

# Формирование и исследование металлических нанообъектов Al на GaAs

*Н. В. Востоков, В. М. Данильцев, Ю. Н. Дроздов, А. В. Мурель, О. И. Хрыкин, В. И. Шашкин*  
Институт физики микроструктур РАН,  
Нижний Новгород

## Введение

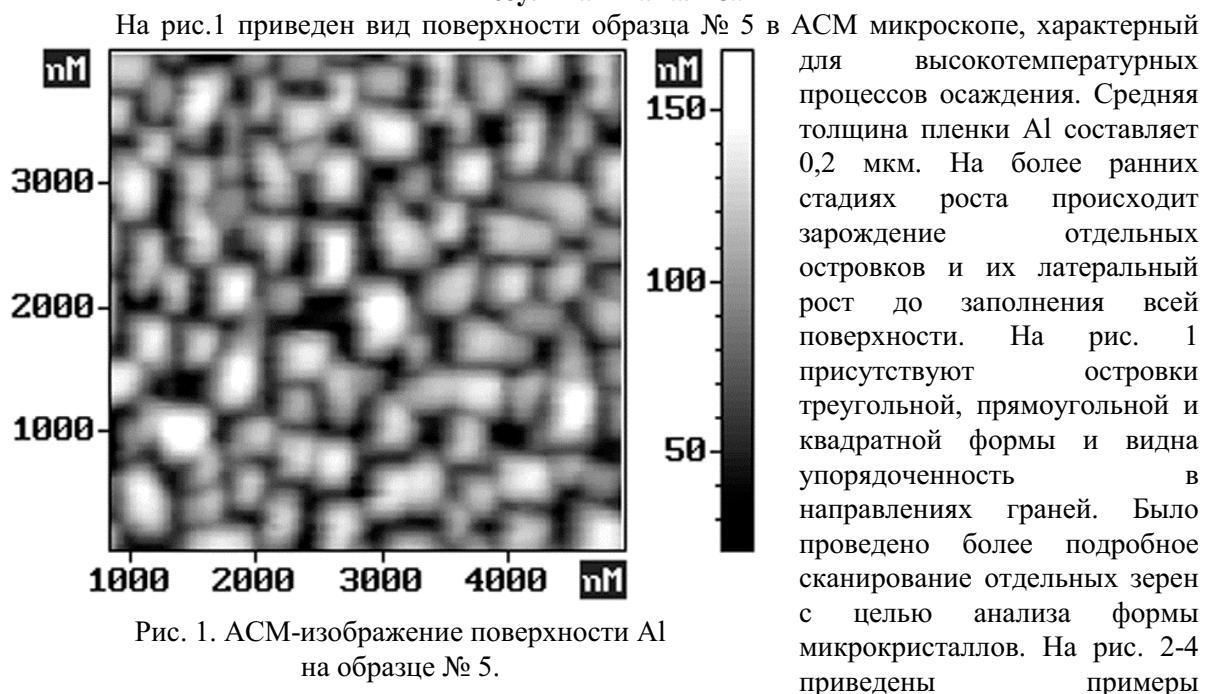
Осаждение металла в едином технологическом процессе с эпитаксиальным ростом полупроводниковых слоев позволяет минимизировать внешние загрязнения и окисление поверхности полупроводников, поэтому привлекает внимание многих исследовательских групп [1-5]. И в газофазных, и в молекулярно-пучковых методах напыления отмечается развитый рельеф поверхности и несколько более высокое поверхностное сопротивление по сравнению с объемным Al. Настоящая работа посвящена анализу форм роста на поверхности слоев Al методом атомно-силовой микроскопии (ACM), согласованию этих результатов с данными других методов и с общими представлениями теории роста кристаллов.

## Описание эксперимента

Осаждение пленок Al осуществляли в реакторе металлоорганической газофазной установки из диметилэтиламинаалана (любезно предоставленного для экспериментов фирмой EPICHEM, Англия) при давлении в зоне роста 50 мбар. Газом носителем служил водород. В качестве подложек использовали пластины полуизолирующего или проводящего GaAs(100) с отклонением 3°. Процедура включала наращивание слоя GaAs толщиной 150 нм при температуре 600°C, затем осаждения Al при температурах от 160 до 360°C с интервалом 40°, образцы № 1-6 в табл. 1.

Морфологию поверхности и толщину металла контролировали с помощью атомно-силового микроскопа *Solver-P4* (NT-MDT, Россия). Структурные параметры исследовали на рентгеновском дифрактометре ДРОН-4. Для определения удельного сопротивления плёнок алюминия и барьерных свойств контактов на полученных образцах с помощью фотолитографии формировали мосты (подложка - полуизолирующая) или круги диаметром от 2 до 50 мкм (подложка - проводящая).

## Результаты анализа



пирамидальных образований в плёнке Al образца № 6, где грани наиболее хорошо выражены. Видны хорошо сформированная тригональная пирамида, рис. 2, микрокристаллит в форме двухскатной крыши и прямоугольным основанием, рис. 3, пирамида с примерно квадратным основанием, рис. 4. Построение сечения пирамиды

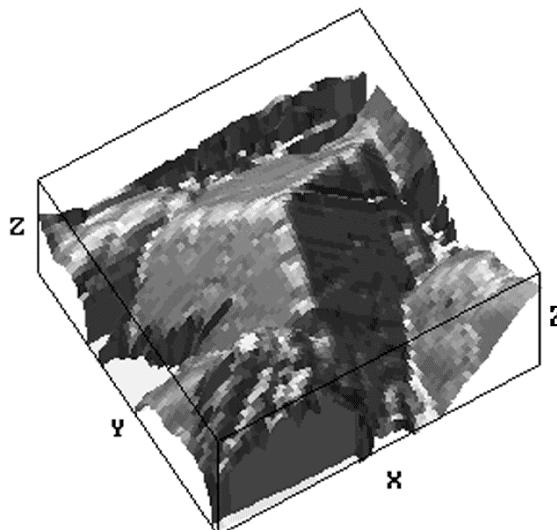


Рис. 2. Микрокристалл Al в виде тригональной пирамиды.

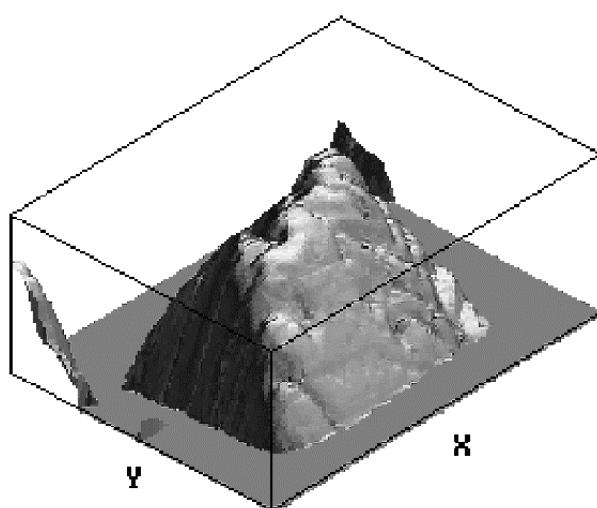


Рис. 3. Микрокристалл Al в виде двухскатной крыши.

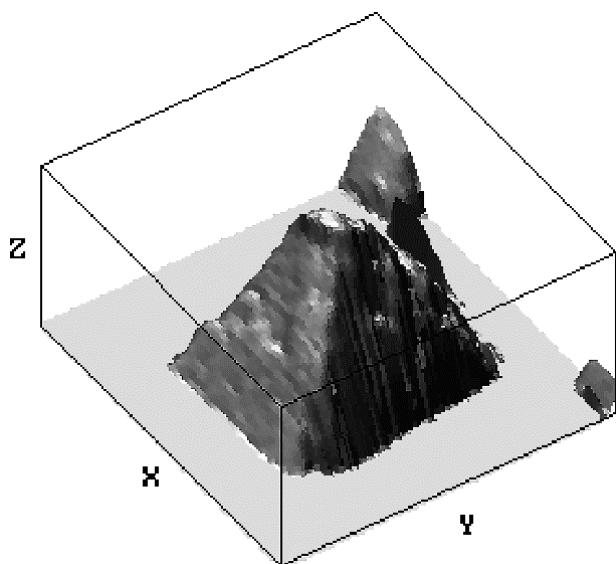


Рис. 4. Островок Al в виде пирамиды с квадратным основанием.

позволяет во многих случаях определить наклон грани к поверхности. Это делает анализ значительно более информативным, поскольку углы между гранями сохраняются при любых размерах отдельных граней кристалла. Значения углов для противолежащих граней усредняли с целью компенсации эффектов отклонения поверхности образца от плоскости сканирования и от кристаллографической плоскости. Для пирамиды изображенной на рис. 2 с осью 3-го порядка получили углы  $33^\circ \pm 2^\circ$ ; для широких скатов крыши рис. 3 углы наклона  $32^\circ \pm 2^\circ$ , наклон узких граней  $45^\circ \pm 1^\circ$ . Несмотря на примерно квадратное основание, пирамида на рис. 4 имеет два типа граней с углами наклона около  $35^\circ$  и  $45^\circ$ , т.е. не обладает осью 4-го порядка.

Рентгенодифракционные спектры ( $\Theta$ - $2\Theta$ ) и ф-сканирования свидетельствуют о присутствии во всех образцах текстур (111)Al и (100)Al а также эпитаксиального (110)Al двух ориентаций в плоскости слоя: [001]Al $\parallel$ [011]GaAs - основная, так называемая Al(110)R-ориентация [1-4], и дополнительная [001]Al $\parallel$ [0,1,-1]GaAs. Направления определялись по боковым плоскостям отражения (311)Al. Данные об относительной интенсивности пиков, соответствующих различным ориентациям зерен приведены в табл. 1. Размер рентгеновского пучка на образце составлял около  $2 \text{ mm}^2$ , поэтому отношения могут служить мерой соотношения интегральных объемов различных ориентаций.

В табл. 1 приведены также удельное сопротивление, фактор неидеальности и высота барьера Шоттки контакта Al-GaAs.

**Таблица 1.** Соотношения интенсивностей пиков рентгеновской дифракции и электрофизические свойства слоев Al, выращенных при различных температурах на GaAs

| № | T роста, °C | Толщина, нм | Q1  | Q2  | Q3  | FWHM (311)Al, град. | n    | Φ <sub>b</sub> , эВ | ρ, мком·см |
|---|-------------|-------------|-----|-----|-----|---------------------|------|---------------------|------------|
| 1 | 160         | 190         | 0,5 | 0,5 | 20  | 1,3                 | 1,16 | 0,73                | 18         |
| 2 | 200         | 200         | 0,4 | 11  | 1   | 0,7                 | -    | -                   | 14         |
| 3 | 240         | 190         | 2,5 | 50  | 150 | 0,4                 | 1,09 | 0,72                | 6,6        |
| 4 | 280         | 240         | 46  | 0,5 | 150 | 0,7                 | 1,15 | 0,8                 | 5          |
| 5 | 320         | 230         | 15  | 11  | 150 | 0,4                 | -    | 0,95                | 10         |
| 6 | 360         | 220         | 9   | 40  | 300 | 0,5                 | 1,33 | 0,94                | 7,3        |

#### Примечания.

В качестве толщины брали расстояние по вертикали от поверхности GaAs до середины высоты зёрен Al на краю моста.

Q1=I(200)/I(111) – связано с соотношением объемов текстур (100) и (111).

Q2=I(311)Al(110)R/[I(111)+I(200)] – связано с соотношением объемов эпитаксиального Al(110)R и текстур (100) и (111).

Q3= I(311)Al(110)R/ I(311)Al(110) – связано с соотношением объемов двух эпитаксиальных ориентировок.

I(hkl) – пикировая интенсивность отражения (hkl).

FWHM(311) – ширина кривой качания (311) на половине высоты для Al(110)R.

n – фактор неидеальности барьера Шоттки.

Φ<sub>b</sub> – высота барьера.

ρ – удельное сопротивление слоя.

#### **Обсуждение результатов**

Основываясь на теории роста кристаллов [6], можно заранее предсказать варианты эпитаксиальных соотношений Al на GaAs(100) и варианты огранки микрокристаллитов Al. Решетка Al - кубическая гранецентрированная, период а = 0,404 нм. Диагональ d[110] = 0,57 нм хорошо согласуется с периодом решетки GaAs а = 0,565 нм. Поэтому геометрически наиболее выгоден вариант (100)Al||GaAs с поворотом решетки Al на 45° в плоскости слоя относительно GaAs. При этом оба направления плоской сетки хорошо согласованы, однако, плотность атомов Al и Ga на гетерогранице существенно различна, отношение плотностей равно (0,565<sup>2</sup>/0,404<sup>2</sup>), что приводит к формированию ненасыщенных связей Al и затрудняет эпитаксию Al(100) на чистой поверхности GaAs(100). В другом варианте (110)Al||GaAs направление [1,-1,0] двумерной сетки хорошо согласовано, другое, [001] – значительно хуже, но ненасыщенные связи атомов Al на линии [1,-1,0] могут быть замкнуты на атомы As с линии [1,-1,0]GaAs, лежащей под верхним слоем атомов Ga при перестройке поверхности GaAs. При этом становятся неэквивалентными две ориентации (110)Al. Предпочтительной становится [1,-1,0]Al||[0,-1,1]GaAs, т.к. линия атомов As идет лишь в одном направлении.

Огранка кристаллов Al может быть предсказана для идеальных условий роста просто, исходя из поверхностных плотностей атомов [6]. Наиболее энергетически выгодна плоскость (111)Al, 1,4·10<sup>15</sup> ат/см<sup>2</sup>, далее (100)Al, 1,2·10<sup>15</sup> ат/см<sup>2</sup>, и (110)Al, 0,9·10<sup>15</sup> ат/см<sup>2</sup>.

Исходя из этого, можно предполагать, что при отсутствии эпитаксии (низкая температура, грязная поверхность) энергетически выгодна текстура (111)Al, где плоскость (111) параллельна поверхности роста, а боковые грани тригональной пирамиды - либо (100) - куб, либо (110) - ромбододекаэдр, в зависимости от полной энергии с учетом площади поверхности. Углы с поверхностью: ∠(111),(100) ≈ 54°, ∠(111),(110) ≈ 35°. При эпитаксии

(110)Al боковыми могут быть грани (111)Al и (100)Al с углами наклона  $\angle(110),(111) \approx 35^\circ$ ,  $\angle(110),(100) = 45^\circ$ .

Сравнивая предположения с экспериментальными данными, видим, что пирамида на рис. 2 может быть отнесена к текстуре (111), грани (110). Видимо, более низкая пирамида с гранями (110) имеет преимущество по сравнению с гранями (100) за счет меньшей суммарной площади верхних граней при одинаковом основании. Отношение площадей ( $\cos 35^\circ / \cos 54^\circ \approx 1,4$ ) практически компенсирует неравенство поверхностных плотностей атомов Al. Кристаллиты на рис. 3 и 4 - эпитаксиальные островки (110)Al с осью 2-го порядка. Широкие грани - (111), а узкие - (100) в соответствии с поверхностными плотностями. Несколько заниженное экспериментальное значение угла наклона для грани (111) может быть объяснено эшелоном ступеней, направленных снизу вверх (вицинальность). На рис. 4 форма основания островка примерно квадратная, и такие островки на основе лишь ACM-изображений типа рис. 1 могли бы быть отнесены к (100)Al, однако, анализ углов показывает некорректность такого заключения. Сравнение с вычисленными углами показывает также, что точность измерения углов микрокристаллов с помощью ACM сопоставима с точностью прикладного гoniометра в применении к крупным кристаллам.

Дифракционные данные табл. 1 также могут быть объяснены в рамках изложенной модели роста. При самых низких температурах преимущество имеет текстура (111), количество эпитаксиального Al(110) мало, ее качество, судя по ширине кривой качания, ниже в сравнении со слоями, выращенными при повышенных температурах. Сбой монотонности на образце № 4 связан, видимо, с загрязнением поверхности. При наличии тонкого переходного слоя ненасыщенные связи Al могут в нем замкнуться и ориентирующий потенциал подложки делает предпочтительной эпитаксию (100)Al.

Данные табл.1 по электрическим свойствам показывают, что удельное сопротивление пленок Al и фактор неидеальности барьера Шоттки достигают минимума в области 200 - 250°C, а далее вновь растут. Это может быть связано с образованием диэлектрических прослоек на границе Al-GaAs и на границах зерен за счет диффузии мышьяка из подложки и образования соединения AlAs. Лучшие значения удельного сопротивления слоя остаются выше  $\rho$  объемного Al, поскольку в расчете  $\rho$  используется эффективная толщина слоя, которая превышает толщину сплошного слоя из-за развитого рельефа поверхности.

Сравнивая наши результаты с литературными данными [1-5], можно заключить, что основные закономерности эпитаксии Al на GaAs (100) сохраняются для различных методов осаждения и источников Al.

Таким образом показано, что в газофазном реакторе с источником ДМЭАА формируются слои металлического Al, состоящие из зерен различных текстур и эпитаксиальных ориентаций. Атомно-силовая микроскопия позволяет достаточно точно измерять углы между гранями зерна и идентифицировать таким способом грани и ориентацию отдельных зерен, что дополняется интегральными оценками рентгенодифракционного метода. Результаты объясняются общими закономерностями роста кристаллов.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ № 98-02-16624 и МНТП "Физика твердотельныхnanoструктур".

### Список литературы

1. I. Karpov, G. Bratina, L. Sorba, A. Franciosi, M. G. Simmonds, W. L. Gladfelter // J. Appl. Phys., 1994, v. 76, № 6, p. 3471.
2. B.Y.Kim, X.Li, S.W.Rhee // Appl. Phys. Lett., 1996, v. 68, № 25, p. 3567.
3. I.Karpov, A.Franciosi, C.Taylor, J.Roberts, W.L.Gladfelter //Appl. Phys. Lett., 1997, v.71, № 21, p.3090.
4. T. W. Jang, W. Moon, J. T. Back, B. T. Ahn // Thin Solid Films, 1998, v. 333, p. 137.
5. В.М.Данильцев, С.А.Гусев, Ю.Н.Дроздов, О.И.Хрыкин, В.И.Шашкин, Б.М.Булычев //Поверхность, РСНИ, 1996, вып.1, с.36.
6. Современная кристаллография. Том 3. Образование кристаллов. А.А.Чернов, Е.И.Гиваргизов, Х.С.Багдасаров и др., М.; Наука, 1980.