

05;06

Диффузия магния из подложек пористого карбида кремния при автолегировании эпитаксиальных слоев нитрида галлия

© М.Г. Мынбаева, А.А. Лаврентьев, А.В. Фомин,
К.Д. Мынбаев, А.А. Лебедев

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, С.-Петербург
E-mail: mgm@mail.ioffe.ru

Поступило в Редакцию 10 декабря 2002 г.

Исследована диффузия магния при автолегировании эпитаксиальных слоев нитрида галлия из подложек карбида кремния. Эффект автолегирования зафиксирован в случае использования подложек из пористого карбида кремния, полученного поверхностной анодизацией пластин 6H-SiC. Показано, что после-ростовой отжиг позволяет контролировать распределение магния в слоях. Факт легирования подтвержден измерениями фотолюминесценции слоев при 77 К.

Нитрид галлия является одним из наиболее перспективных материалов оптоэлектроники и высокотемпературной электроники благодаря величине запрещенной зоны в 3.4 eV и способности работать при высоких температурах и в условиях химически агрессивной окружающей среды. Одной из актуальных проблем при создании приборных структур на основе GaN является получение материала *p*-типа проводимости, и для этой цели обычно применяется легирование GaN магнием [1]. Ввиду отсутствия подложек для GaN из объемного материала, эпитаксиальные слои (ЭС) для приборных структур выращиваются на инородных подложках, и в частности, на подложках карбида кремния [2]. Одним из путей получения ЭС с заданной концентрацией примесей является автолегирование из подложек, предварительно легированных нужной примесью, как, например, это делается в кремниевой технологии [3]. Такое автолегирование сопровождается дополнительным отжигом для разгонки и активации примеси. В системе GaN/SiC это создает определенную проблему, поскольку температура выращивания ЭС обычно составляет около 1000°C [2], а отжига — не более 900°C [1], в то время как эффективная диффузия в SiC требует температур почти

в два раза выше [4]. Вместе с тем недавно было показано, что высокие коэффициенты диффузии примеси при температурах $\sim 1000^\circ\text{C}$ достижимы в пористом SiC (PSC) [5]. С учетом того, что ранее была продемонстрирована возможность улучшения качества ЭС GaN при росте на пористых подложках [6], представляет интерес изучение возможности автолегирования GaN из подложек PSC.

В настоящей работе сообщается об автолегировании магнием ЭС GaN, выращенных на подложках PSC. Пористая структура SiC в данном случае использовалась как матрица для Mg, который во время роста ЭС GaN диффундировал в растущую пленку. Распределение Mg в слое GaN контролировалось послеростовым отжигом. Факт легирования подтверждался данными измерений фотолюминесценции (ФЛ) при 77 К.

Исходным материалом для экспериментов служили пластины 6H-SiC с поверхностью, перпендикулярной оси c , и с различными углами разориентации относительно нее. Поверхностной анодизацией этих пластин в водном растворе HF по методике, аналогичной описанной в [7], были сформированы слои PSC толщиной около $3\ \mu\text{m}$. Половина каждой пластины SiC перед анодизацией закрывалась маской, защищающей поверхность, так что пористый слой формировался только на части пластины. После удаления маски в обе части пластин одновременно проводилась ионная имплантация (ИИ) Mg с энергией 70 eV при $T = 300\ \text{K}$. Дозы имплантации составляли 5×10^{14} и $1.5 \times 10^{15}\ \text{cm}^{-2}$.

До и после ИИ поверхность пластин анализировалась методом дифракции быстрых электронов на отражение. Измерения проводились при направлении электронного луча параллельно $\langle 11 - 20 \rangle$ при отражении его под углом около 2° от поверхности. Непосредственно после анодизации эти измерения показали, что часть поверхности пластин, закрытая во время анодизации маской, обладала более высоким структурным совершенством. Имплантация Mg привела к аморфизации поверхности обеих частей пластин, однако в случае неанодизированной поверхности толщина аморфизированного слоя составила около 20 Å, в то время как для PSC толщина этого слоя была в 4 раза меньше.

Выращивание ЭС проводилось методом хлоридной гидридной газофазной эпитаксии (HVPE) в условиях, аналогичных описанным в работе [8]. Толщина слоев GaN составила $\sim 600\ \text{nm}$. Часть пластин после роста была подвергнута дополнительному отжигу при температуре 900°C в течение 20 min в атмосфере азота.

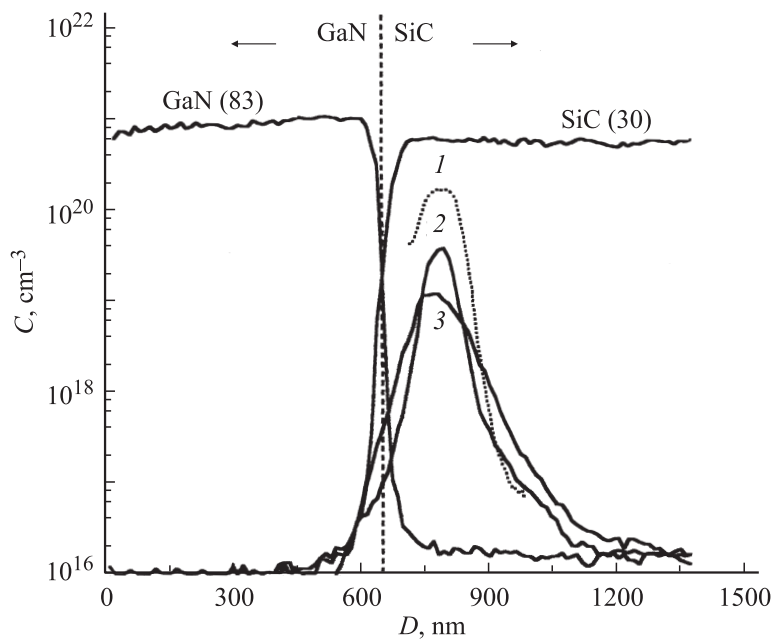


Рис. 1. Профили ВИМС для структуры GaN/SiC (неанодизированная часть пластины): 1 — Mg (24) в подложке после ИИ, 2 — Mg (24) после выращивания ЭС, 3 — Mg (24) после дополнительного отжига. Штриховая линия условно показывает границу раздела между ЭС и подложкой.

Распределение магния в SiC после ИИ и в структурах GaN/SiC после роста и отжига определялось методом масс-спектропии вторичных ионов (ВИМС) на установке с квадрупольным масс-анализатором. Использовался первичный пучок ионов кислорода с энергией 9.5 eV и плотностью тока 100 A/cm^2 , обеспечивавший скорость распыления 5 nm/s . Регистрировался ток от пятна диаметром 70 nm в центре раскра $300 \times 300 \text{ nm}$. Предел обнаружения Mg в SiC составлял $2 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$.

На рис. 1 и 2 представлено типичное распределение элементов в структуре GaN/SiC для неанодизированной и пористой частей пластины SiC соответственно. Для наглядности на данные распределения при-

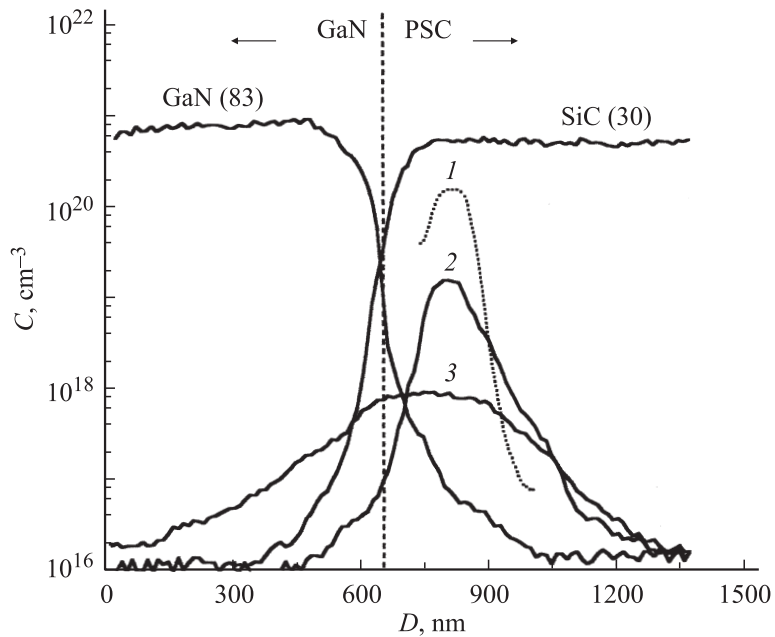


Рис. 2. Профили ВИМС для структуры GaN/PSC. Обозначения те же, что на рис. 1.

ближенно наложены профили имплантированного Mg в подложках SiC и PSC соответственно, снятые до проведения процесса эпитаксиального наращивания (кривые 1, пунктирные линии). Вид этих профилей для обеих частей пластины SiC был сходен, с той разницей, что в PSC максимальная концентрация Mg была немного меньше, чем в неанодизированной (1.6×10^{20} и $2.6 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ соответственно), а сам профиль — чуть более уширен, за счет более глубокого (порядка 20 nm) проникновения атомов Mg в хвосте распределения, на уровне концентраций Mg $\sim 10^{17} \text{ cm}^{-3}$. Для обеих доз облучения профиль распределения Mg в неанодизированном SiC соответствовал распределению Гаусса. Подгонка расчетного профиля под экспериментальный, выполненная методом наименьших квадратов, для дозы $1.5 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$

дала значение среднего проецированного пробега ионов $R = 84.8 \text{ nm}$ при стрегглинге $\Delta R = 25.8 \text{ nm}$.

На рис. 2 можно отметить существенно более „размытый“ интерфейс слой–подложка в случае наращивания GaN на PSC, связанный, очевидно, с более выраженной взаимодиффузией компонентов ЭС и подложки во время роста, т. е. с высокими скоростями диффузии вблизи границы раздела GaN/PSC. То же самое относится и к диффузии Mg в этой структуре. Как следует из рис. 1 и 2, во время ростового процесса поведение примеси в разных частях пластины отличалось. Так, в неанодизированной части (рис. 1) перераспределение Mg в SiC выразилось в потере легирующей примеси („оседании“ пика) и незначительной диффузии Mg в SiC и к интерфейсу GaN/PSC. Послеростовой отжиг еще более уменьшил величину концентрации Mg в максимуме распределения, при этом имела место слабо выраженная диффузия Mg в глубь SiC. В то же время очевидно, что граница раздела стала препятствием для диффузии Mg из SiC в GaN, т. е. автолегирования ЭС не произошло. В PSC (рис. 2) уже во время ростового процесса наблюдалось существенное уширение профиля распределения Mg. Послеростовой отжиг структуры GaN/PSC привел к более существенным изменениям распределения Mg. В частности, произошла экзодиффузия Mg из PSC к границе раздела (кривая 3 на рис. 2). Заметим, что подобная экзодиффузия ранее наблюдалась при постимплантационном отжиге SiC, в том числе и в структурах AlN/SiC [4]. В PSC экзодиффузия сопровождалась также диффузией Mg в ЭС, так что профиль распределения Mg в структуре был близок к симметричному. Концентрация Mg в слое GaN спадала от величины $\sim 5 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ у границы раздела до $2 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ у поверхности. Поскольку небольшой сдвиг максимума распределения Mg наблюдался и для неанодизированной части пластины (рис. 1), то этот эффект, вероятно, должен быть отнесен к последствиям радиационных нарушений, вызванных ИИ. Так как профили распределения примеси после отжига хорошо описывались гауссовым распределением, то приближенные оценки коэффициента диффузии Mg в GaN и PSC при отжиге были сделаны с учетом данного сдвига путем введения в гауссиан члена, описывающего скорость движения максимума распределения v , так что выражение под экспонентой принимает вид $-(x - vt)^2/4Dt$ [9]. Здесь D — коэффициент диффузии, t — время процесса. Результаты подгонки дали значение $D_{\text{Mg}} \approx 1.0 \times 10^{-13} \text{ cm}^2/\text{s}$ при величине

$v = 3.8 \times 10^{-9}$ cm/s. Отметим, что полученный здесь для 900°C коэффициент диффузии Mg существенно превосходит известные из литературы данные для GaN [10]. Если говорить о диффузии в PSC, то полученный D_{Mg} и здесь оказался существенно выше, чем, например, коэффициент диффузии V при 1100°C [5]. Для сравнения, оценка коэффициента диффузии Mg в неанодизированной части пластины SiC (рис. 1) дала значение $D \approx 2.0 \times 10^{-14}$ cm²/s. Эта величина в 5 раз меньше, чем D_{Mg} в PSC, но все равно существенно выше той, которую можно было бы ожидать при 900°C для диффузии в SiC. Оценки, сделанные на основании профилей распределения Mg, имплантированного с дозой 5×10^{14} cm⁻², дали аналогичные значения. Таким образом, можно утверждать, что в описываемом случае имела место ускоренная диффузия Mg, обусловленная, видимо, как радиационными дефектами, так и особенностями структуры GaN/PSC вблизи интерфейса. Заметим, что степень разориентации исходной пластины SiC относительно оси c не влияла на результаты.

Для проверки факта легирования на обеих частях пластины были проведены измерения ФЛ при 77 К. ФЛ возбуждалась азотным лазером с мощностью 2 kW, луч которого падал на образец под углом 45° к поверхности. Сигнал ФЛ регистрировался фотоумножителем. Спектры ФЛ ЭС GaN, выращенных на PSC, содержали широкую полосу в синем спектральном диапазоне, с максимумом в области длин волн 450 nm. Такие полосы обычно наблюдаются в GaN, легированном Mg, и связываются с переходами на акцепторный уровень, созданный магнием [1]. Эти полосы отсутствовали в ЭС, выращенных на неанодизированной части подложек SiC. Таким образом, данные ФЛ подтвердили факт диффузии Mg из PSC в ЭС GaN.

Авторы признательны А.С. Зубрилову за проведение измерений ФЛ.

Список литературы

- [1] Sheu J.K., Chi G.C. // J. Phys: Condens. Matter. 2002. V. 14. P. R657–R702.
- [2] Kamp M. // Optical and Quantum Electronics. 2000. V. 32. P. 227–248.
- [3] Jerier P., Dutartre D. // J. Electrochem. Soc. 1999. V. 146. P. 331–335.
- [4] Handy E.M., Rao M.V., Jones K.A. et al. // J. Appl. Phys. 1999. V. 86. P. 746–751.
- [5] Мынбаева М.Г., Лаврентьев А.В., Кузнецов А.Н. и др. // ФТП. 2003. Т. 37 (5). С. 612–615.

- [6] *Мынбаева М., Титков А., Крыгановский А.* et al. // MRS Internet J. Nitride Semicond. Res. 1999. V. 4. P. 14.
- [7] *Мынбаева М., Цветков Д.* // Inst. Phys. Conf. Ser. 1997. V. 155. P. 365–367.
- [8] *Мельник Ю., Никитина И., Зубрилов А.* et al. // Inst. Phys. Conf. 1995. V. 142. P. 863–866.
- [9] *Горелик С.С., Дашевский М.Я.* Материаловедение полупроводников и диэлектриков. М., 1988. 574 с.
- [10] *Pan C.J., Chi G.C.* // Sol.-State Electr. 1999. V. 43. P. 621–623.