

Д. т. н. Н. М. ВАКИВ¹, д. т. н. С. И. КРУКОВСКИЙ¹, к. т. н. С. Ю. ЛАРКИН²,
А. Ю. АВКСЕНТЬЕВ², Р. С. КРУКОВСКИЙ²

Украина, г. Львов, ¹Научно-производственное предприятие «Карат»; г. Киев, ²НПК «Наука»
E-mail: carat207@i.ua

ФОРМИРОВАНИЕ РЕЗКИХ ГРАНИЦ РАЗДЕЛА В ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СТРУКТУРАХ p^+ -AlGaAs/ n -GaAs МЕТОДОМ МОС-ГИДРИДНОЙ ЭПИТАКСИИ

Разработан способ формирования качественных гетерограниц в системе p^+ -AlGaAs/ n -GaAs методом МOCVD в условиях непрерывного роста при изменении температуры кристаллизации от 600 до 760°C. Установлено, что режим формирования слоя твердого раствора p^+ -AlGaAs:Zn на поверхности слоя n -GaAs:Si при повышении температуры в указанном интервале со скоростью 8–10°C/мин позволяет получить резкую границу раздела между слоями p - и n -типа проводимости. Такой способ формирования резких гетерограниц в системах p -GaAs:Zn/ n -GaAs:Si может быть использован для изготовления широкой номенклатуры эпитаксиальных структур.

Ключевые слова: эпитаксиальный слой, арсенид галлия, МОС-гидридная эпитаксия, гетерограница, редкоземельный элемент, легирование.

В последние годы технология газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений при пониженном давлении (МОС-гидридная эпитаксия) является основным промышленным технологическим методом получения самых разнообразных эпитаксиальных гетероструктур соединений A_3B_5 , применяемых для изготовления сверхъярких светодиодов, инжекционных лазеров, СВЧ-приборов, фотоэлектрических tandemных преобразователей солнечной энергии с нано- и квантоворазмерными активными областями и ряда других полупроводниковых приборов [1, 2].

МОС-гидридная эпитаксия по сравнению с другими методами эпитаксиальной технологии обладает такими преимуществами, как гибкие условия для создания гетероперехода с нужными характеристиками, высокая чистота и однородность выращиваемых слоев по толщине и составу, высокая скорость и селективность роста, относительная простота конструкции реактора, высокая производительность, возможность контроля процесса роста *in situ* [3]. С помощью МОС-гидридной эпитаксии можно получать гетероструктуры, в которых практически отсутствуют дефекты кристаллической структуры — дислокации, дефекты упаковки, включения второй фазы.

Однако для данного метода характерен и ряд недостатков. До конца не выяснены механизмы вхождения в эпитаксиальные слои некоторых фоновых и легирующих примесей [4, 5]. Наибольшие проблемы возникают при формировании резких p – n -переходов в случае легирования одного из слоев сильнодиффундирующими примесями.

Один из способов формирования резкого профиля распределения легирующих примесей в слоях GaAs n - и p -типа проводимости базируется на использовании химических элементов, которые обладают низким коэффициентом диффузии (Si — донор, С — акцептор). Однако использование в качестве акцепторной примеси углерода не всегда оправданно, поскольку химические соединения, содержащие атомы С, в процессе пиролиза образуют химически активные соединения, вступающие в реакцию с кристаллизуемым эпитаксиальным слоем. То есть наблюдается конкуренция двух процессов — наращивание слоя и его травление летучими хлоридами галлия [6]. Уровень легирования слоя, как и скорость травления, возрастает при увеличении расхода четыреххлористого углерода [7]. Увеличение же температуры роста сопровождается, наоборот, уменьшением уровня легирования слоев из-за более интенсивного разложения арсина с образованием атомарного водорода. Водород интенсивно связывает на поверхности арсенида галлия углерод, уменьшая его количество в эпитаксиальном слое. Для стабилизации границы раздела при использовании четыреххлористого водорода важным становится выбор оптимальной температуры пиролиза. Высокого уровня легирования GaAs углеродом (10^{18} – 10^{19} см⁻³) можно достичь при низких температурах кристаллизации (менее 600°C). С точки зрения кристаллизации структурно совершенных слоев GaAs с низкой концентрацией фоновых примесей оптимальным является температурный диапазон 600–700°C [8], а для твердых растворов AlGaAs — диапазон 730–780°C [9]. Поэтому при формировании гетерограниц GaAs/AlGaAs

температуру подложки после наращивания слоя GaAs необходимо поднимать на 50–100°C, а может, и больше. Остановка роста слоя во время повышения температуры значительно ухудшает границу раздела слоев вследствие образования безызлучательных центров рекомбинации и размывания профиля легирующих примесей в ранее кристаллизованных слоях.

Целью настоящей работы является получение методом МОС-гидридной эпитаксии при пониженном давлении структур p -GaAs(AlGaAs)/ n -GaAs с резкой границей раздела, которые формируются акцепторной примесью (цинком) и амфотерным кремнием, и исследование их свойств.

Технологическая база МОС-гидридной эпитаксии для получения полупроводниковых структур A_3B_5

Учитывая мировые тенденции развития современной технологической базы микроэлектроники, НПК «Наука» (г. Киев) и НПП «Карат» (г. Львов) совместно организовали и впервые в Украине успешно запустили в работу первый участок МОС-гидридной эпитаксии на базе промышленной автоматизированной установки Discovery 180 LDM (США) для выращивания эпитаксиальных структур (рис. 1).

Участок имеет всю необходимую инфраструктуру, включая чистые помещения, системы очистки и подачи технологических газов, высо-

коэффициентные системы утилизации отходов и обеспечения безопасности производства.

Установка МОС-гидридной эпитаксии Discovery 180 LDM предназначена для наращивания всего номенклатурного ряда эпитаксиальных структур, в том числе наноразмерных, на основе соединений A_3B_5 . На базе таких структур может быть развернуто производство современных полупроводниковых оптоэлектронных приборов (светодиодов красного и оранжевого спектра излучения, фотодиодов, чувствительных в диапазоне 400–3500 нм, инжекционных гетеролазеров), СВЧ-приборов и др.

При одновременной загрузке шести двухдюймовых подложек на установке можно выпускать 480–500 эпитаксиальных гетероструктур в месяц, что соответствует примерно 1 млн чипов площадью 1 мм².

Особенности технологического процесса МОС-гидридной эпитаксии

Эпитаксиальные слои GaAs и AlGaAs, легированные, соответственно, кремнием и цинком, выращивали на описанной выше установке в реакторе с горизонтально расположенным подложкодержателем, вращающимся с круговой скоростью около 900 об/мин. В качестве подложек использовали полуизолирующий GaAs с кристаллографической ориентацией (100) и (111). Температура подложек изменялась в пределах 600–760°C. Давление в реакторе составляло 70 Торр. В качестве исходных реагентов использовали триметилгаллий (TMGa), триметилалюминий (TMAI) и арсин AsH₃. Источником легирующих элементов кремния и цинка служили, соответственно, дисилан (200 ppm Si₂H₆ в водороде) и диметилцинк (DEZn). Испаритель с DEZn помещали в термостат, где поддерживалась температура 17±1°C. В качестве газа-носителя для переноса компонентов газовой смеси в реактор установки использовали водород с точкой росы не выше –100°C. Поддержание расхода газовых смесей осуществлялось с точностью ±2%. После того как температура подложки достигала 450°C, в реактор начинали подавать арсин в количестве 3,0·10⁻⁴ моль/мин для предупреждения термодорождения. Скорость кристаллизации слоев GaAs и AlGaAs составляла 20–22 и 23–25 нм/мин соответственно. Отношение содержания в газовой фазе элементов пятой группы к содержанию элементов третьей при кристаллизации слоев n -GaAs:Si и p -Al_{0,3}Ga_{0,7}As:Zn, было равно 180 и 200 соответственно.

В слоях GaAs и AlGaAs экспериментально определялся тип проводимости, концентрация и подвижность основных носителей заряда по результатам измерений ЭДС Холла в геометрии Ван дер Пау на установке NMS3000. Профиль распределения концентрации основных носителей по толщине слоев и в эпитаксиальных структурах GaAs/AlGaAs измеряли с применением контролируемого травления на



Рис. 1. Установка МОС-гидридной эпитаксии Discovery 180 LDM

C – V-профилометре Ascent. Однородность состава твердых растворов по поверхности оценивали с использованием фотолуминесцентного картографа PLM-metr 2000 rpm.

Результаты исследований

Свойства резких границ раздела p -AlGaAs/ n -GaAs, формируемых акцепторной примесью (цинком) и амфотерным кремнием, исследовали при низком и высоком уровне легирования цинком (соответственно $(2-3) \cdot 10^{17}$ и более чем $1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$) эпитаксиальных слоев p -AlGaAs.

Если уровень легирования эпитаксиальных слоев p -Al_{0,3}Ga_{0,7}As цинком был ниже $1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ (рис. 2, кривая 1), то эффект размывания границы раздела между слоями GaAs (AlGaAs) p - и n -типа проводимости проявлялся в уменьшении концентрации электронов в части слоя n -GaAs, соприкасающейся со слоем p -AlGaAs (рис. 2, кривая 2). Уменьшение концентрации электронов в пограничном слое n -GaAs можно объяснить диффузией цинка из p -Al_{0,3}Ga_{0,7}As:Zn и частичной компенсацией донорной примеси (кремния) в n -GaAs в предположении того, что концентрация электрически неактивного цинка в p -GaAs превышает уровень $1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$. Коэффициент диффузии, определенный с учетом этого значения концентрации цинка, составляет около $2 \cdot 10^{-14} \text{ см}^2 \cdot \text{с}$.

При наращивании двухслойной эпитаксиальной структуры p^+ -Al_{0,3}Ga_{0,7}As:Zn/ n -GaAs:Si, где концентрация цинка в p^+ -слое на порядок больше, чем в слое p -Al_{0,3}Ga_{0,7}As, а концентрация кремния в n -слое соответствует уровню $(2-3) \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$, наблюдается эффект полной перекомпенсации слоя n -GaAs:Si (рис. 2, кривая 3) акцепторной примесью – цинком. Таким образом, повышение уровня легирования слоев p -Al_{0,3}Ga_{0,7}As цинком при последовательном наращивании n - и p -слоев может при-

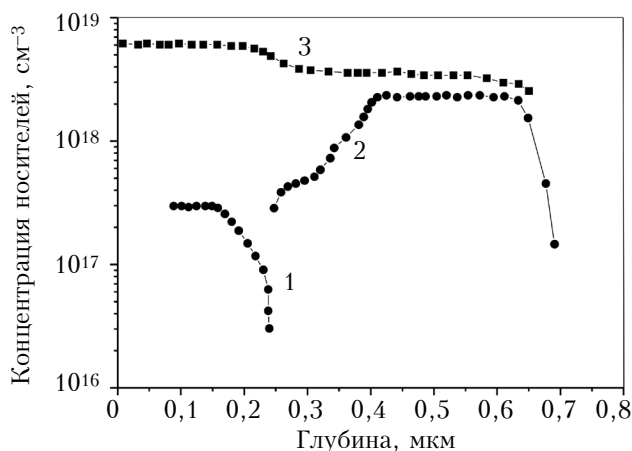


Рис. 2. Профили распределения концентрации носителей в слоях эпитаксиальной структуры p^+ -Al_{0,3}Ga_{0,7}As:Zn/ n -GaAs:Si, полученных при расходе Si₂H₆ (200 ppm в H₂) $3,7 \cdot 10^{-8}$ моль/мин (2) и расходе DEZn $2,8 \cdot 10^{-5}$ (1) и $2,6 \cdot 10^{-3}$ (3) моль/мин

водить не только к размыванию границы раздела, но и к образованию сплошного слоя p -типа проводимости.

Возможны два варианта решения проблемы получения качественных гетерограниц. Во-первых, это формирование промежуточного нелегированного слоя GaAs (AlGaAs) определенной толщины перед кристаллизацией сильнолегированного слоя p -типа проводимости. Толщина такого слоя определяется с учетом значения коэффициента диффузии цинка при выбранных температурах эпитаксии. Во-вторых, это выбор оптимальной температуры кристаллизации слоев. Как сообщалось выше, ее значения для GaAs и AlGaAs отличаются. Особенно важную роль этот параметр играет при формировании эпитаксиальных структур на подложках с кристаллографической ориентацией (111). Поэтому целесообразно проводить кристаллизацию при оптимальной для каждого слоя температуре. В методе МОС-гидридной эпитаксии процесс перехода от одной температуры роста к другой сопровождается остановкой роста и выдержкой поверхности формируемого слоя в атмосфере разлагающегося арсина. Длительная остановка роста может стимулировать неконтролируемое легирование углеродом выращенного слоя и способствовать повышению концентрации структурных дефектов на границе раздела, а также инициировать размывание профиля легирующих примесей в ранее кристаллизованных слоях.

Оптимальное решение проблемы получения резкой гетерограницы базируется на экспериментально полученной зависимости концентрации дырок в слоях Al_xGa_{1-x}As от температуры кристаллизации, которая приведена на рис. 3. Ее характерной особенностью является обратно пропорциональная связь между концентрацией дырок в слое AlGaAs и температурой кристаллизации. Этот эффект является чрезвычайно важным, поскольку при фиксированном расходе

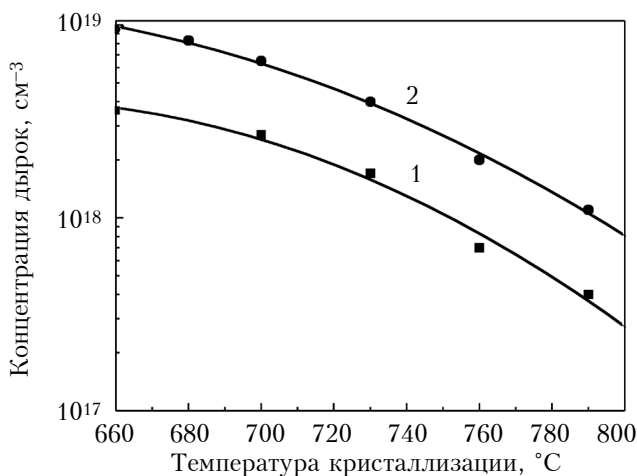


Рис. 3. Зависимость концентрации дырок в слоях Al_xGa_{1-x}As:Zn ($x=0,1-0,4$) от температуры кристаллизации при различных потоках DEZn: 1 – $2,8 \cdot 10^{-5}$ моль/мин; 2 – $2,6 \cdot 10^{-3}$ моль/мин

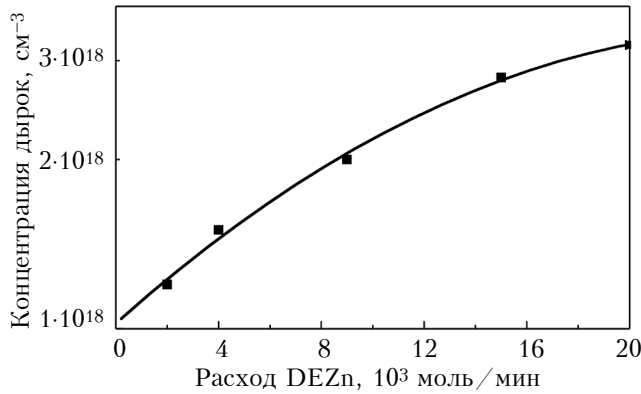


Рис. 4. Зависимость концентрации дырок в твердых растворах от расхода лигатуры DEZn при температуре кристаллизации 750°C

диэтилцинка, изменяя температуру подложки в относительно небольшом интервале — с 680 до 760°C, можно достичь уменьшения концентрации дырок примерно в пять раз, тогда как при увеличении расхода диэтилцинка DEZn в 10 раз (с 2 до 20 моль/мин) при температуре эпитаксии 700°C концентрация дырок в твердых растворах возрастает не более чем в 3 раза (рис. 4).

Эффект anomalно высокой чувствительности уровня легирования слоев AlGaAs акцепторной примесью (цинком) к температуре кристаллизации может быть использован для эффективного управления профилем распределения легирующих примесей в *n-p*-эпитаксиальных структурах. Это идеально согласуется с оптимальными условиями кристаллизации в системе GaAs/AlGaAs. Известно, что наиболее структурно совершенные слои GaAs с минимальной концентрацией фоновой примеси, определяемой на основе холловских измерений, кристаллизуются в температурном диапазоне 600–700°C, а твердые растворы AlGaAs — в диапазоне 730–780°C [10]. Для формирования качественной гетерограницы наращивание бинарного соединения и его твердого раствора желательно проводить при разных температурах, но в условиях непрерывного роста слоев.

На основе приведенной на рис. 3 зависимости был разработан способ формирования резкой гетерограницы GaAs/AlGaAs без остановок роста. Согласно этому способу слой *n*-GaAs, легированный кремнием, формируется при оптимальной постоянной температуре из диапазона 650–670°C. Далее наращивается нелегированный слой AlGaAs минимальной толщины (30–40 нм), который используется в качестве буфера, предотвращающего диффузию цинка в нижележащий слой *n*-GaAs из сильнолегированного слоя *p*-типа проводимости.

За время формирования нелегированного слоя AlGaAs в течение примерно 60 с скорость роста температуры подложкодержателя увеличивается от 0 до 8–10°C/мин, после чего включается подача диэтилцинка и начинается фор-

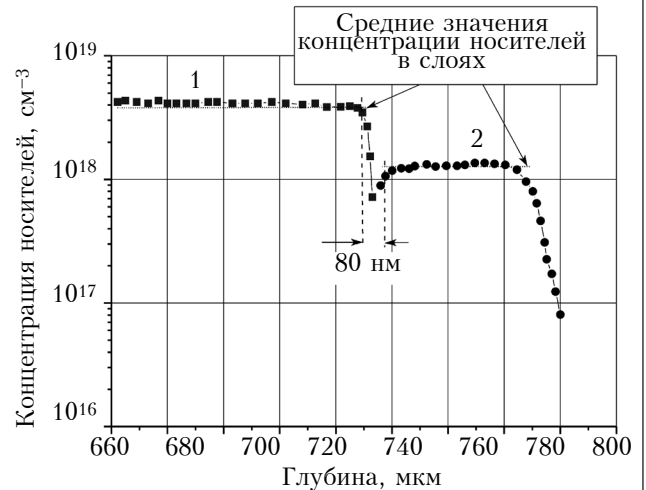


Рис. 5. Профили распределения концентрации носителей в структуре *p*⁺-Al_{0,3}Ga_{0,7}As/*n*-GaAs:Si, кристаллизованной при повышении температуры подложки в процессе роста *p*⁺-слоя:

- 1 — *p*⁺-Al_{0,3}Ga_{0,7}As:Zn (расход DEZn 2,6·10⁻³ моль/мин);
- 2 — *n*-GaAs:Si (расход дисилана 3,7·10⁻⁸ моль/мин)

мирование слоя *p*-AlGaAs. Поскольку температура подложек постоянно растет, то согласно зависимости, приведенной на рис. 3, концентрация дырок, а значит, и акцепторной примеси цинка в эпитаксиальных слоях будет уменьшаться вплоть до остановки нагрева реактора. Температура подложки возрастает на 50–80°C, а затем фиксируется при определенном значении (740–750°C) вплоть до окончания процесса кристаллизации слоя *p*-AlGaAs. За время кристаллизации легирующая примесь (Zn) равномерно распределяется в тонком буферном нелегированном слое, а также по толщине слоя *p*-AlGaAs, обеспечивая образование резкого профиля распределения на границе раздела слоев *n*- и *p*-типа проводимости, о чем свидетельствуют результаты измерения профилей концентрации электронов и дырок (рис. 5), полученные с использованием *C-V*-профилометрии. Переходная область составляет около 80 нм. Ее определяли между крайними значениями концентраций *n*- и *p*-областей вблизи границы раздела, которые отличаются от среднего значения в слое не более чем на 5%.

Выводы

Таким образом, отработанные технологические режимы позволили сформировать методом МОС-гидридной эпитаксии резкие гетерограницы *p*⁺-GaAs:Zn/*n*-GaAs:Si с переходными областями около 80 нм при уровнях легирования цинком более 4·10¹⁸ см⁻³ и температуре кристаллизации в диапазоне 600–780°C. Полученный результат достигнут за счет использования обратно пропорциональной зависимости концентрации дырок в слоях GaAs (AlGaAs) от температуры кристаллизации в указанном диапазоне и применения режима повышения температуры

подложки со скоростью $8-10^{\circ}\text{C}/\text{мин}$ в процессе формирования слоя $p^+-\text{Al}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{As}$.

Разработанный способ формирования резких гетерограниц в системах $p\text{-GaAs:Zn}/n\text{-GaAs:Si}$ может быть использован для изготовления широкой номенклатуры эпитаксиальных структур

ИСПОЛЬЗОВАННЫЕ ИСТОЧНИКИ

1. Petrova-Koch V., Hezel R., Gotszberger A. High-efficient low cost photovoltaics. – Springer, 2009.

2. Dong J.R., Teng J.H., S.J. Chua, Foo B. C., Y.J. Wang, R. Yin. MOCVD growth of 980 nm InGaAs/GaAs/AlGaAs graded index separate confinement heterostructure quantum well lasers with tertiarybutylarsine // Journal of Crystal Growth. – 2006. – Vol. 289, iss. 1. – P. 59–62. DOI: 10.1016/j.jcrysgro.2005.10.138

3. Shastry S.K., Zemon S., Kenneson D.G., Lambert G. Control of residual impurities in very high purity GaAs grown by organometallic vapor phase epitaxy // Appl. Phys. Lett. – 1988. – Vol. 52, iss. 2. – P. 150. DOI: 10.1063/1.99034

4. Shunro Fuek, Masasi Umemura, Naoshi Yamada et al. Morphology of GaAs homoepitaxial layer grown on(111) A substrate planes by organometallic vapor phase deposition // Journal of Applied Physics. – 1990. – Vol. 68, iss. 1. – P. 97–100. DOI: 10.1063/1.347076

5. Masashi Umemura, Kazuhiro Kuwahara, Shunro Fuke et al. Morphology of AlGaAs layer grown on GaAs(111)A

substrate plane by organometallic vapor phase epitaxy // Journal of Applied Physics. – 1992. – Vol. 72, iss. 1. – P. 313. DOI: 10.1063/1.352141

6. Hanna M.C., Lu Z.H., Majerfeld A. Very high carbon incorporation in metalorganic vapor phase epitaxy of heavily doped p-type GaAs // Appl. Phys.Lett. – 1991. – Vol. 58, iss 2. – P. 164. DOI: 10.1063/1.104960

7. Watanabe N., Ito H. Saturation of hole concentration in carbon-doped GaAs grown by metalorganic chemical vapour deposition // J.C. Cryst. Growth. – 1997. – Vol. 182, iss. 1–2. – P. 30–36. DOI: 10.1016/S0022-0248(97)00333-3

8. Hanna M.C., Lu Z.H., Oh E.G., Mao E., Majerfeld A. Atmospheric pressure organometallic vapor phase epitaxy growth of high-mobility GaAs using trimethylgallium and arsine // Appl. Phys. Lett. – 1990. – Vol. 57, iss. 11. – P. 1120. DOI: 10.1063/1.103509

9. Мармалюк А.А. Закономерности образования трехкомпонентных твердых растворов в условиях МОС-гидридной эпитаксии // Материалы электронной техники. Известия вузов. – 2005. – № 1. – С. 17–23.

10. Мармалюк А.А. Легирование GaAs в условиях МОС-гидридной эпитаксии // Материалы электронной техники. Известия вузов. – 2004. – №3. – С. 14–18.

Дата поступления рукописи
в редакцию 28.04 2014 г.

М. М. ВАКІВ¹, С. І. КРУКОВСЬКИЙ¹, С. Ю. ЛАРКІН²,
А. Ю. АВКСЕНТЬЄВ², Р. С. КРУКОВСЬКИЙ²

Україна, м. Львів, ¹НВП «Карат»; м. Київ, ²НВК «Наука»
E-mail: carat207@i.ua

ФОРМУВАННЯ РІЗКИХ МЕЖ РОЗДІЛУ В ЕПІТАКСІЙНИХ СТРУКТУРАХ $p^+-\text{AlGaAs}/n\text{-GaAs}$ МЕТОДОМ МОС-ГІДРИДНОЇ ЕПІТАКСІЇ

Розроблено спосіб формування якісних гетеро меж в системі $p^+-\text{AlGaAs}/n\text{-GaAs}$ методом МОСVD в умовах безперервного вирощування при зростанні температури кристалізації від 600 до 760°C . Встановлено, що режим формування шару твердого розчину $p^+-\text{AlGaAs:Zn}$ на поверхні шару $n\text{-GaAs:Si}$ при підвищенні температури в зазначеному інтервалі зі швидкістю $8-10^{\circ}\text{C}/\text{хв}$ дозволяє отримати різку межу розділу між шарами p - та n -типу провідності. Такий спосіб формування різких гетеро меж в системах $p\text{-GaAs:Zn}/n\text{-GaAs:Si}$ може бути використаний для виготовлення широкої номенклатури епітаксієвих структур.

Ключові слова: епітаксієвий шар, арсенід галію, МОС-гідридна епітаксія, гетеро межа, рідкоземельний елемент, легування.

DOI: 10.15222/TKEA2014.2-3.61
UDC 621.315.592

N. M. VAKIV¹, S. I. KRUKOVSKII¹, S. Yu. LARKIN²,
A. Yu. AVKSENT'EV², R. S. KRUKOVSKII²

Ukraine, Lviv, ¹Scientific and production enterprise subsidiary enterprise “Karat”
JSC concern “Electron”;
Kiev, ²Scientific-production concern “Nauka”

E-mail: carat207@i.ua

SHARP INTERFACES IN $p^+-\text{AlGaAs}/n\text{-GaAs}$ EPITAXIAL STRUCTURES OBTAINED BY MOCVD

The complexity of forming sharp and high-quality boundaries in $p^+\text{AlGaAs}/n\text{-GaAs}$ systems by MOCVD method is caused by differing on $80-120^{\circ}\text{C}$ optimal crystallization temperature of GaAs layers and $n\text{-AlGaAs}$ solid solutions. A method of forming qualitative hetero boundaries under conditions of continuous growth at changing crystallization temperature from $600-700^{\circ}\text{C}$ has been developed. It has been determined that the crystallization of $p^+\text{AlGaAs:Zn}$ solid solution layer on the surface of $n\text{-GaAs:Si}$ layer, with increasing the crystallization temperature in the temperature range of $600-760^{\circ}\text{C}$ at a rate $8-10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ allows to crystal-

lize sharp impurity boundary between the layers of *p*- and *n*-type conductivity. The method of forming sharp hetero boundaries in *p*-GaAs:Zn/*n*-GaAs:Si systems can be used for manufacturing wide range of epitaxial structures.

Keywords: epitaxial layer, gallium arsenide, MOCVD, heteroboundary, rare-earth element, doping.

REFERENCES

1. V. Petrova-Koch, R. Hezel, A. Gotszberger. *High-efficient low cost photovoltaics*. Springer, 2009.
2. Dong J. R., Teng J. H., S. J. Chua, Foo B. C., Y. J. Wang, R. Yin. MOCVD growth of 980 nm InGaAs/GaAs/AlGaAs graded index separate confinement heterostructure quantum well lasers with tertiarybutylarsine. *Journal of Crystal Growth*, 2006, vol. 289, iss. 1, pp. 59-62. DOI: 10.1016/j.jcrysgro.2005.10.138
3. Shastry S. K., Zemon S., Kenneson D. G., Lambert G. Control of residual impurities in very high purity GaAs grown by organometallic vapor phase epitaxy. *Appl. Phys.Lett.*, 1988, vol. 52, iss. 2, p. 150. DOI: 10.1063/1.99034
4. Shunro Fuek, Masasi Umemura, Naoshi Yamada, Kazuhiro Kuwahara, Tetsuji Imai. Morphology of GaAs homoepitaxial layer grown on (111)A substrate planes by organometallic vapor phase deposition. *Journal of Applied Physics*, 1990, vol. 68, iss. 1, pp. 97-100. DOI: 10.1063/1.347076
5. Masashi Umemura, Kazuhiro Kuwahara, Shunro Fuke, Masahiro Sato and Tetsuji Imai. Morphology of AlGaAs layer grown on GaAs(111)A substrate plane by organometallic vapor phase epitaxy. *J. Appl. Phys.*, 1992, vol. 72, iss. 1, p. 313. DOI: 10.1063/1.352141
6. Hanna M. C., Lu Z. H., Majerfeld A. Very high carbon incorporation in metalorganic vapor phase epitaxy of heavily doped *p*-type GaAs. *Appl. Phys.Lett.*, 1991, vol. 58, iss. 2, p. 164. DOI: 10.1063/1.104960
7. Watanabe N., Ito H. Saturation of hole concentration in carbon-doped GaAs grown by metalorganic chemical vapour deposition. *J. C. Cryst. Growth*, 1997, vol. 182, no 1-2, pp. 30-36. DOI: 10.1016/S0022-0248(97)00333-3
8. Hanna M. C., Lu Z. H., Oh E. G., Mao E., Majerfeld A. Atmospheric pressure organometallic vapor phase epitaxy growth of high-mobility GaAs using trimethylgallium and arsine. *Appl. Phys.Lett.*, 1990, vol. 57, iss. 11, p. 1120. DOI: 10.1063/1.103509
9. Marmalyuk A. A. *Materialy Elektronnoi Tekhniki [Materials of Electronic Technics]*, 2005, no 1, pp. 17-23.
10. Marmalyuk A. A. *Materialy Elektronnoi Tekhniki [Materials of Electronic Technics]*, 2004, no 3, pp 14-18.

РЕЦЕНЗЕНТЫ НОМЕРА

- Баранов Валентин Владимирович*, докт. техн. наук, профессор, Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники, г. Минск
- Бондаренко Александр Федорович*, канд. техн. наук, доцент, Донбасский государственный технический университет, г. Алчевск
- Гаверыш Василий Иванович*, докт. техн. наук, доцент, Национальный университет «Львовская политехника»
- Глушеченко Эдуард Николаевич*, канд. техн. наук, начальник отдела, Научно-производственное предприятие «Сатурн», г. Киев
- Кадацкий Анатолий Федорович*, докт. техн. наук, зав. кафедрой, ОНАС им. А. С. Попова, г. Одесса
- Карушкин Николай Федорович*, канд. техн. наук, начальник отдела, НИИ «Орион», г. Киев
- Ковалюк Захарий Дмитриевич*, докт. физ.-мат. наук, руководитель Черновицкого отделения Института проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАНУ
- Круковский Семен Иванович*, докт. техн. наук, нач. сектора, НПП «Карат», г. Львов
- Кудрик Ярослав Ярославович*, канд. техн. наук, старший научный сотрудник, Институт физики полупроводников им. В. Е. Лашкарева НАНУ, г. Киев
- Николаенко Юрий Егорович*, докт. техн. наук, ведущий научный сотрудник, НТУУ «Киевский политехнический институт»
- Панов Леонид Иванович*, канд. техн. наук, профессор, Одесский национальный политехнический университет
- Перевертайло Владимир Леонтьевич*, канд. физ.-мат. наук, зам. директора по научной работе, НИИ микроприборов НТК «ИМК» НАНУ, г. Киев
- Потий Александр Владимирович*, докт. техн. наук, начальник кафедры, Харьковский университет воздушных сил
- Старостенко Владимир Викторович*, докт. физ.-мат. наук, профессор, Таврический НУ им. Вернадского, г. Симферополь
- Стевич Зоран*, докт. техн. наук, профессор, Технический факультет в Боре Белградского университета
- Трофимов Владимир Евгеньевич*, канд. техн. наук, доцент, Одесский национальный политехнический университет
- Хайрнасоев Сергей Манисович*, канд. техн. наук, старший научный сотрудник, НТУУ «Киевский политехнический институт»
- Цибрий Зиновия Федоровна*, канд. физ.-мат. наук, старший научный сотрудник, Институт физики полупроводников им. В. Е. Лашкарева НАНУ, г. Киев
- Чечельницкий Виктор Яковлевич*, докт. техн. наук, директор факультета, Одесский национальный политехнический университет
- Щербакова Галина Юрьевна*, канд. техн. наук, доцент, Одесский национальный политехнический университет