

# Атомная Энергия

Том 52, 1982 г.

Авторский оттиск

РЕПОЗИТОРИЙ БГПУ

## Применение метода резонансных ядерных реакций для изучения пространственного распределения алюминия, имплантированного в арсенид галлия

ДЭВИС ДЖ., ТАШЛЫКОВ И. С., ХАУ Л.

Резонансные ядерные реакции эффективны для определения малого количества элементов и их распределения в твердых телах [1]. В настоящем исследовании предпринята попытка с применением ядерной реакции  $^{27}\text{Al}(p, \gamma)^{28}\text{Si}$ , имеющей ширину резонанса 100 эВ при энергии протонов 991,9 кэВ, определить профили распределения алюминия, имплантированного в арсенид галлия.

Возможности ионно-лучевой технологии для модификации материалов привлекают в последнее время пристальное внимание ученых [2]. В частности, облучение GaAs высокими и сверхвысокими потоками  $\text{Al}^+$  имеет научный и практический интерес в связи с попыткой решения проблемы создания соединений  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  с использованием ионных пучков.

Исследования кристаллов GaAs, облученных  $\text{Al}^+$ , проведены разнообразными методами: катодолюминесценции [3], комбинационного рассеяния света [4], методом Резерфордского обратного рассеяния ионов He<sup>+</sup> [5]. Однако интерпретация полученных результатов у разных авторов носит противоречивый характер. Например, значительные искажения решетки в кристаллах, имплантированных при комнатной температуре, объясняются неравномерным распределением внедренных атомов в образующихся при внедрении алюминия твердых растворах [4]. В этой же работе сделан вывод об утонении имплантированного слоя вследствие предполагаемого усиления распыления мишени при повышении ее температуры при внедрении. Авторами работы [3], наоборот, замечено уширение излучающего в коротковолновой области слоя при высокотемпературном внедрении алюминия в GaAs, толщина которого  $\sim 0,4$  мкм (заметим, что  $\bar{R}_p = 0,044$  мкм и  $\Delta\bar{R}_p = 0,028$  мкм для  $E_{\text{Al}} = 50$  кэВ [6]). Нами ранее [5] отмечен сравнительно низкий уровень остаточного радиационного повреждения в кристаллах GaAs в случае имплантации алюминия при 400 и 500 °С. Было качественно оценено распределение внедренного алюминия по глубине, согласующееся с оценками работы [3].

Настоящая работа позволила установить характер распределения алюминия, имплантированного в GaAs, выяснить влияние температуры имплантации на профили алюминия, уточнить интерпретацию ранее полученных результатов.

Ионы  $\text{Al}^+$  ускорялись на масс-сепараторе Чок-Риверских ядерных лабораторий (CRNL) до  $E = 50$  кэВ и имплантировались в разориентированные (100) кристаллы GaAs при 293 К ( $T_{\text{комн}}$ ), 100 и 375 °С. Интегральные потоки составляли  $8 \cdot 10^{16}$  и  $1,2 \cdot 10^{17}$   $\text{Al}^+/\text{см}^2$  для первых двух и третьего значений температуры соответственно. Плотность тока ионов 2—3 мкА/см<sup>2</sup>. Исследования выполнены на электростатическом ускорителе ионов ЭСУ-2. Регулировка энергии протонов обеспечена с погрешностью  $\pm 0,5$  кэВ;  $\gamma$ -излучение регистрировалось сцинтилляционным NaI-детектором (длина и диаметр по 12,7 см), помещенным в свинцовую защиту для уменьшения фона от космического излучения. Сигнал от алюминия контролировали в области энергии 1,05—5,1 МэВ одновременно на трех участках с различным уровнем фона. В процессе эксперимента выполнена корректировка фона, связанного

с различной энергией протонов, временем анализа при меняющемся токе.

Построение зависимости выхода  $\gamma$ -излучения  $Y_{\text{Al}}^{\text{GaAs}}$  от алюминия, внедренного в GaAs, от энергии протонов позволяет получить качественное приближение профиля распределения, если принять шкалу абсцисс в единицах средних потерь энергии протонов в GaAs. Точный профиль определен сравнением сигналов с выходом  $\gamma$ -излучения  $Y_{\text{Al}}^{\text{Al}}$ , получаемым для тех же значений энергии протонов при анализе мишени с известной концентрацией алюминия, например алюминиевого стандарта. При этом предложена следующая методика:  $Y_{\text{Al}}^{\text{GaAs}} \sim N_{\text{Al}}^{\text{GaAs}}$  и  $Y_{\text{Al}}^{\text{Al}} \sim N_{\text{Al}}^{\text{Al}}$ . Поскольку  $N_{\text{Al}}^{\text{Al}} = \Delta E/\epsilon^{\text{Al}}$ , где  $\Delta E$  — энергетическая ширина анализируемого слоя, а  $\epsilon^{\text{Al}}$  — тормозная способность атомов Al, то  $Y_{\text{Al}}^{\text{Al}} \sim \Delta E/\epsilon^{\text{Al}}$ . Тогда

$$N_{\text{Al}}^{\text{GaAs}} = \frac{Y_{\text{Al}}^{\text{GaAs}}}{Y_{\text{Al}}^{\text{Al}}} \frac{\Delta E}{\epsilon^{\text{Al}}} \quad (1)$$

При определении содержания алюминия в GaAs значения  $Y_{\text{Al}}^{\text{GaAs}}$  и  $Y_{\text{Al}}^{\text{Al}}$  взяты из эксперимента,  $\epsilon^{\text{Al}}$  находится из таблицы работы [7], значение  $\Delta E$  известно.

Вместе с тем относительная концентрация алюминия в GaAs может быть найдена с учетом того, что  $N_{\text{GaAs}}^{\text{GaAs}} = (\Delta E)\epsilon_{\text{GaAs}}$ . В этом случае, подставляя  $\Delta E$  в выражение (1), получаем

$$N_{\text{Al}}^{\text{GaAs}} = \frac{Y_{\text{Al}}^{\text{GaAs}}}{Y_{\text{Al}}^{\text{Al}}} \frac{\epsilon_{\text{GaAs}}}{\epsilon^{\text{Al}}} N_{\text{GaAs}}^{\text{GaAs}} \quad (2)$$

Для доли атомов алюминия в матрице GaAs справедливо

$$\frac{N_{\text{Al}}^{\text{GaAs}}}{N_{\text{GaAs}}^{\text{GaAs}}} = \frac{Y_{\text{Al}}^{\text{GaAs}}}{Y_{\text{Al}}^{\text{Al}}} \frac{\epsilon_{\text{GaAs}}}{\epsilon^{\text{Al}}} \left( \frac{\text{атомов алюминия}}{\text{атомов матрицы}} \right) \quad (3)$$

Полученные таким образом профили алюминия приведены на рисунке. При переходе к шкале глубины учитывалось уменьшение тормозной способности имплантированной матрицы вследствие введения сравнимого с концентрацией атомов матрицы количества более легких атомов алюминия. Изменяющаяся с глубиной тормозная способность имплантированного слоя кристалла рассчитывалась с учетом правила аддитивности для тормозной способности смесей

$$\epsilon^{\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}} = \frac{x}{2} \epsilon^{\text{Al}} + \left(1 - \frac{x}{2}\right) \epsilon^{\text{GaAs}} \quad (4)$$

Таким образом, разрешение по глубине оказалось зависящим от содержания алюминия и составило 19—16 нм.

Ход кривой  $I$  на рисунке показывает, что при температуре внедрения  $T_{\text{комн}}$  профиль алюминия имеет плато с незначительно изменяющейся концентрацией ( $x \approx 0,3$ ) от поверхности до глубины 60—70 нм, после чего концентрация алюминия уменьшается до  $x \approx 0,01$  на глубине  $\sim 170$  нм. Сравнивая данные результаты с  $\bar{R}_{p, \text{теор}}$  (учитыв-

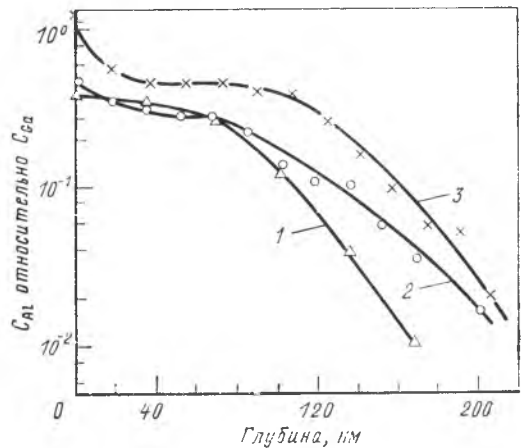
вая и страгглинг) [6], получаем различие в 50%, что безусловно связано с радиационно-стимулированной диффузией алюминия вглубь, а не с эффектом каналирования, поскольку внедрение осуществлялось в разориентированные кристаллы. Аргументами в пользу диффузионного механизма перераспределения алюминия служит также большое количество алюминия непосредственно на поверхности облученного кристалла, а также характер хода «хвоста» профиля 1 на рисунке.

Подогрев кристалла до 100 °С во время внедрения активизирует процессы радиационно-стимулированной диффузии. Причем алюминий распространяется не только на еще большую глубину до ~200 нм, но значительно повышается его концентрация на поверхности: с  $x \approx 0,38$  до  $x \approx 0,46$  (см. рисунок).

Оба эффекта ярко выражены при температуре внедрения 375 °С. Глубина распространения алюминия при дозе  $1,2 \cdot 10^{17}$  см<sup>-2</sup> становится в 2,3 раза больше теоретически предсказываемой. Причем с глубины ~20 до ~100 нм формируется слой с постоянным содержанием алюминия  $= 0,4 \div 0,45$ ; кривая 3 на рисунке). Небольшое количество алюминия проследивается на глубине ~210 нм. Непосредственно на поверхности облученного кристалла алюминия содержится до 50% общей концентрации атомов матрицы. Заметим, что интегрирование сигнала от алюминия по всей глубине мишени показало хорошее (в пределах точности метода) совпадение его содержания с интегральными потоками ионов Al<sup>+</sup>, внедренных при трех значениях температуры. Эти факты свидетельствуют или о незначительном и не зависящем от температуры распылении поверхностей (100) GaAs, или, что более вероятно, об избирательном распылении атомов какого-либо сорта сложной мишени, а не атомов алюминия.

Сравнивая настоящие результаты с полученными ранее, заметим, что высказанные в работе [4] предположения о неравномерном распределении в GaAs алюминия, внедренного при  $T_{комн.}$  и утонении имплантированного слоя при имплантации алюминия в подогреваемые кристаллы GaAs не подтверждаются результатами настоящего исследования. Вместе с тем толщина слоя, содержащего имплантированный алюминий [3 и 5], почти вдвое превышает полученную в настоящей работе ( $T_{внедр} = 375$  °С), отмечается также и несовпадение характера профилей, полученных в работе [5]. На наш взгляд, последние различия могут быть обусловлены существенно разными режимами внедрения алюминия (различная температура подогрева качество ионных пучков).

Таким образом, настоящее исследование показало, что при температуре внедрения  $T_{комн.}$  алюминий распространяется в GaAs достаточно равномерно до глубины, превышающей теоретическую на 50%. Подогрев кристаллов в процессе имплантации приводит к расширению профиля вглубь на 30–40 нм при 100 °С и примерно на 60 нм при



Профили алюминия, имплантированного в кристаллы (100) GaAs при  $E_{Al} = 50$  кэВ: 1, 2 —  $8 \cdot 10^{16}$  Al<sup>+</sup>/см<sup>2</sup> соответственно при  $T_{комн.}$  и 100 °С; 3 —  $1,2 \cdot 10^{17}$  Al<sup>+</sup>/см<sup>2</sup> при  $T = 375$  °С

375 °С. Кроме того, при подогреве кристаллов в результате радиационно-стимулированных диффузионных процессов, активированных температурой, значительно повышается концентрация алюминия на поверхности облученных кристаллов.

Настоящее исследование показало высокие эффективность и надежность применения резонансной ядерной реакции  $^{27}Al(p, \gamma)^{28}Si$  в сочетании с предложенной методикой аналитической обработки данных для профилирования алюминия в тонких ионно-имплантированных слоях твердых тел.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Thin Solid Films, 1973, v. 19, p. 1.
- Gyulai J., Lohner T., Pastor E.— In: Proc. Conf. on Ion Beam Modification of Materials. Budapest, KFKI sokszorosito uzeme, 1979, p. 1177.
- Кузнецов О. Н. и др.— Физика и техника полупроводников, 1977, т. 11, с. 1449.
- Новак И. И. и др.— Физика твердого тела, 1978, т. 20, с. 2134.
- Ташлыков И. С.— В кн.: Взаимодействие заряженных частиц с твердым телом. Ч. 2. Минск, изд. Минск. Радиотехн. ин-та, 1978, с. 125.
- Буренков А. Ф. и др. Таблицы параметров пространственного распределения ионно-имплантированных примесей. Минск, Изд-во Белорус. гос. ун-та, 1980.
- Andersen H., Ziegler J. The Stopping and Ranges of Ions in Matter. V. 3. N.Y., Perg. Press, 1977.

Поступило в Редакцию 20.11.80

УДК 546.791:536.722

Энергетические характеристики фтороуранатов (IV) щелочных металлов

ВОЛКОВ В. А., СУГЛОВА И. Г., ЧИРКСТ Д. Э.

Фторпроизводные U(IV) используются в качестве ядерного топлива в реакторах на расплавленных солях, при получении металлического урана и в процессах регенерации ядерного топлива безводными методами, однако термодимические свойства исследованы только для UF<sub>4</sub>. Ранее [1] были получены методом растворной калориметрии стандартные энтальпии образования Na<sub>3</sub>UF<sub>7</sub>, Rb<sub>3</sub>UF<sub>7</sub> и Cs<sub>2</sub>UF<sub>6</sub>. Настоящая работа завершает это исследование.

Фтороуранаты типа M<sub>2</sub>UF<sub>6</sub> и M<sub>3</sub>UF<sub>7</sub> были получены сплавлением в молибденовых или медных тиглях стехиометрического количества дважды возогнанного UF<sub>4</sub> и фторидов щелочных металлов. Тигли помещали в кварцевые чехлы, которые эвакуировались. Рентгенограммы поликристаллов полностью соответствовали известным структурным данным для β<sub>3</sub>-Na<sub>2</sub>UF<sub>6</sub> [2], β<sub>1</sub>-K<sub>2</sub>UF<sub>6</sub> [3], Rb<sub>2</sub>UF<sub>6</sub> [4] и β-K<sub>3</sub>UF<sub>7</sub> [5]; Cs<sub>3</sub>UF<sub>7</sub> имел кубическую гранецентрированную решетку с  $a = (0,998 \pm 0,001)$  нм.