

Электронно-микроскопические исследования слоя алюминия, выращенного на вицинальной поверхности подложки арсенида галлия

© М.В. Ловыгин^{*†}, Н.И. Боргардт^{*}, И.П. Казаков⁺, М. Зайбт[•]

^{*} Национальный исследовательский университет „МИЭТ“,
124498 Москва, Зеленоград, Россия

⁺ Физический институт им. П.Н. Лебедева Российской академии наук,
19991 Москва, Россия

[•] IV. Physikalisches Institut, Universität Göttingen,
D-37077 Göttingen, Germany

(Получена 4 августа 2014 г. Принята к печати 25 августа 2014 г.)

Методами просвечивающей электронной микроскопии исследован тонкий слой Al, выращенный методом молекулярно-пучковой эпитаксии на разориентированной подложке GaAs(100). Электронографические данные, светлопольные, темнопольные и высокоразрешающие изображения позволили установить наличие в слое зерен Al трех ориентаций: Al(100), Al(110), Al(110)R. Особенности структуры границы между зернами различной ориентации и подложкой изучены с применением цифровой обработки высокоразрешающих изображений. На основе количественного анализа темнопольных изображений определены относительные доли и размеры зерен разных ориентаций. Установлено, что по сравнению со слоем, выращенным на сингулярной подложке, наличие атомных ступеней на ее поверхности обуславливает увеличение доли и размера зерен Al(110)R и уменьшение доли зерен Al(100).

1. Введение

Уникальные свойства полупроводниковых материалов на основе соединений $A^{III}B^V$ обеспечили им широкое применение в современной оптоэлектронике и при изготовлении сверхвысокочастотных приборов [1–4]. Формирование металлических слоев на поверхности таких материалов позволяет создавать омические контакты и контакты Шоттки, структура которых в течение продолжительного времени интенсивно изучалась [5–7]. В то же время такие слои продолжают оставаться в центре внимания в связи с новыми приборными применениями [8–10].

Система Al/GaAs(100) является одной из наиболее распространенных в различных приборных приложениях, прежде всего вследствие ее применения для формирования контактов Шоттки. Известно, что эпитаксиальный слой Al, выращенный методом молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ), состоит из кристаллических зерен различных размеров с ориентациями Al(100), Al(110) и Al(110)R. Факторами, определяющими долю и размер зерен той или иной ориентации, являются условия роста слоя, его толщина и состояние поверхности подложки, в том числе ее атомная реконструкция и наличие на ней атомных ступеней различной высоты [11–14].

При небольшом отклонении подложки от точной ориентации на ее так называемой вицинальной поверхности образуются упорядоченные наборы атомных ступеней и гладких террас. Подложки с такими поверхностями используются для улучшения качества выращиваемых

слоев и структур [15,16]. Для слоев Al, выращенных на подложке GaAs(100), в [12] было высказано предположение, что ее отклонение от точной кристаллографической ориентации должно способствовать росту зерен Al(110) и Al(110)R, но подавлять рост зерен Al(100). Оно было подтверждено в [17] на основе анализа поверхности слоя методом сканирующей туннельной микроскопии. Вместе с тем для выявления закономерностей роста слоя алюминия на вицинальной поверхности GaAs(100) необходимо дальнейшее изучение структуры зерен Al, их ориентации и сопряжения с подложкой.

Просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ) зарекомендовала себя как метод всестороннего экспериментального исследования структуры многослойных композиций [18,19], в том числе тонких приповерхностных пленок [20]. Она позволяет сочетать дифракционный анализ с возможностью получения электронно-микроскопических изображений с высоким пространственным разрешением, что дает возможность выявлять особенности сопряжения тонких слоев с материалом подложки на атомарном уровне.

В данной работе приводятся результаты всесторонних электронно-микроскопических исследований структуры тонкого слоя Al, выращенного методом МПЭ на вицинальной поверхности подложки GaAs(100), и выполняется их сравнение со случаем слоя, сформированного на сингулярной подложке [14]. Выполненные исследования позволили выявить влияние отклонения подложки от точной ориентации на островковую структуру слоя алюминия и закономерности сопряжения кристаллических решеток зерен Al и GaAs(100).

[†] E-mail: lemi@miec.ru

2. Материалы и методы

Исследуемая структура была выращена в установке МПЭ ЦНА-25 с твердыми молекулярными источниками. Использовалась подложка GaAs(100), разориентированная на 3° в направлении [110]. После обычной процедуры десорбции окисла выращивался буферный слой GaAs толщиной 0.5 мкм при температуре 630°C .

Для подавления образования As- или Ga-обогащенных прослоек на гетерогранице Al/GaAs состав поверхности подложки перед осаждением слоя Al приводился к стехиометрическому. Для этого после осаждения буферного слоя GaAs подложка охлаждалась до температуры $\sim 300^\circ\text{C}$ в потоке As, а затем после охлаждения источника As с помощью нескольких импульсных отжигов достигалась реконструкция поверхности (3×6).

Слой Al толщиной 45 нм выращивался при температуре $\sim 100^\circ\text{C}$ со скоростью 0.01 нм/с и фоновым давлением As менее 10^{-7} Па.

Структурные исследования полученных гетероструктур осуществлялись методами просвечивающей электронной микроскопии на приборах Philips CM30 и Philips CM200 FEG при ускоряющем напряжении 200 кВ. При их проведении выполнялся электронографический анализ, использовались светлопольные и темнопольные изображения с дифракционным контрастом образцов планарного сечения, позволяющие визуализировать отдельные зерна алюминиевого слоя, а также высокоразрешающие электронно-микроскопические изображения поперечных сечений, с помощью которых изучалась атомарная структура зерен Al и области их сопряжения с подложкой GaAs.

Для приготовления тонких фольг планарного и поперечного в проекции GaAs(011) сечений использовался традиционный метод, включающий механическую шлифовку и полировку образцов до толщины 30 мкм и их последующее финишное утонение пучком ионов Ar^+ с энергией 3 кэВ при угле падения 6° в установке PIPS Model 691 фирмы Gatan.

3. Экспериментальные результаты

3.1. Электронно-микроскопические исследования

В соответствии с литературными данными [12,14,17,21,22] эпитаксиальный слой алюминия, выращенный на подложке арсенида галлия, обычно имеет островковую структуру и содержит кристаллические зерна трех ориентаций, схематично показанные на рис. 1. Для зерен Al(100) оба эквивалентных направления Al[010] и Al[001] параллельны GaAs[011] и GaAs[011] соответственно. Зерна Al(110) и Al(110)R повернуты относительно друг друга на 90° , и для них только направление Al[001] параллельно соответствующему направлению GaAs(011) в подложке.

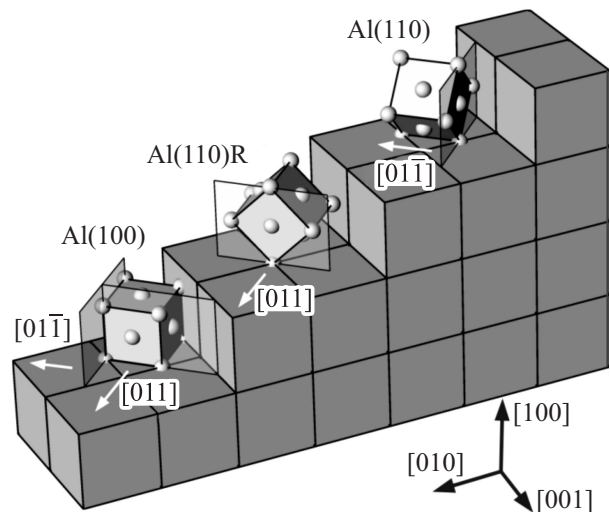


Рис. 1. Схематичное изображение зерен Al с различной ориентацией на вицинальной поверхности подложки GaAs(100). Стрелками показаны кристаллографические направления в подложке.

Электронограмма от образца планарного сечения, полученная при ориентации падающего электронного пучка вдоль направления GaAs[100], показана на рис. 2, а. Она состоит из сетки интенсивных рефлексов, возникающих при наложении дифракционных картин от подложки и от зерен слоя алюминия. Ее идентификация существенно упрощается, если принять во внимание возможные ориентации зерен Al, показанные на рис. 1.

Квадратом на электронограмме выделены рефлексy, соответствующие зернам Al(100). Однако вследствие параллельности плоскостей (001) и (010) зерен Al(100), плоскостей (001) зерен Al(110) и Al(110)R соответствующим плоскостям {011} подложки (см. рис. 1) и близости их межплоскостных расстояний вклад в интенсивность этих рефлексов вносят и другие отражения падающего электронного пучка. Например, отмеченный стрелкой рефлекс 1 на рис. 2, а образован отражениями $02\bar{2}_{\text{GaAs}}$, $00\bar{2}_{\text{Al(110)R}}$ и $0\bar{2}0_{\text{Al(100)}}$, рефлекс 2 — отражениями $00\bar{4}_{\text{GaAs}}$ и $0\bar{2}\bar{2}_{\text{Al(100)}}$, рефлекс 3 — отражениями $02\bar{2}_{\text{GaAs}}$, $00\bar{2}_{\text{Al(100)}}$, $00\bar{2}_{\text{Al(100)}}$.

Составной характер выделенных квадратом рефлексов на рис. 2, а не позволяет с помощью только одной электронограммы установить наличие зерен Al(100) в слое алюминия. Напротив, присутствие в нем зерен Al(110) и Al(110)R подтверждается группами рефлексов, отмеченных ромбами на рис. 2, а. Они повернуты относительно друг друга на 90° , что означает такой же пространственный разворот кристаллических решеток этих зерен в плоскости слоя, как это показано на рис. 1. При выборе соответствия группы рефлексов типу зерна учитывалось, что, согласно литературным данным [12,14], доля зерен Al(110)R обычно больше доли зерен Al(110). Следовательно, интенсивность рефлексов

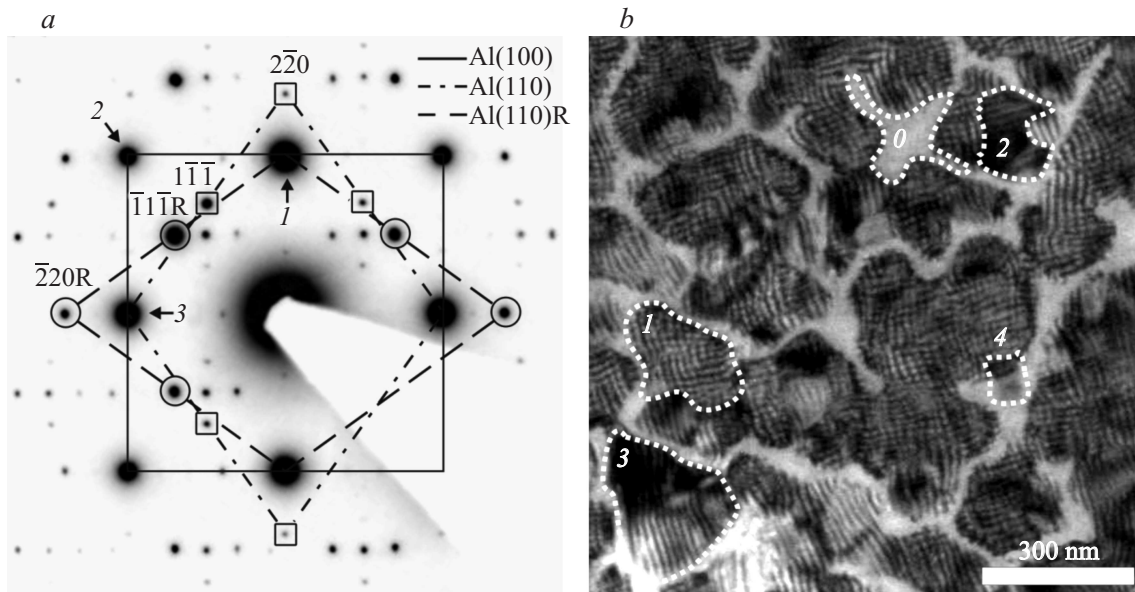


Рис. 2. Электронограмма образца планарного сечения вдоль оси зоны GaAs[100] (a) и соответствующее ей светлопольное изображение (b). На рис. a ромбами обозначены группы рефлексов, относящиеся к ориентациям Al(110)R и Al(110), кружками выделены рефлексы Al(110)R, квадратами — рефлексы Al(110), стрелки указывают на некоторые составные рефлексы (1–3).

при дифракции на зернах Al(110)R будет выше, чем на зернах Al(110).

Помимо рефлексов, обусловленных однократным отражением от кристаллических плоскостей зерен алюминиевого слоя и подложки, на электронограмме на рис. 2, a выявляются относительно слабые отражения, являющиеся результатом двойной дифракции [23]. Они обусловлены повторным рассеянием дифрагированного пучка, возникшего в одном из зерен Al, на нижележащем кристалле GaAs.

Светлопольная микрофотография, полученная при такой же ориентации образца, как на рис. 2, a, приведена на рис. 2, b. Из нее видно, что выращенный слой Al обладает островковой структурой, состоящей из зерен сложной формы, которые разделены светлыми областями (например, область 0).

На изображениях различных зерен Al выявляются три вида характерного муарового узора, возникающего вследствие упомянутой выше двойной дифракции падающего электронного пучка. Узор первого вида обусловлен двумерными осцилляциями интенсивности, которые происходят во взаимно перпендикулярных направлениях, как, например, для зерна 1 (рис. 2, b). Он возникает на изображениях зерен с ориентацией Al(100), поскольку в этом случае межплоскостные расстояния в подложке и материале слоя хорошо согласованы друг с другом вдоль направлений GaAs[011] и GaAs[01 $\bar{1}$]. Муаровые узоры двух других видов являются одномерными с периодическими изменениями интенсивности во взаимно перпендикулярных направлениях, как для зерен 2 и 3 на рис. 2, b. Зерна с таким узором принадлежат к ориентациям Al(110)R и Al(110). Для

них межплоскостные расстояния в подложке и растущем слое согласованы друг с другом только вдоль одного из направлений — GaAs[011] и GaAs[01 $\bar{1}$] соответственно.

Сделанные на основе электронографических данных выводы о возникновении муаровых узоров на светлопольном изображении подтверждаются сравнением экспериментальных и расчетных значений его периода, вычисленных для всех трех случаев. Согласно [23], при наложении кристаллических решеток GaAs и Al период муарового узора определяется выражением

$$D = \frac{d_{\text{GaAs}}d_{\text{Al}}}{|d_{\text{GaAs}} - d_{\text{Al}}|}, \quad (1)$$

где d_{GaAs} и d_{Al} — межплоскостные расстояния в GaAs и Al.

Для всех трех типов зерен плоскостями, ответственными за образование муарового узора, являются плоскости GaAs{022} и Al{002}, а соответствующие им межплоскостные расстояния равны 1.999 и 2.025 Å. Расчет по формуле (1) дает значение периода, равное 15.6 нм, которое хорошо согласуется с экспериментальным значением 16 ± 2 нм.

Отметим, что электронно-микроскопический контраст, а также период и направление осцилляций муарового узора внутри зерен на рис. 2, b могут быть непостоянны, что свидетельствует о локальном изгибе кристаллических плоскостей зерен или их некоторой разориентации относительно плоскостей подложки, которые могут быть обусловлены несовершенством ее поверхности. На изображении некоторых зерен узор может вовсе отсутствовать. Например, область 4 на рис. 2, b, имеющая темный контраст без муарового узора, на

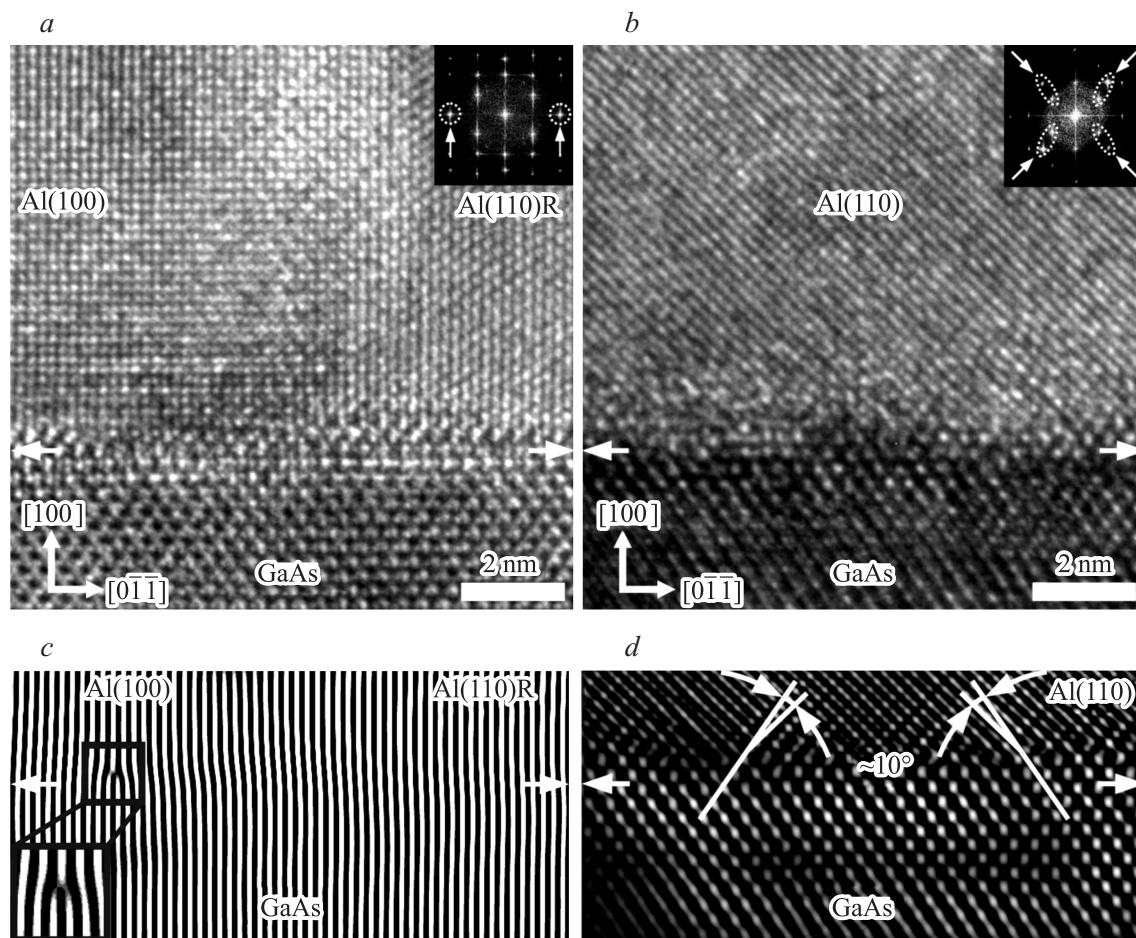


Рис. 3. Высокорастворяющее изображение зерен Al(100) и Al(110)R (*a*) и Al(110) (*b*) и соответствующие им изображения после фурье-фильтрации (*c* и *d*). На вставках на *a* и *b* показаны фурье-образы соответствующих высокоразрешающих изображений, а на *c* — увеличенный фрагмент изображения дислокации несоответствия в подложке. Белые стрелки позволяют совместить изображения на *a* и *c*, *b* и *d* друг с другом.

самом деле соответствует зерну Al(110), обозначенному как *I* на рис. 4, *b*. По-видимому, такие зерна имеют или малую толщину, или разориентированы относительно кристаллических плоскостей подложки, что приводит к исчезновению муарового узора. В светлых областях типа *0* на рис. 2, *b* слой на поверхности подложки или отсутствует, или имеет незначительную толщину.

Непосредственная визуализация зерен Al всех трех ориентаций может быть проведена с помощью высокоразрешающих электронно-микроскопических изображений, полученных от образца поперечного сечения и показанных рис. 3, *a* и *b*. Изображение в верхней левой части рис. 3, *a* соответствует зерну Al(100), а в правой части может относиться к зернам Al(110) или Al(110)R. Выбор в пользу зерна Al(110)R для изображения на рис. 3, *a* был сделан на основе того, что при проведении исследований поперечных сечений алюминиевого слоя таких зерен было обнаружено значительно больше, чем зерен с другой ориентацией, соответствующих Al(110) (рис. 3, *b*), как это и должно быть, согласно литератур-

ным данным. На рис. 3, *a* видна также область контакта зерен Al(100) и Al(110)R, в которой из-за прохождения электронного пучка через оба зерна формируется картина их перекрывающихся кристаллических решеток.

Полученные высокоразрешающие электронно-микроскопические изображения свидетельствуют о достаточно совершенной кристаллической структуре зерен выращенного алюминиевого слоя. Для определения закономерностей сопряжения зерен Al и подложки была выполнена фурье-фильтрация изображений на рис. 3, *a* и *b*. При ее проведении использовались рефлексы, которые указаны стрелками на фурье-образе, приведенных на вставках в изображения на рис. 3, *a* и *b*.

Для изображения на рис. 3, *a* фильтрация осуществлялась с использованием рефлексов, соответствующих плоскостям {002} зерен Al(100) и Al(110)R, которые на фурье-образе накладываются на рефлексы от плоскостей {022} подложки. На электронограмме на рис. 2, *a* этим плоскостям соответствует отмеченное стрелкой отражение *I*. Фильтрованное изображение, полученное после

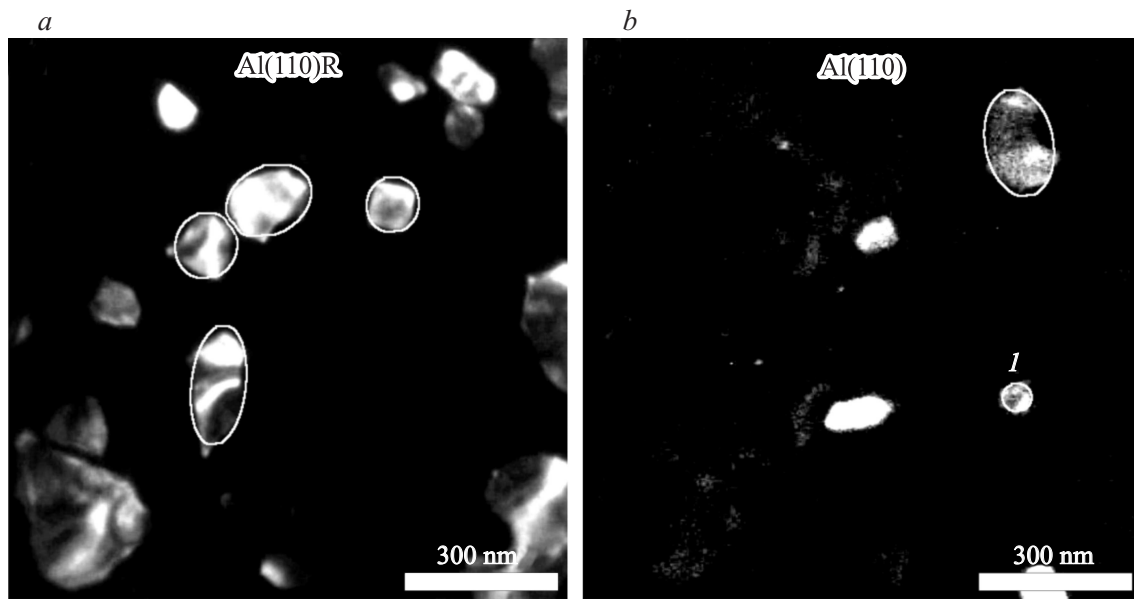


Рис. 4. Усредненные темнопольные изображения зерен Al(110)R (*a*) и Al(110) (*b*). На некоторые зерна наложены аппроксимирующие эллипсы, показанные белой линией.

обратного фурье-преобразования, показано на рис. 3, *c*. Из него видно, что в подложке под зернами Al(100) и Al(110)R формируются краевые дислокации несоответствия с вектором Бюргера $\frac{1}{4} [011]$, одна из которых показана на вставке на рис. 3, *c*. Измеренное среднее расстояние между дислокациями вдоль границы раздела составляет 15.2 нм, что хорошо согласуется с теоретическим значением 14.8 нм. В областях, свободных от дислокаций, плоскости $\{002\}$ зерен Al(100) и Al(110)R когерентно сопрягаются с плоскостями 022 подложки, как это видно на рис. 3, *c*.

Для изображения на рис. 3, *b* аналогичная процедура фильтрации проводилась в рефлексах от плоскостей $\{200\}$ зерен Al(110) и $\{111\}$ подложки, ее результат показан на рис. 3, *d*. Как видно из рисунка, имеется тенденция к замыканию атомных плоскостей зерен алюминия на часть плоскостей подложки арсенида галлия. Экспериментально измеренный угол между наборами этих плоскостей составляет около 10° (см. рис. 3, *d*), что согласуется с теоретическим значением, равным 9.7° .

Отметим, что из-за поворота кристаллической решетки зерен Al(110) относительно ориентации Al(110)R на 90° в плоскости слоя их сопряжение с подложкой в направлении, перпендикулярном плоскости рис. 3, *b*, по-видимому, происходит так же, как для зерен на рис. 3, *a* с образованием дислокаций несоответствия. Их вектор Бюргера должен быть перпендикулярен плоскости рисунка и равным $\frac{1}{4} [01\bar{1}]$.

Из визуального сравнения изображений границ между слоем и подложкой на рис. 3, *a* и *b* также видно, что граница между зернами Al(100) и подложкой наиболее гладкая, содержит меньше несовершенств, по сравнению с границей между подложкой и зернами Al(110) и

Al(110)R. Заметим также, что для некоторых зерен Al(100) и Al(110) была обнаружена небольшая, в пределах $0.5\text{--}1^\circ$, разориентация их кристаллических решеток относительно направления GaAs $[01\bar{1}]$, перпендикулярно плоскости рис. 3, *a* и *b*.

3.2. Количественная обработка темнопольных изображений

Хотя светлопольные изображения, подобные приведенному на рис. 2, *b*, позволяют выявить и различить зерна Al разных ориентаций, их использование для количественного определения доли зерен каждого вида является затруднительным вследствие непостоянства периода, направления и латеральной неоднородности муарового узора, контраст которого сильно зависит от локальной разориентации и толщины зерен (например, см. зерно 4 на рис. 2, *b*). Для этой цели более удобны темнопольные микрофотографии, которые получены с использованием одного из дифрагированных пучков, соответствующего зернам с определенной ориентацией, и вследствие этого позволяют выявлять зерна каждой ориентации отдельно друг от друга. Однако из-за локального изгиба образца, малости отдельных зерен и их частичной разориентации на одной темнопольной микрофотографии интенсивность на изображении некоторых зерен может быть низкой или распределяться неравномерно, в результате чего могут быть выявлены не все зерна. Поэтому для повышения достоверности процедуры визуализации зерен Al(110) и Al(110)R для каждого участка образца было получено по 6 темнопольных микрофотографий в рефлексах $\bar{1}\bar{1}\bar{1}$, $\bar{2}20$, $\bar{1}1\bar{1}$, $1\bar{1}\bar{1}$, $\bar{2}20$ и $1\bar{1}\bar{1}$, которые лежат на сторонах двух ромбов, показанных на рис. 2, *a*.

После совмещения этих микрофотографий друг с другом проводилось их цифровое усреднение с формированием изображений, подобных приведенным на рис. 4, *a* и *b*. Последние соответствуют той же области образца, что и светлопольная микрофотография на рис. 2, *b*.

Описанный подход позволил увеличить отношение сигнал/шум и однозначно визуализировать практически все зерна Al(110) и Al(110)R. Для зерен с ориентацией Al(100) его применение невозможно из-за наложения соответствующих им отражений на рефлексы подложки.

Для количественной обработки полученных усредненных темнопольных изображений проводилась операция их бинаризации [24]. Для этого с использованием графического редактора хорошо известной компьютерной программы обработки и анализа изображений ImageJ [25] каждое зерно выделялось замкнутым контуром, после чего всем точкам внутри контура присваивался белый цвет, а точкам вне контура — черный цвет. В результате такой обработки формировались черно-белые изображения, на которых белые области соответствовали зернам Al. Далее для каждой из двух групп зерен определялась их относительная доля в слое, оценивались средняя площадь и размеры зерен. Для проведения анализа использовались две серии усредненных темнопольных изображений, на которых были выявлены 120 зерен Al(110)R и 60 зерен Al(110).

Статистический анализ площадей зерен Al(110) и Al(110)R для каждой серии изображений заключался в нахождении среднего значения площади и соответствующего среднего квадратичного отклонения, которые представлены в табл. 1. При этом зерна, расположенные вблизи краев микрофотографий и касающиеся их границ, не учитывались.

Для получения данных о среднем размере зерен той или иной ориентации контур, ограничивающий каждое зерно, аппроксимировался эллипсом с использованием встроенной функции компьютерной программы ImageJ. Построение эллипса проводилось таким образом, чтобы его центральные моменты 2-го порядка, используемые для описания формы двумерных объектов [26], были равны соответствующим величинам для выделенной контуром области на изображении каждого зерна.

На рис. 4, *a* и *b* некоторые из построенных эллипсов наложены на изображения зерен. Из рисунков видно, что в целом такая аппроксимация является удовлетворительной для описания формы зерен и оценки их характерных размеров, в качестве которых выбирались длины большой и малой осей аппроксимирующих эллипсов. Средние значения размеров зерен Al(110) и Al(110)R, а также соответствующие средние квадратичные отклонения представлены в табл. 1.

Данные табл. 1 свидетельствуют о том, что размеры зерен изменяются в широком диапазоне значений, хотя зерна Al(110)R в среднем в 1.5 раза больше, чем Al(110). Сравнивая размеры зерен вдоль большой и малой осей аппроксимирующего эллипса, можно заключить, что

Таблица 1. Площади и характерные размеры зерен слоя Al

Тип зерна	Площадь зерна, мкм ²	Размер аппроксимирующего эллипса, нм	
		вдоль большой оси	вдоль малой оси
Al(110)	0.0066 ± 0.0056	111 ± 38	68 ± 30
Al(110)R	0.0170 ± 0.0148	173 ± 86	105 ± 44

Таблица 2. Размеры и относительные доли различных ориентаций Al по результатам данного исследования и работы [14]

Угол отклонения подложки	Al(100)	Al(110)		Al(110)R	
	Доля	Доля	Диапазон размеров, нм	Доля	Диапазон размеров, нм
3°	67%	6%	15–210	27%	50–500
0° [14]	80%	5%	30–200	15%	50–300

их форма в обоих случаях является приблизительно одинаковой.

Относительные доли зерен каждой ориентации вычислялись на основе соотношения

$$\rho = S_{Al}/(S - S'), \quad (2)$$

где S — общая площадь поверхности образца, S_{Al} — суммарная площадь зерен соответствующей ориентации на серии темнопольных изображений, а S' — суммарная площадь областей между зернами, подобных отмеченному участку θ на микрофотографии на рис. 2, *b*.

Значение S' вычислялось на серии светлопольных микрофотографий слоя, соответствующих темнопольным изображениям, путем выделения с помощью графического редактора участков изображения между зернами Al и составило величину, равную $S' \approx 0.15S$.

Доля зерен Al(100) была найдена в соответствии с выражением

$$\rho_{Al(001)} = 1 - \rho_{Al(011)} - \rho_{Al(011)R}. \quad (3)$$

Найденные значения относительных долей зерен представлены в табл. 2. Видно, что зерна Al(100) являются доминирующими в слое, а зерен Al(110) и Al(110)R содержится заметно меньше, причем доля Al(110)R больше, чем Al(110). Из сравнения с данными табл. 1 очевидна корреляция доли зерен в слое с их средними размерами таким образом, что с увеличением доли зерен их размеры также растут.

4. Обсуждение результатов

Результаты электронографического анализа и электроно-микроскопических исследований позволяют заклю-

чить, что тип и ориентация зерен в тонком слое Al, выращенном на вицинальной поверхности подложки GaAs, являются такими же, как при его росте на сингулярной поверхности [11–14,21,22].

Выявленные закономерности структуры границы раздела слоя Al и подложки для зерен Al(100) и зерен Al(110)R вдоль направления GaAs[011] с образованием дислокаций несоответствия согласуются с наблюдениями для зерен, выращенных на сингулярной поверхности GaAs [7,14]. Это означает, что наличие ступеней не оказывает влияния на дислокационную структуру системы Al/GaAs(100), формирующуюся вдоль направлений GaAs<011>. Обнаруженная в данной работе тенденция к замыканию части плоскостей {200} зерен Al(110) на плоскости {111} GaAs в целом выглядит естественной, если учесть сравнительно небольшую величину угла (около 10°) между этими наборами плоскостей, несмотря на примерно 40% различие в межплоскостных расстояниях. Кристаллографическая эквивалентность зерен Al(110) и Al(110)R позволяет предположить, что в направлении GaAs[011] структура границы раздела между подложкой и зерном Al(110) будет такой же, как для зерна Al(110)R на рис. 3, а, а между ней и зерном Al(110)R — аналогичной границе, показанной на рис. 3, б.

Хотя тип и ориентация зерен пленок алюминия, выращенных на вицинальной и сингулярной поверхностях подложки, остаются неизменными, доли зерен Al(100) и Al(110)R в этих случаях существенно отличаются друг от друга, как это видно из табл. 2. Это обусловлено формированием большого числа ступеней, среднее расстояние между которыми в направлении GaAs[010] при разориентации подложки на 3° составляет около 5 нм при условии их высоты в один атомный слой. Наличие ступеней инициирует рост зерен Al(110)R, рассогласование межплоскостных расстояний которых вдоль направления роста с расстояниями между соответствующими плоскостями в подложке составляет 1.3%. Для зерен с ориентацией Al(100) рассогласование вдоль направления роста близко к 40%. Поэтому их зарождение и рост вблизи атомных ступеней затрудняется, хотя он по-прежнему остается энергетически предпочтительным на участках подложки, удаленных от ступеней.

Общей характерной особенностью слоев, выращенных на сингулярных и вицинальных поверхностях, является доминирование зерен Al(110)R над зернами Al(110) (см. табл. 2), несмотря на их кристаллографическую эквивалентность. Это различие может быть связано с анизотропией поверхности GaAs(100) [13,14], возникающей из-за направленности связей As на поверхности подложки вдоль направления GaAs[011].

Из табл. 2 также следует, что зерна Al(110)R, выращенные на вицинальной поверхности подложки, могут иметь большие размеры, чем при их росте на сингулярной подложке. Размеры зерен Al(110) в обоих случаях лежат в примерно одинаковом диапазоне значений.

5. Заключение

Тонкий слой Al, выращенный на отклоненной на 3° подложке GaAs(100), исследован электронно-микроскопическими методами с применением электронографического анализа, светлопольных и темнопольных и высоко-разрешающих изображений. Установлено, что он имеет островковую структуру и состоит из кристаллических зерен трех типов с ориентациями Al(100), Al(110) и Al(110)R. Атомные плоскости (001) и (010) зерен Al(100), (001) зерен Al(110) и Al(110)R параллельны соответствующим плоскостям GaAs{011} и сопрягаются с ними с образованием дислокаций несоответствия. Наличие таких дислокаций непосредственно продемонстрировано с помощью фурье-фильтрации высокоразрешающих электронно-микроскопических изображений.

На основе компьютерной обработки темнопольных изображений были определены средняя площадь и размеры зерен Al(110) и Al(110)R, а также относительная доля всех зерен в слое. Установлено, что их форма примерно одинакова, однако средние размеры зерен Al(110)R примерно в 1.5 раза больше, чем зерен Al(110). Сравнение доли зерен с различной ориентацией показывает, что в слое доминируют зерна Al(100), составляя ~ 67% от их общего числа, что обусловлено когерентным сопряжением с образованием дислокаций несоответствия их атомных плоскостей с плоскостями подложки в двух направлениях — GaAs[011] и GaAs[110]. Атомные плоскости зерен Al(110)R и Al(110) когерентно согласуются с подложкой только вдоль одного направления, и их доля составляет ~ 27 и ~ 6% соответственно.

Сравнением с литературными данными [14] установлено, что при росте слоя Al на вицинальной поверхности подложки доля зерен Al(110)R увеличивается по сравнению с сингулярной поверхностью. Это обусловлено наличием ступеней, подавляющих рост зерен с ориентацией Al(100) вследствие большого рассогласования межплоскостных расстояний таких зерен и подложки в направлении роста и инициирующих формирование зерен Al(110)R, атомные плоскости которых хорошо согласуются с плоскостями GaAs(100) вдоль этого направления.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки России в рамках базовой части государственного задания образовательным организациям высшего образования в сфере научной деятельности и с использованием оборудования ЦКП „Диагностика и модификация микроструктур и нанобъектов“.

Список литературы

- [1] Ж.И. Алфёров. ФТП, **32**, 3 (1997).
- [2] Ж.И. Алфёров, В.М. Андреев, В.Д. Румянцев. ФТП, **38**, 937 (2004).

- [3] J.P. Reithmaier. In: *Nanostructured Materials for Advanced Technological Applications*, ed. by J.P. Reithmaier, P. Petkov, W. Kulisch and C. Popov (Dordrecht, Springer, 2008) p. 447.
- [4] R.R. LaPierre, A.C.E. Chia, S.J. Gibson, C.M. Haapamaki, J. Boulanger, R. Yee, P. Kuyanov, J. Zhang, N. Tajik, N. Jewell, K.M.A. Rahman. *Phys. Status Solidi RRL*, **7**, 815 (2013).
- [5] B.L. Sharma. *Metal-semiconductor Schottky barrier junctions and their applications* (N.Y., Plenum Press, 1984).
- [6] W. Mönch. *Electronic Structure of Metal-Semiconductor Contacts* (Dordrecht, Springer Netherlands, 1990).
- [7] Z. Liliental-Weber, E.R. Weber, N. Newman. In: *Contacts to semiconductors: fundamentals and technology* ed. by L.J. Brillson. (Park Ridge, Noyes Publications, 1993) p. 416.
- [8] J.-S. Huang, V. Callegari, P. Geisler, C. Brüning, J. Kern, J.C. Prangma, X. Wu, T. Feichtner, J. Ziegler, P. Weinmann, M. Kamp, A. Forchel, P. Biagioni, U. Sennhauser, B. Hecht. *Nat. Commun.*, **1**: 150 (2010).
- [9] Y.-J. Lu, J. Kim, H.-Y. Chen, C. Wu, N. Dabidian, C.E. Sanders, C.-Y. Wang, M.-Y. Lu, B.-H. Li, X. Qiu, W.-H. Chang, L.-J. Chen, G. Shvets, C.-K. Shih, S. Gwo. *Science*, **337**, 450 (2012).
- [10] S.-W. Lin, J.-Y. Wu, S.-D. Lin, M.-C. Lo, M.-H. Lin, C.-T. Liang. *Jpn. J. Appl. Phys.*, **52**, 045 801 (2013).
- [11] J. Massies, J. Chaplart, N.T. Linh. *Sol. St. Commun.*, **32**, 707 (1979).
- [12] P.M. Petroff, L.C. Feldman, A.Y. Cho, R.S. Williams. *J. Appl. Phys.*, **52**, 7317 (1981).
- [13] G. Landgren, R. Ludeke, C. Serrano. *J. Cryst. Growth*, **60**, 393 (1982).
- [14] C.J. Kiely, D. Cherns. *Phil. Mag. A*, **59** (1), 1 (1989).
- [15] S.B. Samavedam, E.A. Fitzgerald. *J. Appl. Phys.*, **81**, 3108 (1997).
- [16] Y. Sun, K. Li, J. Dong, X. Zeng, S. Yu, Y. Zhao, C. Zhao, H. Yang. *J. Mater. Sci. Mater. Electron.*, **25**, 581 (2014).
- [17] Y.S. Luo, Y.-N. Yang, J.H. Weaver, L.T. Florez, C.J. Palmstrøm. *Phys. Rev. B*, **49** (3) (1994).
- [18] F. Ernst, M. Rühle. *High resolution imaging and spectrometry of materials* (Berlin, Springer Verlag, 2003) p. 69–118.
- [19] A. Rosenauer. *Transmission Electron Microscopy of Semiconductor Nanostructures: Analysis of Composition and Strain State* (Berlin, Springer Berlin / Heidelberg, 2003).
- [20] Л.М. Сорокин, Л.П. Ефименко, А.Е. Калмыков, Ю.И. Смолин. *ФТП*, **46**, 953 (2003).
- [21] R. Ludeke, L.L. Chang, L. Esaki. *Appl. Phys. Lett.*, **23**, 201 (1973).
- [22] Y. Cho, P.D. Dernier. *J. Appl. Phys.*, **49**, 3328 (1978).
- [23] П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон, Д. Пэшли, М. Уэлан. *Электронная микроскопия тонких кристаллов* (М., Мир, 1968) гл. 15, с. 363.
- [24] Р. Гонсалес, Р. Вудс. *Цифровая обработка изображений* (М., Техносфера, 2005) с. 756.
- [25] <http://rsb.info.nih.gov/ij/index.html>
- [26] A.K. Jain. *Fundamentals of Digital Image Processing* (N.Y., Random House, 1989) p. 394.

Редактор Т.А. Полянская

Electron microscopy studies of an aluminum layer grown on a vicinal surface of gallium arsenide substrate

M.V. Lovygin*, N.I. Borgardt*, I.P. Kazakov⁺, M. Seibt[•]

* National Research University of Electronic Technology, 124498 Moscow, Zelenograd, Russia
⁺ P.N. Lebedev Physical Institute, Russian Academy of Sciences, 119991 Moscow, Russia

[•] IV. Physikalisches Institut, Universität Göttingen, D-37077 Göttingen, Germany

Abstract A thin Al layer grown by molecular beam epitaxy on a GaAs(100) vicinal substrate has been studied by transmission electron microscopy methods. Analysis of the diffraction pattern, bright-field, dark-field and high-resolution images has revealed Al domains of three orientations, namely Al(100), Al(110), Al(110)R. Peculiarities of the interface structure between the domains and the substrate have been studied by means of digital processing of the high-resolution images. Using quantitative analysis of the dark-field images relative contents of the domains in the layer and their sizes have been determined. By comparison with the formerly studied layer grown on a singular GaAs(100) substrate, it is found that the atomic steps on its surface causes an increase of the content and the size of the Al(110)R and a decrease of the Al(100) domain content.