

Формирование и исследование металлических нанобъектов 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 (АСМ), 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 диметилэтиламиналана (любезно предоставленного для экспериментов фирмой EPISTEM, 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

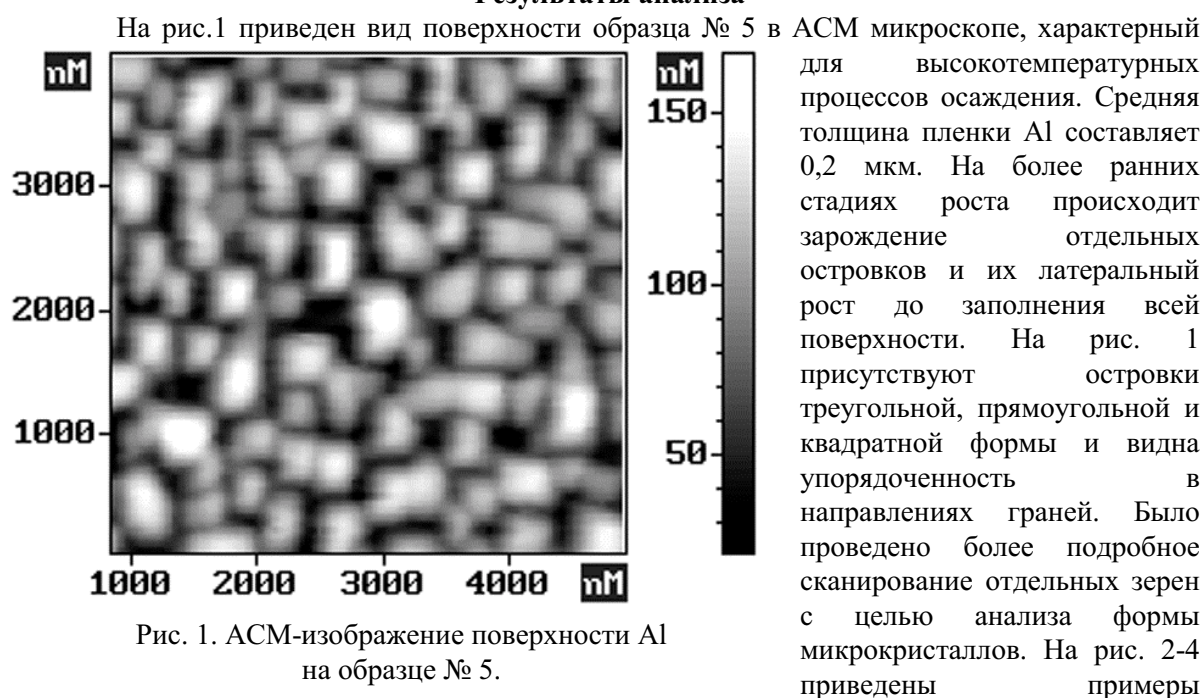


Рис. 1. АСМ-изображение поверхности Al на образце № 5.

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

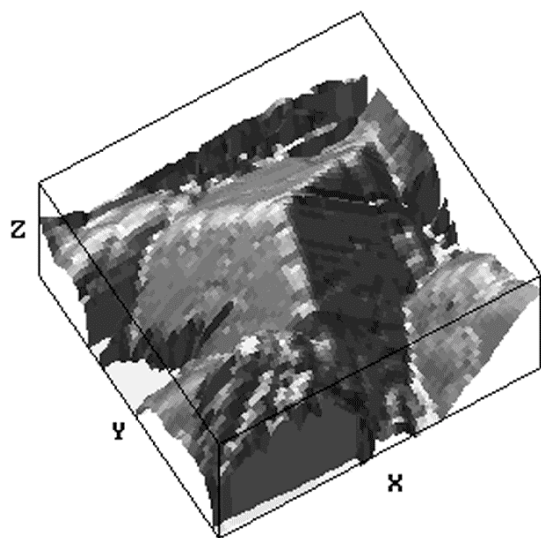


Рис. 2. Микрокристалл Al в виде тригональной пирамиды.

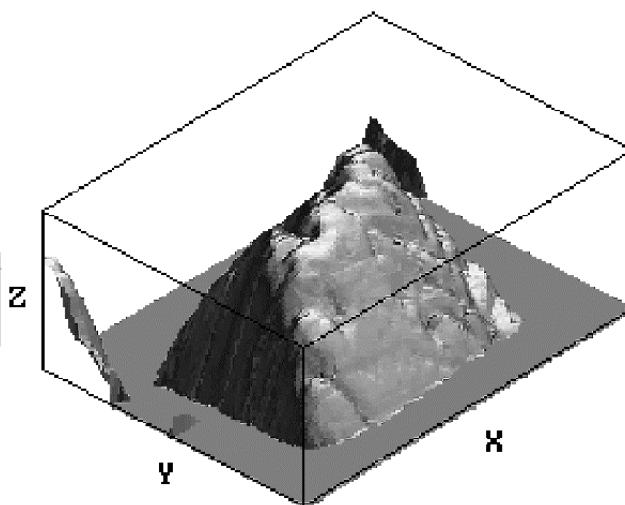


Рис. 3. Микрокристалл Al в виде двухскатной крыши.

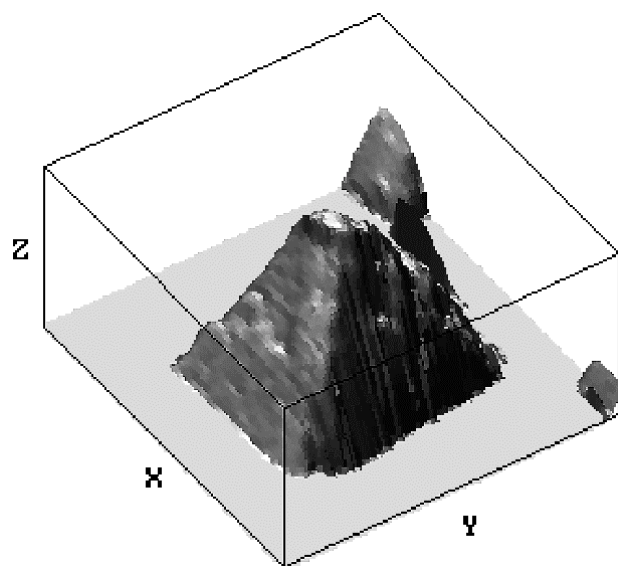


Рис. 4. Островок Al в виде пирамиды с квадратным основанием.

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 противоположных 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° и 45° , т.е. не обладает осью 4-го порядка.

Рентгенодифракционные спектры (Θ -2 Θ) и ϕ -сканирования свидетельствуют о присутствии во всех образцах текстур (111)Al и (100)Al а также эпитаксиального (110)Al двух ориентаций в плоскости слоя: $[001]\text{Al} \parallel [011]\text{GaAs}$ - основная, так называемая Al(110)R-ориентация [1-4], и дополнительная $[001]\text{Al} \parallel [0,1,-1]\text{GaAs}$. 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 мм^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

№	Т роста, °С	Толщина, нм	Q1	Q2	Q3	FWHM (311)Al, град.	n	Φ_b , 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.

$I(hkl)$ – пиковая интенсивность отражения (hkl).

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

n – фактор неидеальности барьера Шоттки.

Φ_b – 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 $a = 0,404$ нм. Диагональ $d[110] = 0,57$ нм хорошо согласуется с периодом решетки GaAs $a = 0,565$ нм. Поэтому геометрически наиболее выгоден вариант $(100)Al \parallel (100)GaAs$ 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 $(0,565^2/0,404^2)$, что приводит к формированию ненасыщенных связей Al и затрудняет эпитаксию Al(100) на чистой поверхности GaAs(100). В другом варианте $(110)Al \parallel (100)GaAs$ 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 $[1,-1,0]Al \parallel [0,-1,1]GaAs$, 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 $(111)Al$, $1,4 \cdot 10^{15}$ ат/см², далее $(100)Al$, $1,2 \cdot 10^{15}$ ат/см², и $(110)Al$, $0,9 \cdot 10^{15}$ ат/см².

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 поверхностей. Углы с поверхностью: $\angle(111),(100) \approx 54^\circ$, $\angle(111),(110) \approx 35^\circ$. 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 эшелонированием ступеней, направленных снизу вверх (вицинальность). На рис. 4 форма основания островка примерно квадратная, и такие островки на основе лишь АСМ-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 АСМ сопоставима с точностью прикладного гониометра 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 ρ объемного Al, поскольку в расчете ρ 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 твердотельных наноструктур".

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.