0.22}Ga_{0.78}As$ ($T < 650$ °С). Эскиз такой структуры приведен на рисунке 1б.

Предлагаемый подход основан на анализе данных, представленных в [1], где приводятся, в частности, температурные зависимости значения коэффициента Холла слоев AlGaAs с разной концентрацией алюминия, в зависимости от температуры роста. Слои преднамеренно легированы не были, расход V/III составлял 107. Эти данные приведены на рисунке 2.

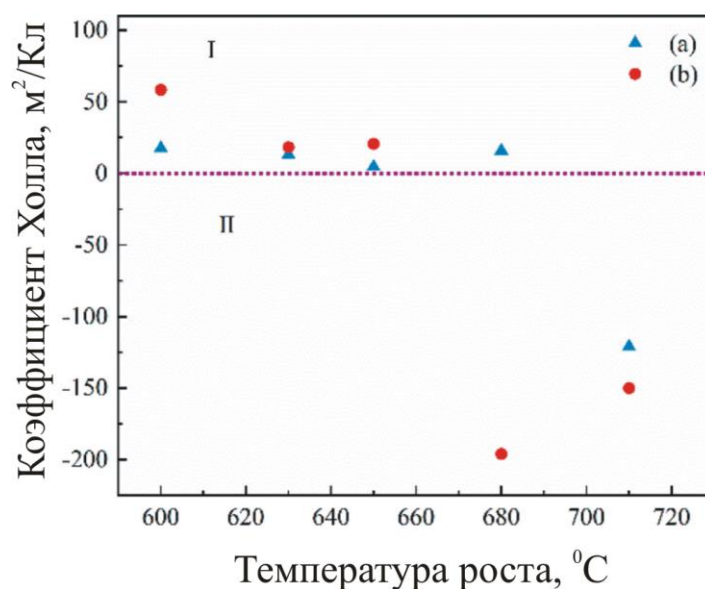


Рис. 2. Зависимость коэффициента Холла от температуры роста эпитаксиальных слоев AlGaAs толщиной 2 мкм, а) $Al_{0.45}Ga_{0.55}As$, б) $Al_{0.27}Ga_{0.73}As$. Рисунок заимствован из работы [1].

Из рисунка 2 следует, что концентрация дырок в слое $Al_{0.27}Ga_{0.73}As$ при повышении температуры роста с $T \approx 600$ °С до $T \approx 640$ °С растет, затем практически не изменяется до температуры $T \approx 650$ °С. Это противоречит общим представлениям об автолегировании, поскольку при увеличении температуры роста уменьшается диффузионная длина атома примеси на поверхности, что

снижает вероятность его встраивания в структуру. Это несоответствие можно объяснить тем, что при увеличении температуры роста уменьшается концентрация дефектов кристаллической структуры эпитаксиального слоя, на которых, как правило, локализованы электроны. Таким образом, для эпитаксиального слоя $\text{Al}_{0.27}\text{Ga}_{0.73}\text{As}$ скорость снижения концентрации дефектов в диапазоне температур роста $600 - 640\text{ }^\circ\text{C}$ превосходит скорость снижения концентрации акцепторной примеси. В диапазоне температур $640 - 650\text{ }^\circ\text{C}$ эти скорости приблизительно равны. При дальнейшем повышении температуры коэффициент Холла становится отрицательным, что соответствует n-типу проводимости. В диапазоне температуры $[680\text{ }^\circ\text{C} - 710\text{ }^\circ\text{C}]$ коэффициент Холла по модулю уменьшается, что означает рост концентрации электронов, что можно объяснить образованием металлических кластеров в процессе роста. Таким образом, температура $680\text{ }^\circ\text{C}$ является критической для этого материала при заданном отношении расходов V/III. В этой связи, для эпитаксиального слоя $\text{Al}_{0.22}\text{Ga}_{0.78}\text{As}$ при близком значении отношения V/III критическая температура принята нами равной $670\text{ }^\circ\text{C}$.

В случае эпитаксиального слоя $\text{Al}_{0.45}\text{Ga}_{0.55}\text{As}$ проводимость p-типа сохраняется до температуры $680\text{ }^\circ\text{C}$, при повышении температуры роста проводимость становится n-типа. Таким образом, чем выше концентрация алюминия в слое AlGaAs, тем выше температура перехода из состояния с дырочной проводимостью в состояние с электронной проводимостью. Также можно ожидать, что повысится температура нарушения режима роста, приводящего к формированию металлических кластеров. В этой связи, есть основания предполагать, что критическая температура для слоя AlAs будет превышать $700\text{ }^\circ\text{C}$, поэтому этот материал был выбран для донорной вставки.

В работе [2] было проведено моделирование зонной диаграммы структуры с донорной вставкой AlAs. Из него следует, что при наличии нановставки происходит искажение формы потенциальной ямы канала, и образуется дополнительная треугольная потенциальная яма меньшей глубины. Это может повлиять, в частности, на подвижность носителей заряда в канале, значение

которой является одним из стандартных даточных параметров. Поэтому, в той же работе структуры с нановставкой и без нановставки были изучены по методу эффекта Холла. При комнатной температуре концентрации и подвижности носителей заряда двумерного электронного газа составили $1.55 \times 10^{12} \text{ см}^{-2}$, $7160 \text{ см}^2/\text{В} \times \text{с}$ и $0.94 \times 10^{12} \text{ см}^{-2}$, $7320 \text{ см}^2/\text{В} \times \text{с}$ соответственно. Следует отметить, что полученные в [2] значения концентраций электронов ниже, чем оптимальные ($> 2-3 \times 10^{12} \text{ см}^{-2}$), поэтому значения подвижности электронов превышают аналогичные значения для стандартных гетероструктур.

В нашей работе приводится сравнение AlGaAs/InGaAs/GaAs pHEMT структур, содержащих сформированные при разных температурах AlAs нановставки (рисунок 1б), со структурой без нановставки (рисунок 1а). Все структуры были выращены на подложках 76.2 мм.

2. Экспериментальное оборудование и условия эксперимента.

Гетероструктуры были выращены на установке МОС-гидридной эпитаксии Aixtron 2400 G3. Расход V/III во всех процессах роста составлял приблизительно 100. В качестве источников атомов третьей группы использовались триметилгалиния и триметилалюминия, источника атомов мышьяка – арсин (AsH_3), источника легирующей примеси (кремния) – моносилан (SiH_4). В качестве газа-носителя использовался молекулярный водород. Давление в реакторе составляло 100 мбар.

Толщины и элементный состав эпитаксиальных слоев изучаемых гетероструктур осуществлялся посредством рентгеноструктурного анализа на установке X'PertPro фирмы Philips. Запись рефлектограмм проводилась в режиме ω - 2θ . Заранее следует отметить, что достаточного для обработки различия в рефлектограммах структур с нановставкой и без нановставки не наблюдается, что связано с очень незначительным рассогласованием постоянных решеток GaAs и AlAs, а также малой (5 нм) толщиной самой нановставки. В этой связи, условия и время роста нановставки были определены, исходя из результатов вспомогательного эксперимента, в котором посредством

рентгеноструктурного анализа изучали эпитаксиальный слой AlAs толщиной 0.5 мкм, которую можно определить с точностью приблизительно 10 процентов. Из этого эксперимента были получены расходы газов и время роста нановставки AlAs.

Температурные режимы формирования нановставки AlAs были следующими. Рост останавливали после формирования верхнего спейсора (см. рисунок 1б), а температуру увеличивали по закону $T \sim t^3$, где t – время. После достижения температуры 670 °С рост возобновляли, скорость роста составляла 0.5 нм/с. Таким образом, во всех экспериментах рост донорной вставки осуществлялся в динамике по температуре. Это связано с тем, что температура 670 °С (по нашим сведениям) является предельно допустимой для незакрытого слоя $Al_{0.22}Ga_{0.78}As$ при используемом соотношении V/III. После окончания роста нановставки, для продолжения роста барьерного слоя $Al_{0.22}Ga_{0.78}As$ образцы охлаждали до температуры 640 °С. В случае структуры без нановставки, спейсор, донорный слой и барьерный слой выращивались при этой же (640 °С) температуре.

Бесконтактные измерения слоевого сопротивления проводились на установке Lei 1510 в 52 точках на каждой пластине. По этим точкам автоматически формировались карты слоевого сопротивления. Частота СВЧ излучения, при котором проводились измерения, составляла 10 ГГц.

Концентрации и подвижности электронов определяли по методу эффекта Холла на установке HL 5500PC при комнатной температуре. От пластин откалывали квадратные образцы размером 1×1 см², после чего в атмосфере азота в углах образцов вжигали индиевые контакты при температуре 400 °С.

Поверхности структур были изучены на установке Surfscan 6220 (контроль по матовости) и атомно-силовом микроскопе (АСМ). Эти методики позволяют изучить морфологию поверхностей структур на микро и нано уровне.

3. Результаты и обсуждение.

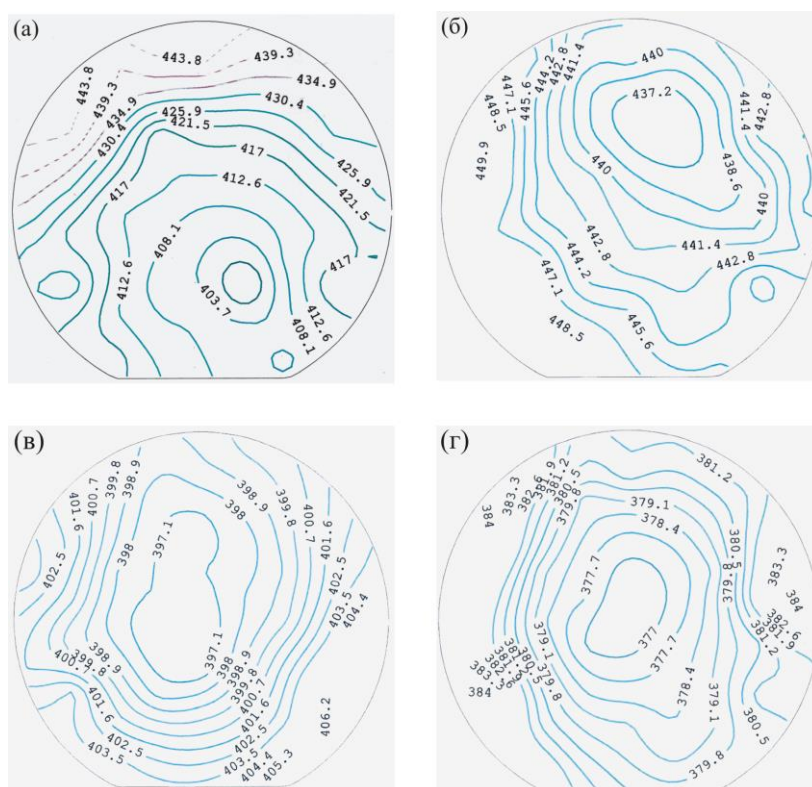


Рис. 3. а) карта слоевого сопротивления рНЕМТ-структуры без AlAs нановставки, температура роста спейсера, донорного и барьерного слоя составляла 640 °С; б, в, г) карты распределения слоевого сопротивления рНЕМТ-структур, с температурой роста донорного AlAs слоя 680 °С, 700 °С и 720 °С соответственно.

Слоевое сопротивление (R_s) рНЕМТ-структуры является одним из сдаточных параметров, который необходимо соблюдать. При этом важно знать не только среднее значение этого параметра, измеренного по всей площади пластины, и среднеквадратическое отклонение от него, но и ширину диапазона полученных значений по отношению к среднему $[(R_{s_{\max}} - R_{s_{\min}})/R_{s_{\text{av}}}]$, где $R_{s_{\max}}$ – максимальное значение, $R_{s_{\min}}$ – минимальное значение, а $R_{s_{\text{av}}}$ – среднее значение слоевого сопротивления. Далее эта величина измеряется в процентах.

На рисунке 2а представлена карта слоевого сопротивления стандартной рНЕМТ-структуры с барьерным слоем $\text{Al}_{0.22}\text{Ga}_{0.78}\text{As}$ без нановставки AlAs, построенная по 52 точкам, измерения в которых были проведены бесконтактным методом. Как было сказано выше, температура роста всех слоев, находящихся выше канала, составляла 640 °С. На рисунках 2б, в, г представлены аналогичные

карты распределения слоевого сопротивления рНЕМТ-структур с AlAs нановставкой, выращенных при температурах 680 °С, 700 °С и 720 °С соответственно.

Таблица 1. Параметры полученных рНЕМТ-структур (рисунок 2а, б, в, г).

Структуры	Без AlAs (T = 640 °C)	AlAs_1 (T = 680 °C)	AlAs_2 (T = 700 °C)	AlAs_3 (T = 720 °C)
№ структуры	1	2	3	4
$R_{S_{min}}$, Ом/кВ	389.9	435.4	396.2	376.0
$R_{S_{max}}$, Ом/кВ	448.0	454.1	407.1	384.9
$R_{S_{av}}$, Ом/кВ	421.5	443.5	400.6	380.4
$(R_{S_{max}}-R_{S_{min}})/R_{S_{av}}$, %	13.8	4.2	2.73	2.33
$\sigma(R_s)$, %	3.3	1.0	0.76	0.63
n_s , см ⁻²	3.1×10^{12}	2.8×10^{12}	3.2	3.4
μ , см ² /(В×с)	4910	5020	4890	4810

В таблице 1 приведены основные параметры полученных структур. Слойные сопротивления измерены бесконтактным методом, а концентрации и подвижности носителей по методу эффекта Холла. В первой строке указан тип структуры и температура роста донорного слоя.

Ширина диапазона значений слоевого сопротивления, нормированного на среднее значение слоевого сопротивления ($(R_{S_{max}}-R_{S_{min}})/R_{S_{av}}$), структуры без AlAs нановставки существенно превышает аналогичные значения для структур с нановставкой. Причем, нормированная ширина диапазона уменьшается по мере увеличения температуры роста нановставки.

Из рисунка 3 следует, что карты слоевого сопротивления структур б, в, г образованы замкнутыми эквирезистивными линиями, расходящимися от центра пластины. На рисунке 3а характер неоднородности слоевого сопротивления иной, слоевое сопротивление растет от края пластины с базовым срезом к противоположному, при этом планарная неоднородность слоевого сопротивления существенно больше, чем на других пластинах. Это можно

объяснить, например, неодинаковым тепловым контактом разных участков пластины с графитовой поверхностью, с которой она соприкасается в процессе роста, что приводит к незапланированному градиенту концентрации фоновой акцепторной примеси от одного края пластины к другому. Следует отметить, что такое распределение слоевого сопротивления характерно для аналогичных структур. В картах слоевого сопротивления структур с AlAs донорной вставкой (рис. 3б, в, г) такой эффект отсутствует, что, по-видимому, и определяет их лучшую планарную однородность по слоевому сопротивлению. Все изучаемые структуры обладают приемлемыми значениями концентрации и подвижности электронов для рНЕМТ-структур.

Следует отметить, структура с AlAs вставкой, выращенная при температуре 680 °С имеет меньшую концентрацию носителей заряда, чем структура без вставки. Такой же эффект наблюдается в [2], где структуре с AlAs нановставкой соответствует меньшая концентрация носителей, чем структуре без нановставки. Это связано с тем, что увеличение концентрации атомов алюминия, имеющих высокую химическую активность, стимулирует увеличение концентрации фоновой акцепторной примеси углерода из металлоорганических соединений [1]. Атомы углерода встраиваются в подрешетку мышьяка преимущественно с образованием химической связи Al-C, это приводит к компенсации донорной примеси и, как следствие, к снижению концентрации электронов проводимости [1]. Дальнейшее повышение температуры эпитаксиального роста препятствует встраиванию акцепторной примеси в подрешетку мышьяка, поэтому концентрация электронов проводимости возрастает. Тот факт, что в структуре AlAs_1 (см. Таблицу 1) концентрация акцепторной примеси превышает аналогичную в структуре без нановставки, но планарная однородность ее слоевого сопротивления выше, по-видимому означает, что при повышении температуры роста увеличивает коэффициент диффузии примесей и они более равномерно распределяется по образцу.

Все структуры с AIAs нановставкой проходят контроль по матовости, осуществляемый на установке Surfscan 6220. Для сравнения на рисунке 4 приведены карты дефектности для структуры без нановставки (два верхних изображения) и для структуры с нановставкой, выращенной при температуре 720 °С (два нижних изображения). Существенного различия между ними не наблюдается.

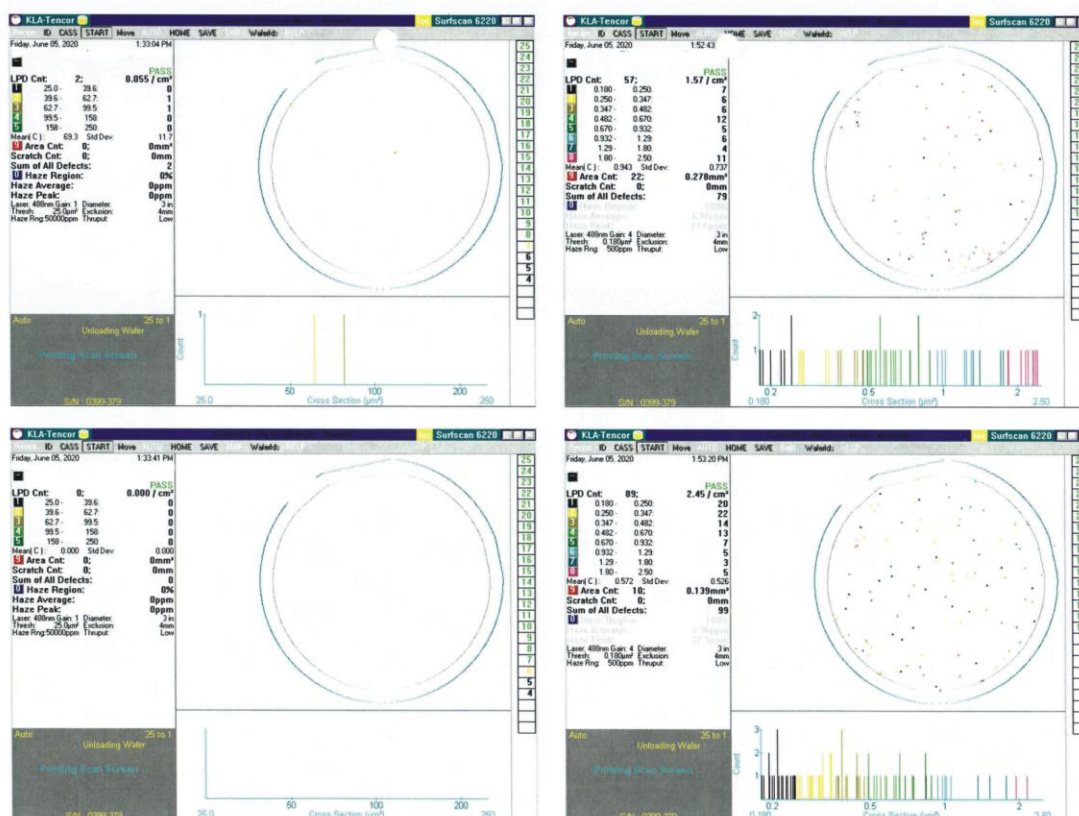


Рис. 4. Карты дефектов структуры без AIAs нановставки (верхние изображения) и с нановставкой (нижние изображения).

В [3] посредством АСМ было установлено, что поверхность эпитаксиального слоя AIAs содержит значительное количество неоднородностей микронных размеров. Поскольку, толщина барьерного слоя составляет всего 35 нм, в случае присутствия аналогичных дефектов в нановставке, они проявились бы на поверхности структур. Однако, данные контроля по матовости свидетельствуют, что концентрация дефектов микронных размеров существенно ниже, чем в [3]. По-видимому, это связано с тем, что толщина нановставки 5 нм

и крупные дефекты не сформировались. Также возможен вариант, что нами были подобраны более точные условия роста слоя AlAs.

Для изучения структур на нано уровне они были изучены посредством АСМ. Все поверхности демонстрируют террасированную морфологию. На рисунке 5а приведено АСМ-изображение поверхности структуры с AlAs нановставкой, выращенной при температуре 720 °С (AlAs_3). На рисунке 5б приведен профиль поверхности, по которому можно определить, что высота атомных ступеней составляет один атомный бислой, т.е. морфология поверхности близка к идеальной.

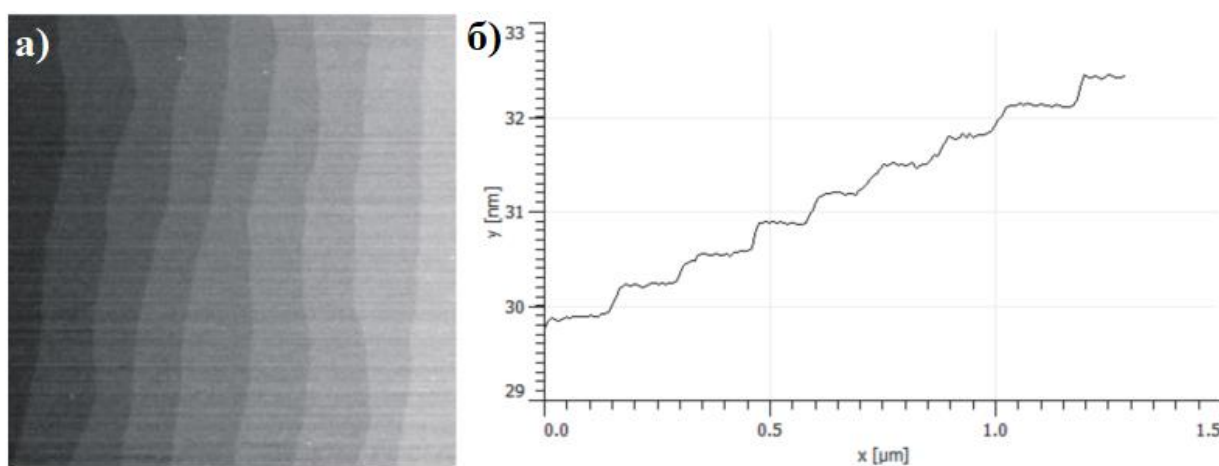


Рис. 5. а) АСМ-изображение поверхности структуры AlAs_3 (размер 1×1 мкм), б) профиль поверхности структуры AlAs_3.

Заключение.

В работе установлено, что внедрение донорной AlAs нановставки в барьерный слой рНЕМТ структуры позволяет достичь лучшей планарной однородности по слоевому сопротивлению. Полученные структуры полностью соответствуют заданным параметрам и могут быть использованы в производстве мощных СВЧ транзисторов.

Литература

1. He Z., Wang H., Wang Q., Fan J., Zou Y., Ma X. The effect of unintentional carbon incorporation on the electrical properties of AlGaAs grown by MOCVD. *Optical Materials*. 2020. V.108. P.110227. <https://doi.org/10.1016/j.optmat.2020.110227>

2. Vinichenko A.N., Vasil'evskii I.S. Pseudomorphic HEMT quantum well AlGaAs/InGaAs/GaAs with AlAs:delta-Si donor layer. *Material Science and Engineering*. 2016. V.151. №1. P.012037. <http://dx.doi.org/10.1088/1757-899X/151/1/012037>
3. Castillo-Ojedaa R.S., Díaz-Reyesb J., Arellanoc M.G., Peralta-Clarab M.C., Veloz-Rendónb S.J. Growth and Characterization of Al_xGa_{1-x}As Obtained by Metallic-Arsenic-Based-MOCVD. *Materials Research*. 2017. V.20. №5 P.1166-1173. <https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2016-0512>

Для цитирования:

Абдулов М.М., Вергаскина А.С., Лобанова А.В., Пирожкова Е.С., Веденеев А.А. AlGaAs/InGaAs/GaAs рHEMT-структуры с донорной AlAs нановставкой. *Журнал радиоэлектроники* [электронный журнал]. 2021. №12. <https://doi.org/10.30898/1684-1719.2021.12.4>