

06

Влияние разориентации подложки на свойства p -HEMT наногетероструктур на основе GaAs, формируемых в процессе MOCVD эпитаксии

© П.Б. Болдыревский,¹ Д.О. Филатов,¹ В.А. Беляков,¹ А.П. Горшков,¹ И.В. Макарец,¹ А.В. Нежданов,¹ М.В. Ревин,¹ А.Д. Филатов,¹ П.А. Юнин²

¹ Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, 603950 Нижний Новгород, Россия

² Институт физики микроструктур РАН, 603950 Нижний Новгород, Россия
e-mail: bpavel2@rambler.ru

Поступило в Редакцию 23 мая 2022 г.

В окончательной редакции 21 июня 2022 г.

Принято к публикации 22 июня 2022 г.

В качестве одного из подходов по совершенствованию p -HEMT (pseudomorphic high electron mobility transistor) проведено исследование влияния разориентации подложек GaAs на морфологию поверхности, структуру и электрофизические свойства псевдоморфных гетероструктур, а также параметры транзисторов на их основе. Методом MOC-гидридной эпитаксии (MOCVD) в едином технологическом цикле осуществлялось формирование гетероструктур на вицинальных подложках с ориентацией (100) и разориентированных на 2° к (110). Установлено, что на разориентированных подложках рост структурно-согласованных и напряженных эпитаксиальных слоев происходит по слоисто-ступенчатому механизму с образованием макроступеней. На вицинальных подложках наблюдалось формирование монокристаллических ступеней роста. Рассмотрены сравнительные характеристики p -HEMT, полученных с использованием двух типов подложек.

Ключевые слова: гетероструктуры GaAs/InGaAs/GaAlAs, MOCVD-эпитаксия, p -HEMT, разориентация подложек, сравнительные характеристики структур и p -HEMT на их основе.

DOI: 10.21883/JTF.2022.10.53250.143-22

Введение

Псевдоморфные HEMT (pseudomorphic high electron mobility transistor, p -HEMT) являются одними из перспективных активных элементов СВЧ микроэлектроники. В настоящее время транзисторы на основе гетероструктур InGaAs/GaAlAs/GaAs на подложках GaAs достигают рабочей частоты генерации до 200 GHz [1]. Несмотря на то что основные технологические приемы изготовления p -HEMT известны и имеют промышленное применение, представляют интерес исследования, направленные на оптимизацию конструкторско-технологических параметров транзисторов с целью повышения быстродействия и снижения шумов электронных устройств. Наряду с молекулярно-лучевой эпитаксией (МЛЭ/МВЕ), газофазная эпитаксия с использованием металлоорганических соединений и гидридов в качестве исходных веществ (МГЭ/МOCVD) является основным технологическим процессом формирования наногетероструктур полупроводниковых соединений A_3B_5 [2]. Для выращивания p -HEMT наногетероструктур в опытно-промышленном производстве обычно используются либо сингулярные подложки GaAs с точной кристаллографической ориентацией (100), либо разориентированные на 2° к (110) подложки GaAs (далее, как (100) + 2°). Известно, что направление и угол разориентации подложки

оказывают влияние на механизм роста и кристаллическую структуру решеточно согласованных и напряженных эпитаксиальных слоев (ЭС) [3]. В работах [4,5] приведены результаты исследований влияния разориентации подложки на свойства гетероструктур InGaAs/InAlAs, выращенных методом МВЕ, и характеристики метаморфных HEMT на их основе. Показано, что возможно увеличение концентрации двумерного электронного газа на 40%, и выявлен сдвиг пиков спектров фотолюминесценции в сторону меньших энергий фотонов для случая разориентированной подложки. Однако в известной литературе отсутствуют данные по систематическому изучению влияния разориентации подложки на свойства MOCVD наногетероструктур InGaAs/GaAlAs/GaAs и транзисторов на их основе. Целью настоящей работы является сравнительное изучение морфологии поверхности, степени совершенства кристаллической структуры и электрофизических свойств псевдоморфных HEMT наногетероструктур, формируемых в процессе MOCVD эпитаксии на подложках GaAs с ориентацией (100) и (100) + 2° .

1. Экспериментальная часть

Эпитаксиальное наращивание полупроводниковых гетерослоев проводили на модернизированной установке

Ерісір VP502-RP, снабженной горизонтальной реакционной камерой и индукционным нагревом вращающегося дискового подложкодержателя. Поддерживалась близкая к оптимальной для данной эпитаксиальной системы частота вращения ~ 60 rpm [6]. Использовались стандартные подложки полуизолирующего GaAs фирмы „АХТ“ диаметром 50 mm с кристаллографической ориентацией (001) и разориентированные на 2° в направлении (110). В качестве исходных металлоорганических соединений (МОС) для эпитаксии GaAs и тройных твердых растворов AlGaAs и InGaAs использовали соответственно триметилгаллий (ТМГ) Ga(CH₃)₃, триметилалюминий (ТМА) Al(CH₃)₃ и триметилиндий (ТМИ) In(CH₃)₃, в качестве источника As — арсин AsH₃. Превышение концентрации AsH₃ в потоке газовой смеси над концентрацией МОС составляло ~ 40 . Перед началом процесса осаждения проводили отжиг подложек в реакционной камере при температуре эпитаксии 620°C в атмосфере газа-носителя (водород H₂) и AsH₃ в течение 5 min. Экспериментальные образцы получали при общем пониженном давлении газовой среды в реакционной камере $p = 10^4$ Pa и скорости эпитаксиального роста ≈ 0.5 nm/s, что соответствует основным режимам получения приборных структур. ЭС твердых растворов выращивали на поверхности буферных слоев GaAs толщиной $d \approx 150$ nm. Для получения необходимой концентрации электронов в ЭС *n*-типа осуществлялось легирование кремнием в процессе эпитаксии путем термораспада силана (SiH₄) в зоне осаждения. На каждом этапе исследований осуществлялся единый технологический цикл формирования серии из двух образцов, отличающихся только ориентацией подложек; (100) и (100) + 2° соответственно. Толщины ЭС измерялись с помощью интерферометра Talysurf CCI 2000. Погрешность измерения толщины ЭС не превышала 1.0 nm. Общее кристаллическое структурное совершенство ЭС и состав твердых растворов определялись методом двухкristальной рентгеновской дифрактометрии на дифрактометре Bruker D8 Discover. Кривые качания вблизи рефлекса (004) снимались с круглым коллиматором, формирующим пучок диаметром ≈ 1 mm, в симметричной геометрии и в геометрии скользящего падения, что обеспечивает соответствующую глубину экстинкции. Погрешность измерений угла дифракции составляла $\sim 0.0005^\circ$. Для исследования морфологии поверхности гомо- и гетероэпитаксиальных слоев использовали метод атомно-силовой микроскопии (AFM) в полуконтактной моде [7]. Исследования проводились при комнатной температуре в атмосферных условиях на установке NTegra (производитель — компания NT-MDT, Россия) со сканирующей головкой Spena A. Использовались кремниевые AFM-зонды производства компании NT-MDT марки NSG-11 с радиусом кривизны острия зонда $R_p \approx 10$ nm. Относительная погрешность измерений координат в плоскости поверхности образца x, y в области значений $1 \mu\text{m} < x, y < 100 \mu\text{m}$ составляла не более 5%, относительная погрешность

n^+ -GaAs (<i>contact layer</i>), $d = 60$ nm
GaAs (<i>gate undoped layer</i>), $d = 4$ nm
Al _{0.29} Ga _{0.71} As (<i>upper barrier layer</i>), $d = 2$ nm
n^+ -Al _{0.29} Ga _{0.71} As, $d = 15$ nm, $n = 4-5 \cdot 10^{18}$ cm ⁻³
Al _{0.29} Ga _{0.71} As (<i>spacer</i>), $d = 2$ nm
GaAs (<i>smoothing layer</i>), $d = 1$ nm
In _{0.21} Ga _{0.79} As (<i>channel</i>), $d = 14$ nm
GaAs (<i>smoothing layer</i>), $d = 1$ nm
Al _{0.29} Ga _{0.71} As (<i>barrier layer</i>), $d = 50$ nm
GaAs (<i>buffer</i>), $d = 350$ nm, $n = 1-2 \cdot 10^{14}$ cm ⁻³
Substrate GaAs (100) и (100 + 2°)

Рис. 1. Схематическое изображение *p*-HEMT наногетероструктуры.

измерения высоты поверхности (координата z) в диапазоне $z < 10$ nm составляла $< 10\%$. Электрофизические параметры образцов определялись из измерений эффекта Холла и электропроводности при температурах 77 и 300 K. Слойная концентрация электронов и профили легирования оценивались из измерений вольт-фарядных (CV) характеристик барьера Шоттки, формируемого ртутным зондом на поверхности ЭС. Полевая подвижность двумерного электронного газа (ДЭГ) в канале *p*-HEMT определялась из измерений CV характеристик и удельной проводимости на частоте 1 mHz.

Измерения спектров фотолюминесценции (ФЛ) проводились при 77 и 300 K с использованием решеточного монохроматора Acton Spectra Pro 500i, оснащенного InGaAs фотодетектором Acton ID 442A, с модулированным фотовозбуждением (частота модуляции 180 Hz) и синхронным детектированием при помощи цифрового синхронного детектора Stanford Research SR-810. Фотовозбуждение осуществлялось несфокусированным излучением полупроводникового лазера с длиной волны 472 nm и мощностью 1.5 W.

Схематическое изображение конструкции исследуемых тестовых *p*-HEMT гетероструктур, выращенных методом МОСVD в едином технологическом цикле представлено на рис. 1.

В исследуемых образцах отсутствуют дельта-легированные кремнием слои [8], позволяющие

увеличивать концентрацию двумерного электронного газа в базовых гетероструктурах, так как следует ожидать снижения проявления эффекта разориентации в случае наличия таких слоев.

2. Результаты и обсуждение

Согласно результатам рентгенодифракционных исследований, специально выращенных ЭС GaAs и гетероструктур $\text{Al}_{0.29}\text{Ga}_{0.71}\text{As}/\text{GaAs}$ ($d = 150 \text{ nm}$) не обнаружено существенного различия значений ширины кривых качания для образцов на подложках обоих типов, которые составляли вблизи рефлекса (004) ~ 0.004 и ~ 0.005 соответственно. Представленные значения ширины кривых качания свидетельствуют о высоком структурном качестве ЭС.

На рис. 2 приведены AFM-изображения морфологии ЭС при последовательном формировании гетероструктуры.

На поверхности ЭС, выращенных на разориентированных подложках, наблюдается регулярная система периодических ступеней роста, что указывает на слоисто-ступенчатый механизм роста с образованием макроступеней [9,10]. На подложках GaAs (100) наблюдается формирование моноатомных ступеней роста (рис. 2, *a*). Это указывает, что в действительности плоскости поверхности использованных подложек не совпадали точно с сингулярной гранью (100) GaAs, а были разориентированы относительно нее на малую величину $\arctg(h/L) \sim 0.34^\circ$. Здесь $L \sim 0.5 \mu\text{m}$ — средний период моноатомных ступеней роста (определенный из данных AFM на рис. 2), $h = a/2$ — высота моноатомной ступени на поверхности GaAs (100), $a \sim 0.565 \text{ nm}$ — постоянная решетки GaAs. В связи с вышеизложенным будем в дальнейшем называть подложки, формально имеющие ориентацию (001), вицинальными.

На поверхности гетероструктур AlGaAs/InGaAs/GaAs (рис. 2, *b*) наблюдаются структурные дефекты в виде ограниченных ямок, появление которых может быть связано с локальным срывом эпитаксиального роста в результате более медленного отщепления метильных радикалов — $-\text{CH}_3$ от атомов алюминия, чем от атомов галлия, на краях макроступеней роста [11].

Морфология поверхности слоев твердых растворов InGaAs преимущественно повторяет морфологию нижележащих слоев GaAs. ЭС InGaAs данного состава имеют толщину меньше критической (рис. 1), при которой происходит образование дислокаций несоответствия, дефектов упаковки и других нарушений кристаллической решетки в результате релаксации возникающих механических напряжений, что приводит к более развитому рельефу поверхности [9,12]. Разориентация подложки приводит к ступенчато-слоевому механизму роста ЭС. Отличительной особенностью этого механизма роста в MOCVD (в отличие, например, от MBE)

является наличие газовой атмосферы в реакторе, при этом хемосорбция атомов водорода и не до конца расщепленных продуктов термораспада МОС приводит к торможению движения краев моноатомных ступеней роста и стимулирует их агрегацию в эшелон ступеней с последующим образованием макроступеней роста.

На рис. 3 приведены спектры ФЛ тестовых образцов, представляющих собой ЭС GaAs, аналогичных по параметрам и режимам роста буферным слоям GaAs в структурах *p*-HEMT и структуры AlGaAs/InGaAs/GaAs, выращенных на вицинальных и разориентированных подложках. В спектрах ФЛ буферного слоя GaAs (рис. 3) доминируют пики краевой ФЛ GaAs при $\lambda \sim 0.82 \mu\text{m}$ (77 К) и $\sim 0.87 \mu\text{m}$ (300 К). Интенсивность краевой ФЛ слоя GaAs, выращенного на подложке (100), была на $\sim 40\%$ выше, чем слоя, выращенного на подложке (100) + 2° — как при 77, так и при 300 К.

Кроме краевой ФЛ GaAs, на спектрах ФЛ при 77 К наблюдаются широкие пики в области $\lambda \sim 0.86\text{--}0.88 \mu\text{m}$, связанные, предположительно, с глубокими уровнями в GaAs [13]. Интенсивность указанных пиков для ЭС GaAs, выращенного на разориентированной подложке, значительно превышает интенсивность соответствующего пика в ЭС GaAs, выращенного на вицинальной подложке (ср. кривые 1 и 2 на рис. 3, *a*). Это может быть связано с повышенной концентрацией оптически активных глубоких центров в ЭС GaAs, выращенном на разориентированной подложке, обусловленной сегрегацией и захватом примесей макроступенями роста.

В спектрах ФЛ структур AlGaAs/InGaAs/GaAs (рис. 3, *b*) при 77 К наблюдаются полосы ФЛ с высокоэнергетическим краем вблизи $\lambda \sim 0.62 \mu\text{m}$, связанные с межзонной излучательной рекомбинации в AlGaAs. Значение $\lambda \sim 0.62 \mu\text{m}$ при 77 К соответствует концентрации Al в $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$. Пики ФЛ при $\lambda \sim 0.83 \mu\text{m}$ (77 К) и $\sim 0.87 \mu\text{m}$ (300 К) связаны с краевой ФЛ в буферном слое GaAs. Полоса ФЛ в спектральной области $\lambda = 0.9\text{--}1.6 \mu\text{m}$ (77 К) связана с примесной ФЛ в AlGaAs с участием DX-центров [14]. Коротковолновое плечо данной полосы (максимум при $\lambda \sim 0.96 \mu\text{m}$) связано с межзонной излучательной рекомбинацией между основными размерно-квантованными состояниями электронов и дырок в слое InGaAs.

В целом, вышеприведенные результаты позволяют сделать вывод о более высоких структурных и, как следствие, оптических свойствах структур, выращенных на вицинальных подложках, по сравнению с разориентированными.

Как следует из данных, приведенных в табл. 1, для структур, выращенных на подложке ((100) + 2°), наблюдается выраженная анизотропия холловской подвижности электронов, которая максимальна при реализации направления переноса носителей тока вдоль краев макроступеней.

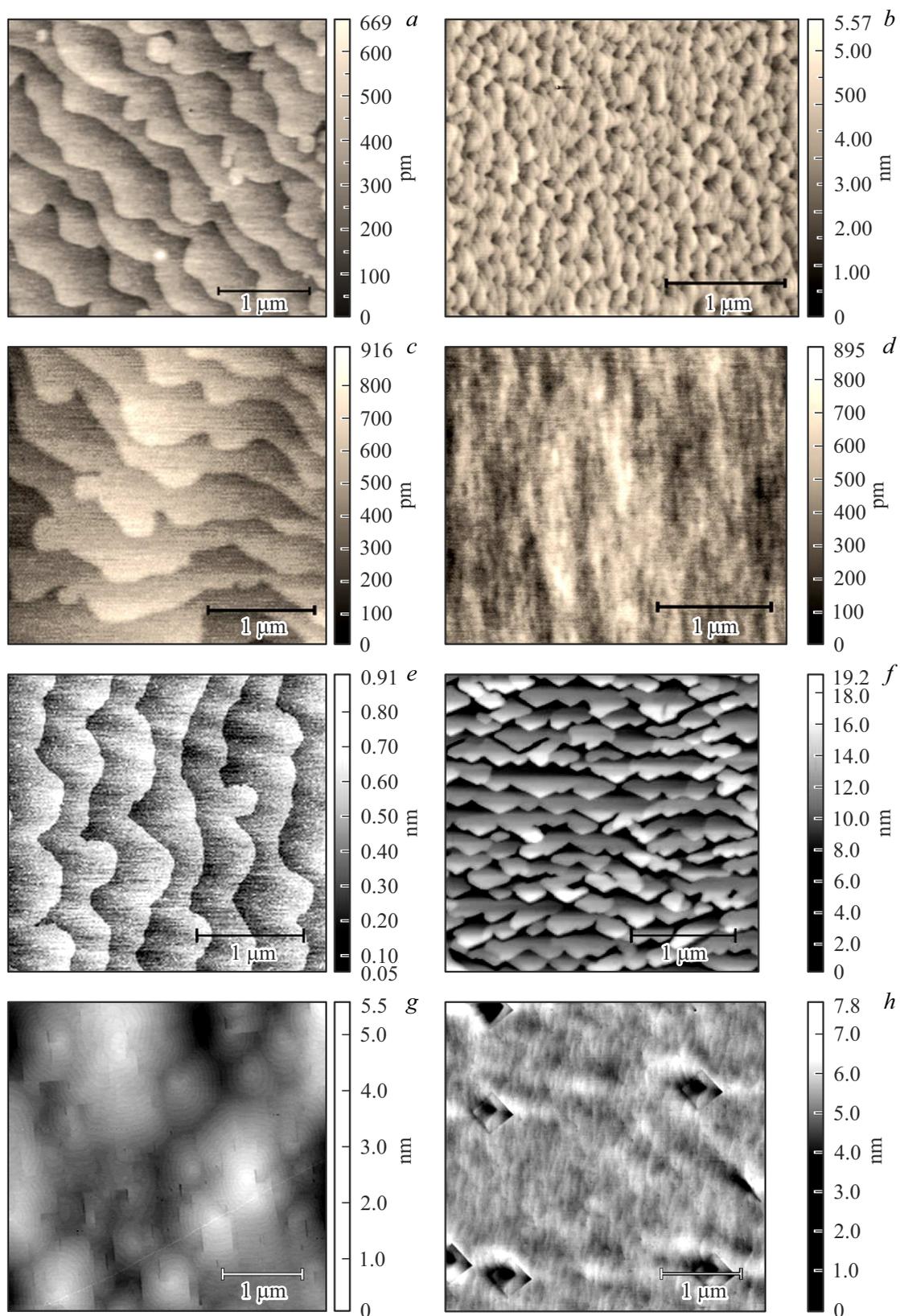


Рис. 2. AFM-изображения поверхности структур AlGaAs/InGaAs/GaAs на различных этапах выращивания: *a, b* — начальные стадии роста буферного слоя GaAs ($t_g = 30$ s); *c, d* — поверхность буферного слоя GaAs; *e, f* — поверхность слоя InGaAs/GaAs; *g, h* — поверхность слоя AlGaAs/InGaAs/GaAs. Ориентация подложки: *a, c, e, g* — (001); *b, d, f, h* — (001) + 2°.

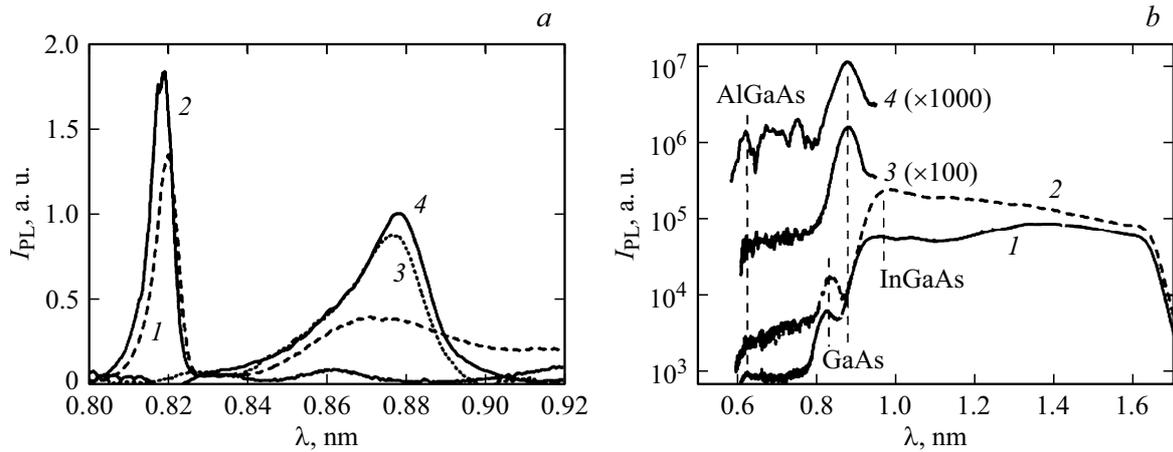


Рис. 3. Спектры ФЛ: *a* — буферный слой GaAs; *b* — структура AlGaAs/InGaAs/GaAs. Ориентация подложки: 1, 3 — (001) + 2°; 2, 4 — (001). *T*, К: 1, 2 — 77; 3, 4 — 300.

Таблица 1. Электрофизические параметры ЭС GaAs

Параметр	Подложка GaAs (100) + 2°		Подложка GaAs (100)	
	0.01	0.12	0.01	0.12
Концентрация SiH ₄ в потоке газовой смеси, mmol/min	0.01	0.12	0.01	0.12
Подвижность, см ² /В · с при 300 К	5600* 4950**	3500* 3100**	5400* 5350**	3200* 3300**
Подвижность, см ² /(В · с) при 77 К	19 000* 18 000**	5300* 5000**	23 000* 23 000**	5150* 5100**
Концентрация, <i>n</i> , см ⁻³	1.0 · 10 ¹⁶ * 1.2 · 10 ¹⁶ **	1.7 · 10 ¹⁷ * 1.7 · 10 ¹⁷ **	0.8 · 10 ¹⁶ * 0.85 · 10 ¹⁶ **	1.0 · 10 ¹⁷ * 1.1 · 10 ¹⁷ **

Примечание. * — направление тока вдоль базового среза подложки (для 100 + 2° — вдоль макроступеней), ** — поворот на 90°.

Таблица 2. Статические и СВЧ параметры *p*-НЕМТ на основе гетероструктур, сформированных с использованием подложек GaAs (100) и (100) + 2

Параметр	Подложка GaAs (100) + 2°	Подложка GaAs (100)
Подвижность ДЭГ, см ² /(В · с) (300 К)	7900	8580
Концентрация ДЭГ, 10 ¹² см ⁻²	1.67	1.65
Крутизна, <i>g</i> , mSm/mm	440	450
Коэффициент усиления <i>G</i> _{max} (измерения на частоте <i>f</i> = 10 GHz), dB	18.0	18.5
Коэффициент шума, NF (измерения в диапазоне частот 1–40 GHz), dB	1.9 · 2.5	1.4 · 2.2

Некоторые повышения уровня легирования ЭС при использовании подложек GaAs (100) + 2° связаны с повышенной скоростью захвата легирующей примеси (Si) макроступенями.

В табл. 2 приведены статические и СВЧ параметры *p*-НЕМТ с длиной затвора *L* = 70 nm. Каналы *p*-НЕМТ на гетероструктурах с подложками GaAs (100) + 2° ориентированы вдоль краев макроступеней.

В целом, параметры *p*-НЕМТ, сформированных на основе гетероструктур, полученных с использованием vicinalных подложек GaAs (100), превосходят параметры приборов, созданных на основе гетероструктур с подложками GaAs (100) + 2°. Наиболее важным результатом представляется достижение минимального коэффициента шума на гетероструктурах с подложками GaAs (100).

Заключение

Результаты работы показывают, что применение МОСVD-эпитаксии для создания наногетероструктур *p*-HEMT является достаточно перспективным, и в то же время может иметь ряд особенностей, связанных с влиянием разориентации подложек GaAs. В случае применения подложек GaAs, разориентированных на 2° к (110), необходимо учитывать особенности слоистоступенчатого эпитаксиального роста с формированием макроступеней. Основные особенности заключаются в наблюдаемой анизотропии подвижности электронов, при этом расположения каналов транзисторов должны осуществляться вдоль краев макроступеней. Данная особенность вызывает необходимость проведения соответствующих дополнительных измерений и исследований по сравнению с технологиями, где используются вицинальные подложки GaAs (100). Проведенные исследования показали, что определенные параметры *p*-HEMT на гетероструктурах, выращенных на вицинальных подложках GaAs (100), превышают параметры *p*-HEMT на разориентированных подложках. Таким образом, можно сделать вывод, что в рассматриваемых технологиях применение вицинальных подложек GaAs (100) является более перспективным.

Благодарности

Измерения спектров ФЛ проводились с использованием оборудования центра коллективного пользования — Научно-образовательного центра „Физика твердотельных наноструктур“ Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] D.-H. Kim, J.A. del Alamo. *IEEE Electron. Dev. Lett.*, **31** (81), 80–806 (2010).
- [2] S. Irvine, P. Capper, S. Kasap, A. Willoughby. *Metalorganic Vapor Phase Epitaxy (MOVPE): Growth, Materials Properties and Applications* (Wiley, Hoboken, 2019), 424 p.
- [3] R.M. Biefeld, D.D. Koleske, J.G. Cederberg. *The Science and Practice of Metal-Organic Vapor Phase Epitaxy (MOVPE) // Handbook of Crystal Growth: Thin Films and Epitaxy*: 2nd Ed.—Ed. T.F. Kuech (Elsevier, Amsterdam, 2015), p. 95–160.
- [4] П.В. Середин, А.С. Леньшин, А.В. Федюкин, И.Н. Арсентьев, А.В. Жаботинский, Д.Н. Николаев, Н. Leiste, M. Rinke. *ФТП*, **52**(1), 118 (2018). DOI: 10.21883/FTP.2018.01.45329.8565 [P.V. Seredin, A.S. Lenshin, A.V. Fedyukin, I.N. Arsentiev, A.V. Jabotinsky, D.N. Nikolaev, N. Leiste, M. Rinke. *Semiconductors*, **52** (1), 417 (2018). DOI: 10.21883/FTP.2018.01.45329.8565]
- [5] В.А. Кульбачинский, Л.Н. Овешников, Р.А. Лунин, Н.А. Юзева, Г.Б. Галиев, Е.А. Климов, С.С. Пушкарев, П.П. Мальцев. *ФТП*, **49** (7), 942 (2015). [V.A. Kulbachinskii, L.N. Oveshnikov, R.A. Lunin, N.A. Yuzeeva, G.B. Galiev, E.A. Klimov, S.S. Pushkarev, P.P. Maltsev. *Semiconductors*, **49** (7), P. 942, (2015).]
- [6] П.Б. Болдыревский, Д.О. Филатов, И.А. Казанцева, М.В. Ревин, Д.С. Смотрин, П.А. Юнин. *ЖТФ*, **88** (2), 219 (2018). DOI: 10.21883/0000000000 [P.B. Boldyrevskii, D.O. Filatov, I.A. Kazantseva, M.V. Revin, D.S. Smotrin, P.A. Yunin. *Tech. Phys.*, **63** (2), 211 (2018). DOI: 10.21883/0000000000]
- [7] S.N. Magonov. *Surface Analysis with STM and AFM. Experimental and Theoretical Aspects of Image Analysis* (Wiley-VCH, Weinheim, 1996), 323 p.
- [8] *Pseudomorphic HEMT Technology and Applications*, ed. by R.L. Ross, S.P. Svensson, P. Lugli (Springer, Berlin–Heidelberg, 1996), 320 p.
- [9] П.Б. Болдыревский, Д.О. Филатов, А.Д. Филатов, И.А. Казанцева, М.В. Ревин, П.А. Юнин. *ЖТФ*, **90** (5), 826 (2020). DOI: 10.21883/0000000000 [P.B. Boldyrevskii, D.O. Filatov, I.A. Kazantseva, M.V. Revin, P.A. Yunin, A.D. Filatov. *Tech. Phys.*, **90** (5), 791 (2020). DOI: 10.21883/0000000000]
- [10] R. Nötzel, K.H. Ploog. *Adv. Mater.*, **5** (22), 22–29 (1993).
- [11] S. Irvine, P. Capper, S. Kasap, A. Willoughby. *Metalorganic Vapor Phase Epitaxy (MOVPE): Growth, Materials Properties and Applications* (Wiley, Hoboken, 2019), 424 p.
- [12] G.B. Galiev, I.S. Vasil'evskii, S.S. Pushkarev, E.A. Klimov, R.M. Imamov, P.A. Buffat, B. Dwir, E.I. Suvorova. *J. Cryst. Growth*, **366**, 55 (2013).
- [13] M.R. Brozel, G.E. Stillman. *Properties of Gallium Arsenide* (Institution Engineer. Technol., 1996), 350 p.
- [14] S. Adachi. *Properties of Aluminium Gallium Arsenide* (Institution Engineer. Technol., 1993), 325 p.