

06

## Высокотемпературные диодисторы на основе фосфида галлия

© Ю.В. Жиляев, Е.А. Панютин, Л.М. Федоров

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург  
E-mail: Eugeny.Panyutin@pop.ioffe.rssi.ru; eugpan@sinet.spb.ru

Поступило в Редакцию 31 марта 2009 г.

Изложены элементы технологии и приведены основные характеристики фосфид-галлиевых диодисторов, полученных методом газофазной эпитаксии в хлоридной системе и предназначенных для работы в высокотемпературной (до 400°С) среде. Характерная особенность исходной эпитаксиальной  $n-p-n$ -структуры — использование бинарного цинк-магниевого легирования  $p$ -эмиттерного слоя, что по сравнению с традиционным акцептором (магнием) привело к улучшению параметров переключения прибора — снижения остаточного напряжения при сохранении приемлемого уровня обратного тока. Наблюдаемая оптимизация ВАХ связывается с различиями в механизмах диффузии цинка и магния в решетке GaP, что при определенных условиях может приводить к демпфированию влияния присутствующих в слоях структурных дефектов.

PACS: 81.15.Kk, 85.40.Ry, 85.30.Rs

Эпитаксиальные GaP-технологии, разработанные к настоящему времени в ряде научных центров, позволяют получать пассивные и активные приборные элементы, которые могли бы послужить основой для создания электронных схем, в том числе и интегральных, работоспособных в температурном диапазоне до 400°С. Относится это, однако, в основном к однопереходным GaP-приборам — диодам различного назначения и полевым транзисторам с управляющим  $p-n$ -переходом [1,2].

В то же время сообщения о высокотемпературных приборах, работа которых требует взаимодействия двух и более  $p-n$ -переходов, — биполярных транзисторах или тиристорах — представлены более скромно: имеются две-три публикации, посвященные разработкам биполярного транзистора [3], и, насколько известно, всего лишь одна статья [4], в которой продемонстрирована работа фосфид-галлиевых тиристорных ключей. В то же время наличие эффективных и устойчиво работающих

технологий получения таких структур и приборов существенно обогатило бы имеющуюся сегодня весьма скудную элементную базу как с точки зрения расширения логических возможностей интегральных схем, так и в плане получения активных сильноточных приборов, необходимых для создания автономных функционально законченных модулей.

Одна из серьезных проблем, возникающих при получении „много-переходных“ биполярных приборов, причем таких, которые были бы ориентированы на последующее высокотемпературное использование, связана с необходимостью обеспечивать достаточно малый обратный ток при относительно высоком коэффициенте инжекции в прямом направлении включении. Полноценное выполнение этого требования даже для простейших диодных структур предполагает, помимо обеспечения заданного уровня легирования слоев, еще и возможность относительного контроля над процессом формирования микромасштабного распределения примеси в непосредственной близости от перехода (в том числе и в окрестностях ростовых дефектов), особенностями которого в конечном итоге определяется и микрогеометрия поверхности  $p-n$ -перехода.

Для GaP-приборов с двумя и более последовательными  $p-n$ -переходами ситуация существенно усложняется: наличие жесткого ограничения на предельную толщину слоев, заключенных между двумя смежными переходами, определяемого типичными значениями диффузионной длины (4–6  $\mu\text{m}$ ), приводит к тому, что требуемые толщины этих слоев оказываются соизмеримыми с масштабом пространственных флуктуаций геометрической поверхности переходов. Поэтому наличие соответствующего механизма, хотя бы ограниченного управления концентрационным распределением легирующей примеси, способствовало бы и снижению вероятности возникновения „проколов“ базовых слоев транзистора, и предотвращению возможного появления локальных микрообластей с аномально высокой концентрацией донора или акцептора, впоследствии могущих оказаться потенциально опасными в плане присутствия туннельной компоненты в обратном токе переходов.

Целью настоящего исследования является выяснение возможности — в рамках используемой эпитаксиальной технологии — снижения негативного влияния объемных ростовых дефектов типа дислокаций, обычно присутствующих в активных слоях, а также получение динисторов, удовлетворяющих требованиям работы прибора в высокотемпературной среде.

Все многослойные  $p-n$ -структуры, предназначенные для последующего формирования динисторных элементов, были получены методом газофазной эпитаксии в хлоридной системе, в установке, оснащенной реактором горизонтального типа, позволяющей создание продольных температурных профилей заданного вида и допускающей, помимо подачи основной парогазовой смеси ( $H_2 + PCl_3$ ), независимое введение в реакционную зону паров трех различных легирующих элементов. Последовательное выращивание слоев  $n$ - и  $p$ -типа ( $T = 780-800^\circ C$ ) осуществлялось на горизонтально расположенных подложках (использовались подложки типа ФГТЧ, легированные теллуром с рабочей поверхностью  $\langle 100 \rangle$  (разориентация  $5-7^\circ$ ) и имеющие поверхностную плотность винтовых дислокаций —  $10^6 \text{ cm}^{-2}$ ). Постэпитаксиальные операции сводились к получению высокотемпературных омических контактов (Au/Ge для  $n$ -типа и соответственно Au/Zn для  $p$ -типа) и в некоторых случаях фотолитографическому формированию на площади  $22 \times 22 \text{ mm}^2$  матрицы мезаэлементов, имеющих диаметр  $\varnothing = 400 \mu\text{m}$ .

На основании технологического опыта, приобретенного в ходе предшествующих работ (см., например, [5]), можно утверждать, что основные проблемы, связанные с необходимостью получения резких и однородных  $p-n$ -переходов, коренятся, помимо прочего, и в специфике легирования акцепторного слоя. Для фосфида галлия основными акцепторными примесями, характеризующимися малой „глубиной“ залегания соответствующих акцепторных уровней и допускающих его легирование в ходе газофазного эпитаксиального процесса, являются, как хорошо известно, цинк и магний. Несмотря на достаточно сходные энергетические параметры этих акцепторных центров, электрические свойства переходов, получаемые на их основе, оказываются различными. В первом приближении эти различия сводятся к тому, что легирование цинком обеспечивает приемлемые свойства лишь прямой ветви ВАХ, в то время как использование магния позволяет получить переходы, имеющие удовлетворительную обратную ветвь, однако обладающие посредственными инжекционными свойствами [5]. Существуют веские основания полагать, что для ансамблей этих ионов типичны качественно различные механизмы миграции, что проявляется в различной чувствительности их к локальной дисторсии решетки, возникающей в окрестности устойчивых ростовых дефектов, наследуемых из подложки, и что в итоге приводит к различному характеру неоднородного диффузионного перераспределения акцептора, всегда сопутствующему процессу эпитаксиального роста.

В настоящее время считается установленным, что ионы цинка диффундируют в большинстве  $A^3B^5$  в соответствии с диссоциативным механизмом миграции, предполагающим пребывание ионов в двух состояниях  $Zn_i$  и  $Zn_s$  (занимая междоузлие или замещая ион галлия), причем переход в состояние замещения происходит в результате рекомбинации межузельного иона и свободной вакансии галлия [6]. В то же время, согласно некоторым экспериментальным и расчетным данным, миграция основной доли магния контролируется исключительно собственными ионами галлия и происходит в виде комплексов  $Mg_s - Ga_i$  [7]. Кинетическая модель, отвечающая сходному поведению ионов, однако без образования устойчивых комплексов, также существует и известна как модель „диффузии с вытеснением“ [8].

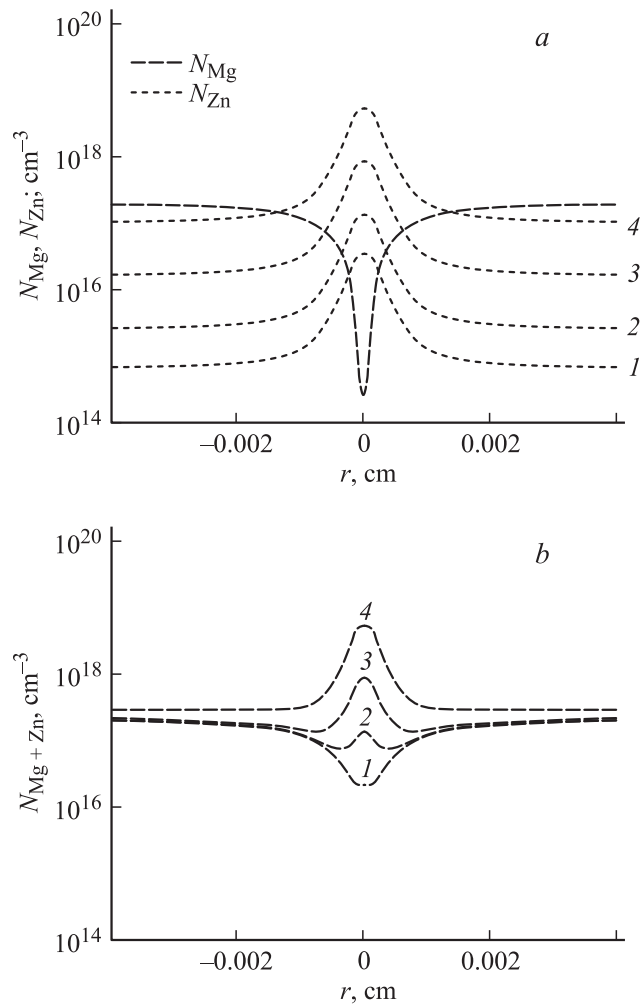
Предварительные работы, имеющие своей целью получение  $n-p-n-p^+$ -структур (простейшая тиристорная структура, образцы изготавливались методом скола вдоль кристаллографических плоскостей), которые не только демонстрировали бы эффект переключения, но и сохраняли бы его при высоких температурах, нельзя было признать удовлетворительными. В случае использования цинка наблюдаемый  $S$ -образный вид ВАХ сохранялся лишь при  $25^\circ\text{C}$ , но даже при незначительном повышении температуры участок отрицательного сопротивления заметно сокращался по напряжению и уже при  $T \sim 100^\circ\text{C}$  почти исчезал; такая ситуация свидетельствует о недопустимом превышении обратным током центрального перехода значения критического тока включения. Применение для получения  $p$ -слоев (при аналогичных значениях толщины базовых слоев), как правило, приводило к получению таких образцов, характеристики которых даже при  $25^\circ\text{C}$  показывали либо полное отсутствие участка падающей ВАХ, либо такое большое значение остаточного напряжения, что оно составляло десятки вольт и оказывалось сопоставимым с напряжением переключения; подобные соотношения значений характеристических параметров являются убедительным признаком несоответствия толщин центральных слоев реальному (недостаточному) уровню инжекции, который мог быть обеспечен  $p$ -эмиттером.

Ситуация в определенной степени изменилась после того, как было достигнуто более детальное понимание специфики и характера перераспределений ансамблей этих двух типов акцепторных ионов в окрестностях объемных структурных дефектов слоев, „прорастающих“ из подложки. Сформировавшиеся представления нашли подкрепление в

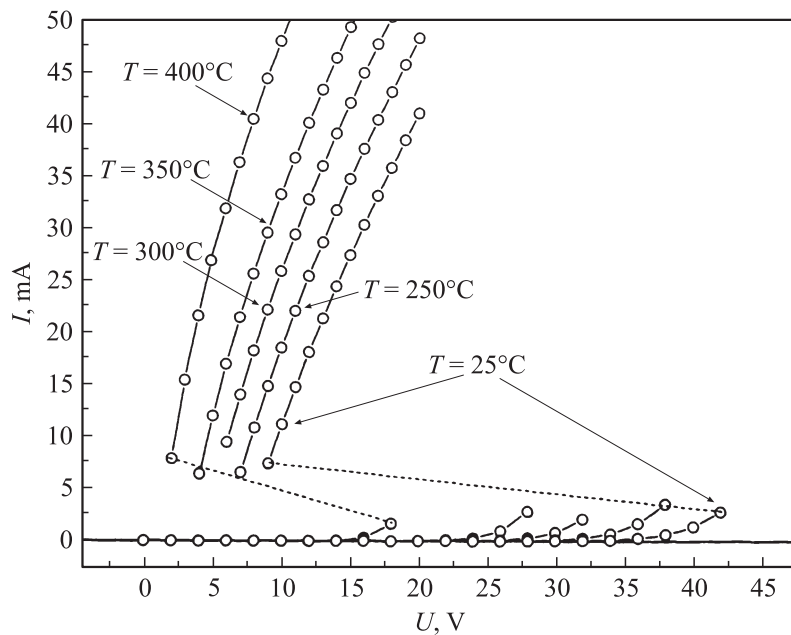
формулировании и исследовании соответствующих моделей диффузии в структурно-неоднородной среде, которое было осуществлено методами вычислительного эксперимента применительно к области дисторсии решетки, вызванной единичным ростовым дефектом (решались граничные задачи для уравнений баланса концентраций акцептора в двух состояниях с учетом взаимодействия ионов с собственными точечными дефектами) [9,10]. В соответствии с расчетными данными ионы того акцептора, который взаимодействует со свободными вакансиями галлия (т.е. случай, когда акцептором является цинк), имеют тенденцию к аккумулярованию вокруг оси структурного дефекта. В то же время ионы магния (если принять в качестве исходной посылки их преимущественное взаимодействие с межузельными атомами галлия) или вообще слабо чувствительны к структурным нарушениям решетки, или имеют предрасположенность прямо противоположную — к образованию концентрационных „провалов“.

Такой различный характер кинетики ансамблей этих двух типов акцептора по отношению к структурным нарушениям растущих слоев позволяет предположить, что некоторое повышение однородности пространственного распределения акцептора может быть достигнуто при использовании бинарного цинк-магниевого легирования. Предполагается, что в этом случае может быть получен эффект компенсации концентрационных профилей при их аддитивном наложении (рис. 1).

Компьютерное моделирование позволяет также исследовать коэффициент неоднородности  $Q$  семейства этих совместных распределений ( $Q$  определяется через отношение двух интегральных средних, с усреднением по „малой“ и по „большой“ окрестности оси макродефекта, подробнее см. [9]). Вычисление этого параметра неоднородности в зависимости от взаимного соотношения Zn–Mg компонент (с учетом их предельных и желательных средних концентраций) демонстрирует наличие хорошо выраженного минимума [10], которому соответствует при насыщенном легировании магнием ( $\sim 2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ ) доля цинковой компоненты  $\sim 1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ . Такое соотношение позволяет обеспечить пространственный разброс суммарной концентрации акцептора (без учета взаимной корреляции) в пределах  $2 \cdot 10^{17} - 1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ , т.е. достаточно малый разброс по сравнению с тем, который типичен для акцепторного цинка; кроме того, такие профили отвечают их увеличенному среднему уровню по сравнению со случаем легирования магнием (рис. 1, *b*).



**Рис. 1.** Радиальные распределения концентраций  $N_{\text{Mg}}(r)$ ,  $N_{\text{Zn}}(r)$  (a) и совместного распределения  $N_{\text{Mg}+\text{Zn}}(r)$  (b) для четырех различных значений равновесной концентрации вводимого цинка (1 —  $N_{\text{Zn}\infty} = 0.8 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ ; 2 —  $3.0 N_{\text{Zn}\infty} = 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ ; 3 —  $N_{\text{Zn}\infty} = 1.0 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ ; 4 —  $N_{\text{Zn}\infty} = 1.0 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ ).



**Рис. 2.** Характеристики диноистора, полученные при нескольких значениях температуры.

Практическое осуществление такого двухкомпонентного легирования возможно различными способами. В частности, могут быть использованы специальным образом приготовленные цинк-магниевого сплавы, имеющие заданное массовое соотношение компонентов, а также их однородное распределение. Такой способ позволяет обойтись одним каналом введения паров акцептора. Однако более приемлемые результаты с точки зрения управляемости конечным уровнем легирования были получены при использовании реактора, оснащенного двумя независимыми каналами ввода акцептора, причем источники цинка и магния имели свободу независимого и управляемого перемещения вдоль каналов; такая схема позволяла размещать их в требуемой температурной зоне и регулировать взаимное соотношение поступающих паров.

Воплощение изложенной идеологии в конечном итоге выразилось в получении тиристорной структуры ( $n$  — подложка,  $\text{Te}$  — легиро-

ванный буферный слой), со следующими параметрами активных слоев:  $n_{(\text{Te}, 10 \mu\text{m})}^+ - p_{(\text{Mg}, 2 \mu\text{m})} - n_{(2 \mu\text{m})} - p_{(\text{Mg}+\text{Zn}, 5 \mu\text{m})}^+$ . Оказалось, что улучшение ВАХ может быть достигнуто введением малой добавки цинка при легировании  $p$ -эмиттера, что проявилось в заметном уменьшении остаточного напряжения во включенном состоянии, а также сохранением приемлемых значений обратного тока при значительном расширении температурного диапазона (рис. 2).

Несмотря на то что строгие и обоснованные утверждения относительно конкретного механизма диффузии магния в решетке GaP являются пока преждевременными, апелляция к моделям, предполагающим миграцию, контролируруемую межузельными атомами галлия, позволяет не только объяснить имеющиеся экспериментальные факты, но и произвести оценки, способствующие улучшению характеристик реальных приборов.

## Список литературы

- [1] *Chaffin R.J., Dawson L.R.* // Proc. IEEE. Conf. On High-Temperature Electronics (Tusson, 1981). New York, 1981. P. 39–42.
- [2] *Thomas E.Z., Roger J.C., Dawson L.R.* // Proc. IEEE. 1982. V. IE-29. N 2. P. 129–135.
- [3] *Zipperian T.E., Thomas E., Dawson L.R.* // IEEE Tr. El. Devices. 1982. V. 29. N 10. P. 1690.
- [4] *Keune D.L., Grefield M.G.* // J. Appl. Phys. 1972. V. 43. N 8. P. 3417–3421.
- [5] *Жилев Ю.В., Панютин Е.А., Федоров Л.М.* // Письма в ЖТФ. 2008. Т. 34. В. 20. С. 81–86.
- [6] *Григорьев Н.Н., Кудыкина Т.А.* // ФТП. 1997. Т. 31. В. 7. С. 697.
- [7] *Лабунов В.А., Величко О.И., Федорчук С.К.* // ИФЖ. 1994. Т. 64. № 5–6. С. 433–436.
- [8] *Малкович Р.Ш.* // Математика диффузии в полупроводниках. СПб., 1999. 390 с.
- [9] *Панютин Е.А.* // Письма в ЖТФ. 2009. В. 13. С. 33–40.
- [10] *Панютин Е.А.* // Препринт ФТИ № xxx, 2009.