

06.2;12

©1995

ИССЛЕДОВАНИЕ ПАРАМЕТРОВ СЛОЕВ GaAs И $Al_xGa_{1-x}As$, ВЫРАЩЕННЫХ МЕТОДОМ ЖИДКОФАЗНОЙ ЭПИТАКСИИ В УСЛОВИЯХ СВЕРХВЫСОКИХ СКОРОСТЕЙ ОХЛАЖДЕНИЯ РАСТВОРА-РАСПЛАВА.

*А.В.Абрамов, Б.Я.Бер, Н.Г.Дерягин,
А.В.Меркулов, Д.Н.Третьяков*

В работах [1,2] было показано, что применение сверхвысоких ($\sim 10^2-10^3$ °C/с) скоростей охлаждения раствора-расплава позволяет существенно расширить возможности метода жидкофазной эпитаксии (ЖФЭ). Процессы, протекающие в растворе-расплаве в этом случае, отличаются от кристаллизации в условиях, близких к равновесным, что и обеспечило возможность получения гетероструктур, у которых не только значительно отличаются параметры решеток контактирующих материалов, но и кристаллохимические свойства (GaAs/Si).

В свете этого нам представлялось интересным провести изучение параметров слоев, выращенных в условиях сверхвысоких скоростей охлаждения раствора-расплава при гомоэпитаксии или гетероэпитаксии в системе Ga-Al-As, где при выращивании гетеропереходов достаточно хорошо согласуются параметры решеток контактирующих веществ.

Кристаллизация осуществлялась из растворов-расплавов Ga+As и Ga+As+Al на подложках арсенида галлия *n*-типа (100) с концентрацией носителей $n = 2 \cdot 10^{18}$ см⁻³ и арсенида галлия *p*-типа (111)В с $p = 2 \cdot 10^{18}$ см⁻³ в широком интервале вплоть до комнатной температуры. При этом температуры начала роста (T_0) устанавливались в пределах 950–750° С, а интервал роста (ΔT) при повышенных скоростях охлаждения 320–610°С/с составлял 615–450°С.

Толщина выращенных слоев GaAs измерялась путем визуального исследования скола структуры под оптическим микроскопом с точностью ± 0.2 мкм. Результаты измерений толщин слоев, полученных при выращивании в различных технологических режимах, представлены в таблице. Расчетные значения толщин слоев, приведенные в таблице, были получены для случая равновесного охлаждения полубесконечного слоя раствора-расплава в условиях диффузионного ограничения, накладываемого на массоперенос в жидкой фазе [3]. Так как при выращивании использовался широ-

Толщины слоев GaAs, выращенных в различных режимах. (T_0 — температура начала роста, v — скорость охлаждения раствора-расплава, t — время роста слоя при сверхвысокой скорости охлаждения, $h_{\text{экс}}$ — экспериментально измеренная толщина слоя, $h_{\text{расч}}$ — расчетное значение толщины слоя)

$T_0, ^\circ\text{C}$	$v, ^\circ\text{C}/\text{c}$	t, c	$h_{\text{экс}}, \text{мкм}$	$h_{\text{расч}}, \text{мкм}$
950	610	1.0	15.0	7.0
950	380	1.25	17.0	8.9
850	460	1.24	7.0	1.46
850	410	1.15	9.0	1.55
800	415	1.3	4.5	0.58
800	360	1.3	5.0	0.62
750	365	1.4	2.8	0.21
750	320	1.4	3.8	0.23

кий температурный интервал, то при расчете нами учитывались тепературные зависимости коэффициента диффузии и растворимости As в жидкой фазе. Как видно из таблицы, экспериментально полученные значения толщины слоев намного превышают расчетные значения. Это свидетельствует о более высоких скоростях массопереноса в условиях кристаллизации со сверхвысокими скоростями охлаждения.

Существенное отличие процессов, протекающих при гомоэпитаксии в жидкой фазе в этих условиях, подтверждается и результатами $C-V$ измерений концентрации носителей, проведенных по поверхности полученных слоев с помощью ртутного зонда. Измерения показали, что специально не легированные слои GaAs имеют n -тип проводимости с концентрацией носителей $\sim 10^{16} \text{ см}^{-3}$, что более чем на порядок ниже концентрации носителей на поверхности контрольных образцов, выращенных в условиях, близких к равновесным.

Распределение состава эпитаксиальных твердых растворов $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$, выращенных в технологических режимах, использующих сверхвысокие скорости охлаждения, по толщине слоя исследовалось методом вторично-ионной масс-спектрометрии (ВИМС) [4] на ионном микросзонде CAMECA IMS-4f. Средняя скорость ионного травления определялась по глубинами кратеров травления, измеренных с помощью механического профилометра Dektak-2000. Для более четкого выяснения влияния скорости охлаждения на распределение концентрации AlAs по толщине слоя на подложке GaAs сначала выращивался слой твердого раствора заданного состава в равновесных условиях, а затем осуществлялась кристаллизация при сверхвысоких скоростях охлаждения.

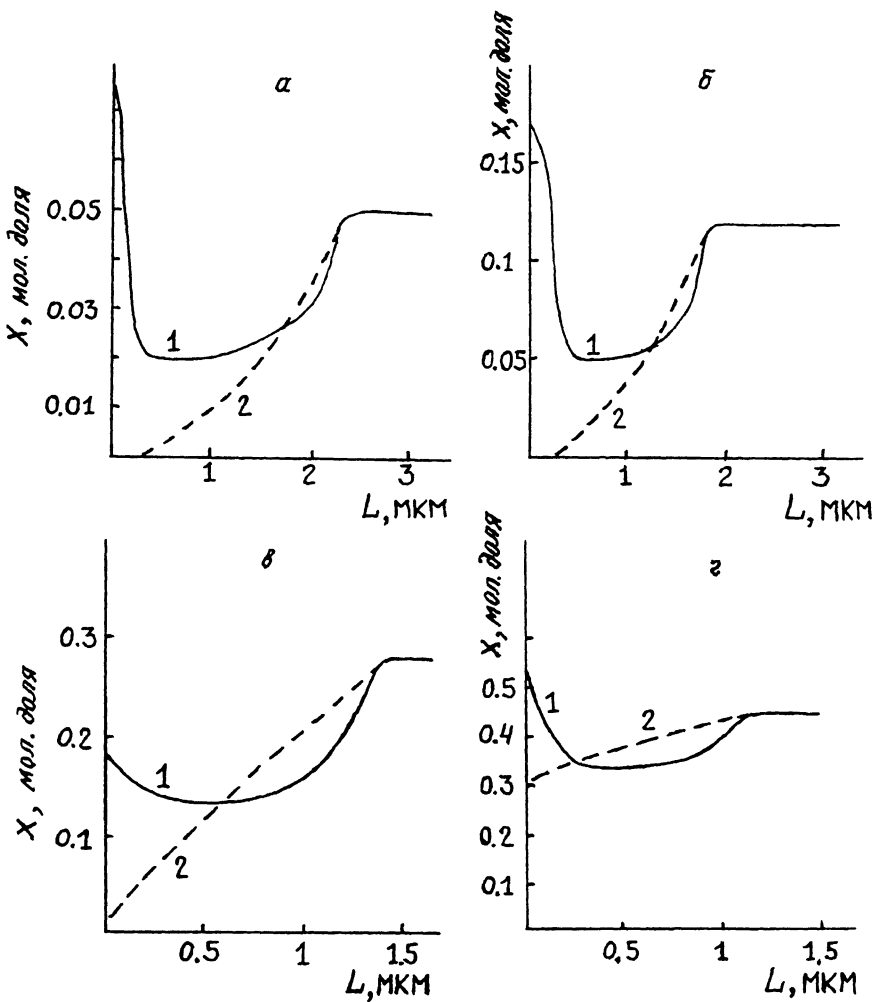
Обычно серьезным препятствием для количественного ВИМС анализа состава сложных многокомпонентных мишеней является сильная нелинейность зависимости коэффициента вторично-ионной эмиссии данного аналитического иона и, соответственно, так называемого коэффициента относительной чувствительности от состава матрицы [4]. Однако в работах [5,6] было определено, что в ВИМС при бомбардировке мишени первичными ионами $^{137}\text{Cs}^+$ регистрация в качестве аналитических ионов кластеров CsX^+ (здесь X есть один из элементов, входящих в состав многокомпонентной матрицы) позволяет наряду с достаточной чувствительностью (коэффициент ионизации составляет порядка $1 \cdot 10^7$) существенно подавить упомянутые матричные эффекты. В связи с этим в данной работе количественный профильный ВИМС анализ проводился при бомбардировке исследуемых структур ионами $^{137}\text{Cs}^+$ с кинетической энергией 5.5 кэВ. Угол падения первичных ионов, отсчитанный от нормали, составлял при этом 40° . Анализировались токи вторичных ионизированных кластеров CsAl^+ , CsGa^+ и CsAs^+ . Коэффициент относительной чувствительности был измерен с использованием серии внешних эталонов, в качестве которых были использованы эпитаксиальные структуры $(\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x})\text{As}/\text{GaAs}$ (001), выращенные методом жидкофазной эпитаксии. Составы эталонных структур были определены предварительно методом двухкристальной рентгеновской дифрактометрии и фотолюминесценции.

Молярная доля x арсенида алюминия в твердом растворе $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ определялась в ВИМС эксперименте как

$$x = 2 \left(1 + \text{RSF}_{\text{Ga/Al}} \frac{I_{\text{CsGa}^+}}{I_{\text{CsAl}^+}} \right)^{-1}, \quad (1)$$

где I_{CsGa^+} и I_{CsAl^+} — измеренные токи ионизированных кластеров CsGa^+ и CsAl^+ соответственно, а $\text{RSF}_{\text{Ga/Al}}$ — фактор относительной чувствительности, определенный на серии эталонных образцов и в данной методике практически не зависящий от состава исследуемой мишени.

Результаты измерений представлены на рисунке. Расчетные значения зависимости изменения содержания AlAs по толщине слоя для случая равновесной ЖФЭ проводились на основе данных работы [7]. При анализе экспериментальных и расчетных данных обращает на себя внимание резкое различие распределения концентрации AlAs по толщине слоя для случая равновесной кристаллизации и при выращивании в условиях сверхвысоких скоростей охлаждения. Особенно сильно это отличие проявляется на последней стадии роста слоя. На полученных образцах при



Распределение содержания AlAs x по толщине слоя $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ (L — расстояние от поверхности слоя). Температура начала роста $T_0 = 750^\circ\text{C}$, скорость охлаждения раствора-расплава $v = 320^\circ\text{C}/\text{с}$, температурный интервал роста 448°C , начальный состав твердой фазы: *a* — $x = 0.05$, *б* — $x = 0.12$, *в* — $x = 0.28$, *г* — $x = 0.44$, 1 — эксперимент, 2 — расчетная зависимость.

начальных концентрациях AlAs в твердой фазе, выбранных в диапазоне 5–50 мол.%, всегда вблизи поверхности слоя наблюдалось изменение состава твердого раствора в сторону увеличения концентрации AlAs. Это, вероятнее всего, связано не только с другими скоростями массопереноса в жидкой фазе, но с изменением коэффициента сегрегации Al при кристаллизации со сверхвысокими скоростями охлаждения. $C-V$ измерения, проведенные на поверхности выросших слоев, показали, что, как и для GaAs, чистота полученных слоев твердых растворов AlGaAs возрастает по сравнению с обычными методами ЖФЭ и без какой-либо специальной термообработки раствора-расплава достигает $\sim 5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$.

Результаты измерения параметров слоев GaAs и твердых растворов $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ указывают на то, что использование сверхвысоких скоростей охлаждения раствора-расплава позволяет получать слои, параметры которых достаточно сильно отличаются от параметров слоев, выращенных в условиях обычной ЖФЭ. В связи с этим можно утверждать, что резкое изменение скорости охлаждения в процессе кристаллизации может позволить осуществить управление параметрами выращиваемых слоев многослойных гомо- и гетероструктур в более широких пределах, чем позволяют методы равновесной ЖФЭ.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, проект 93-02-16849.

Список литературы

- [1] *Абрамов А.В., Дерягин Н.Г., Долганов А.В., Зеленова О.В., Коробов В.А., Мизеров М.Н., Селиверстов О.В., Третьяков Д.Н., Фалеев Н.Н.* // Тез. докл. I Всесоюз. конф. по физическим основам твердотельной электроники. Л., 1989. Т. V. С. 56–57.
- [2] *Абрамов А.В., Дерягин Н.Г., Третьяков Д.Н., Фалеев Н.Н.* // Письма в ЖТФ. 1993. Т. 19. В. 23. С. 45–49.
- [3] *Hsieh J.J.* // *J. Cryst. Growth*. 1974. V. 27. P. 49–59.
- [4] *Черепин В.Т.* // Ионный микронзондовый анализ. Киев: Наукова думка, 1992. 343 с.
- [5] *Gao Y.* // *Appl. Phys*. 1988. V. 67. N 7. P. 3760–3762.
- [6] *Magee C.W., Harrington W.L., Botnick E.M.* // *Int. J. Mass Spectrometry and Ion Processes*. 1990. V. 103. N 1. P. 45–56.
- [7] *Елюхин В.А., Карпов С.Ю., Портной Е.Л., Третьяков Д.Н.* // Письма в ЖТФ. 1978. Т. 4. В. 11. С. 629–633.

Физико-технический
институт им. А.Ф. Иоффе РАН
Санкт-Петербург

Поступило в Редакцию
25 октября 1994 г.