

МИКРОСТРУКТУРА ОСТРОВКОВЫХ ПЛЕНОК Al НА Si(111) ПРИ МАГНЕТРОННОМ НАПЫЛЕНИИ: ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПОДЛОЖКИ

© 2024 г. А. А. Ломов^{1, *}, Д. М. Захаров¹, М. А. Тарасов²,
А. М. Чекушкин², А. А. Татаринцев¹, А. Л. Васильев³

¹Физико-технологический институт им. К.А. Валиева Российской академии наук, Москва, Россия

²Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова Российской академии наук, Москва, Россия

³НИЦ “Курчатовский институт”, Москва, Россия

*E-mail: lomov@ftian.ru

Поступила в редакцию 05.03.2024 г.

После доработки 25.04.2024 г.

Принята к публикации 25.04.2024 г.

Представлены результаты структурных исследований островковых пленок Al толщиной 20–50 нм, сформированных магнетронным распылением на подложках Si(111) в среде аргона при давлении $6 \cdot 10^{-3}$ мбар и температуре от 20 до 500°C. Исследования морфологии и микроструктуры пленок проведены методами XRD, SEM, EDS и TEM. Установлено, что большинство островков представляют собой кристаллиты Al {001} и Al {111} с размерами 10–100 нм, по-разному сопряженными с Si(111). При комнатной температуре подложки на ней эпитаксиально формируются только кристаллиты Al {001}. Эпитаксиальный рост кристаллитов Al {111} начинает преобладать с увеличением температуры подложки выше 400°C. Показано влияние температуры подложки Si(111) на процесс эпитаксии кристаллитов, динамику их формы и структурное совершенство. Установлено, что эпитаксиально связанные с подложкой кристаллиты испытывают для Al {001} и Al {111} деформацию $\varepsilon = 7 \cdot 10^{-3}$ и $\varepsilon = -2 \cdot 10^{-3}$ соответственно. Показано, что в островковых пленках Al на Si(111) зависимость количества центров кристаллизации и скорость роста частиц от температуры переохлаждения согласуются с Зонной моделью кристаллизации. В то же время наблюдается смещение характерных температур для границ зон из-за свойств подложки. Это надо учитывать при инженерии морфологии поверхности и структурного совершенства кристаллитов в островковых магнетронных пленках Al.

Ключевые слова: алюминий, кремний, магнетронное распыление, эпитаксия, морфология, микроструктура, рентгеновская дифракция, РЭМ и ПЭМ микроскопия

DOI: 10.31857/S0544126924040063

1. ВВЕДЕНИЕ

Благодаря своим физическим свойствам алюминий находит применение в различных приложениях оптоэлектроники, микроэлектроники [1–3], солнечной энергетики [4, 5], микро- и наномеханике [6] и сверхпроводящих устройствах [7–9]. Стоит отметить, что интерес представляют не только традиционно используемые наноразмерные пленки алюминия (отражающие покрытия, интегральные цепи, контакты, вентили), а также алюминиевые кристаллиты в качестве затравок для формирования поликремния [10] и наночастицы [11]. Мольденные структуры Al-Si формируют для изучения фундаментальных свойств на границе сверхпроводник-полупроводник [12, 13]. Такое разнообразное применение алюминия требует развитие старых ростовых методов и создание новых методик

для формирования как монокристаллических, так и островковых пленок [10, 11]. Несмотря на уже имеющиеся ростовые модели [14, 15] использование различных термодинамических условий при росте пленок, а также большое количество параметров, не позволяют заранее однозначно предсказать их свойства. Механические, электрические, оптические свойства пленок алюминия определяются их составом, морфологией поверхности и микроструктурой. Среди различных методов получения тонких пленок на различных подложках магнетронное распыление занимает особое место благодаря удобству формирования многослойных систем и приборных структур. Было показано [16], что методом магнетронного распыления можно управлять свойствами пленок алюминия на поверхности подложек Si(111), формируя на их поверхности при температуре 400°C

островковые гомобуферные Al слои. Хорошо известно [17], что при этих температурах предел растворимости и диффузия Si в Al по сравнению с алюминием резко возрастает. Это приводит к потере резкой границы между пленкой и подложкой из-за формирования в пленке пустот и преципитатов (*Kirkedall effect* [18]). Наличие такого слоя повлияет на фундаментальные свойства наноразмерных пленок и структур на их основе. Особенно это важно для сверхпроводящих пленок. Такой неоднородный по плотности переходной слой, например, изменит зарядовую плотность на границе с подложкой и создаст дополнительное рассеяние электронов проводимости. Вопрос о резкости границы между подложкой кремния и кристаллитами алюминия связан с использованием таких структур в различных приложениях: контакты в СБИС, сверхпроводящие высококачественные резонаторы, СВЧ генераторы и усилители, болометры, а также вентили в квантовых устройствах. Естественно, что размытие границы между подложкой кремния и пленкой алюминия и формирование в ней структурных дефектов может снизить эффективность создаваемых приборов.

Возможность эпитаксиальной связи между кремнием и алюминием для получения резкой границы между ними и атомарно гладкой поверхности пленки продолжает оставаться ключевым вопросом в развитии технологии магнетронного распыления. В первую очередь к основным ростовым условиям нужно отнести используемые материалы подложки и пленки, фазовое состояние подложки и ее кристаллографическую ориентацию, температуру подложки, чистота и гладкость поверхности подложки, рабочее давление плазмы, остаточное давление газа в камере, энергия атомов и скорость их осаждения. Большое значение на микроструктуру формируемых пленок будут оказывать поля деформации, создаваемые поверхностными атомами подложки. Наличие такого ориентирующего влияния подложки на адатомы приводит к явлению эпитаксии [19].

Обычно при магнетронном распылении происходит островковый рост поликристаллической пленки алюминия по методу Вольмера-Вебера [20]. На пути достижения основной цели — получение атомарно гладкой пленки алюминия желательнее сформировать хорошо текстурированную квазиэпитаксиальную пленку, состоящую из кристаллитов большого размера. Процесс кристаллизации, как указывал Д.К. Чернов и экспериментально показал Г. Тамман [21], может быть количественно описан через размер кристаллитов $d \sim V_g/N_n$, где скорость их роста $V_g(\Delta T)$ и число зародышей $N_n(\Delta T)$ определяется величиной переохлаждения подложки относительно температуры плавления $\Delta T = T_{пл} - T_p$. Это положение нашло подтверждение в работах Мовчана и Демчишина [22], предложивших на основе анализе экспериментальных данных Зонную модель кристаллизации (ЗМК). В модели ЗМК в зависимости

от отношения величин температур роста и плавления T_g/T_m вводятся зоны и их границы [15, 22–24]. Согласно ЗМК микроструктура островковых пленок определяется принадлежностью соответствующей зоне. Развивая ЗМК, Thornton [25] добавил четвертую переходную зону “Т”. Температуры границы зон определены на основе анализа реальной структуры сплошных пленок и зависят от метода их формирования [23]. В модели ЗМК пленки с выраженной текстурой формируются во второй зоне, а большие кристаллиты с различной границей в третьей зоне. Значение температуры для границ зон весьма условное. Например, выращенные в равных условиях на подложках Si(111) с различной морфологией поверхности пленки Al имеют отличающуюся текстуру и механические свойства [16] и, в принципе, должны относиться к разным зонам. Несмотря на существующие общие закономерности при формировании кристаллитов процесс их роста с учетом дополнительно вовлекаемых физических явлений не поддается моделированию при формировании сплошных пленок. Зачастую в литературе приводятся результаты исследования пленок с констатацией условий роста, но без анализа их влияния на сам процесс.

При магнетронном распылении металлов и, в частности, алюминия на поверхности подложки формируется поликристаллическая пленка [26]. Для металлов с ГЦК решеткой в большинстве случаев формируются текстурированная пленка, кристаллиты которой преимущественно ориентированы по нормали к поверхности подложки осями [111] [23–26]. Монокристаллические пленки Al(111) на подложке Si(111) авторами [19] были выращены методом МВЕ несмотря на 25.3% различие в параметрах кристаллической решетки Al ($a = 0.405$ нм) и Si ($a = 0.543$ нм) при комнатной температуре. Появление такой возможности аккомодации двух структур на границе (111) связывают с совпадением каждого третьего атома кремния с четвертым атомом алюминия. В таком случае “несоответствие” решеток составляет всего 0.6%. Рост эпитаксиальных кристаллитов Al(001) на подложке Si(111) тоже вероятен и наблюдался в [27, 28]. Необходимо отметить, что для элементов с кубической структурой огранка кристаллитов плоскостями {001} на начальных этапах роста является предпочтительной [29]. Формирование структурно совершенных кристаллитов определяется процессами поверхностной и объемной диффузии адатомов. Большая диффузионная длина способствует ступенчатому росту кристаллических плоскостей, заполнению вакансионных потенциальных пустот по мере их образования из остаточных газов, присутствующих в вакуумной системе. За счет объемной диффузии адатомы достигают своего равновесного положения в решетке кристаллита. Рост и ориентация кристаллитов определяется комплексом процессов сопровождающих поверхностную диффузию осаждающихся адатомов.

Отметим, что зарождение и рост кристаллита сопровождается формированием у него, а также на межфазной границе с подложкой различных структурных дефектов. В первую очередь для выбранных материалов диффузия адатомов зависит от их энергии (метод роста), энергии активации поверхности подложки (температура, деформация приповерхностного слоя) [14, 15, 23, 29].

Более глубокое понимание влияния температуры на морфологию и микроструктуру островковых пленок может быть получено при исследовании свободно стоящих кристаллитов на начальном этапе их роста. Настоящая работа посвящена исследованию влияния температуры подложки Si(111) на микроструктуру кристаллитов и межфазных границ тонких островковых пленок Al, полученных при магнетронном распылении.

2. ЭКСПЕРИМЕНТ

Образцы тонких островковых пленок Al на стандартных подложках Si(111) толщиной 350 мкм были получены на установке магнетронного распыления (Kurt J. Lesker Company Ltd., Germany) в режиме разряда на постоянном токе и мощности 500 Вт. Отклонение кристаллических плоскостей (111) от поверхности подложки составляло 3.5 градуса. Использовалась мишень алюминия с чистотой 99.995%. Перед нанесением пленок подложки Si(111) подвергались очистке в ультразвуковой ванне в среде ацетона. Остатки загрязнений смывались дистиллированной водой. Затем подложки отправлялись в камеру напыления, где на них осаждалась пленка алюминия. Формирование пленок проходило при различных температурах подложек: 20, 200, 400 и 500°C. Скорость и время осаждения частиц алюминия на подложку составляли 0.2 нм/с и 100 с, соответственно. Остаточное давление газа в ростовой камере зависело от ростовой температуры и равнялось $(2-4.5) \cdot 10^{-7}$ мбар. Процесс осаждения пленок Al проходил в атмосфере аргона при давлении $6 \cdot 10^{-3}$ мбар.

Морфология, микроструктура и состав пленок Al были изучены методом электронной микроскопии в режимах SEM, EDS, TEM, STEM, RHEED и рентгеновской дифрактометрии XRD. Кривые дифрактометрии XRD были получены на рентгеновском дифрактометре SmartLab (9 кВт, СВО-оптика, CuK α излучение) в геометрии параллельного пучка. Запись дифрактограмм в режиме $\omega/2\theta$ сканирования выполнялась с установленной перед окном детектора щелью Соллера 0.114°.

Электронно-микроскопические изображения кристаллитов пленок были получены при ускоряющем напряжении в 200 кВ на просвечивающем/сканирующем электронном микроскопе Osiris (ThermoFisher Scientific, США), оснащенный высокоугловым темнопольным детектором (Fischione,

США) и системой энергодисперсионного рентгеновского микроанализа SuperX (Bruker, США). Изображения поверхности пленок и сколов образцов получены на сканирующем микроскопе – Carl Zeiss Ultra 55, оборудованным энергодисперсионным спектрометром Oxford Instrument INCA X-act (EDS).

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

3.1. SEM микроскопия

Изображения поверхности полученных магнетронных пленок Al/Si(111) в зависимости от температуры подложки в процессе распыления показаны на рис. 1, а–г. Морфология поверхности образцов демонстрирует сильную зависимость от температуры формы, размера и взаимного расположения островков в пленке.

При обсуждении данных электронной микроскопии будем считать, что количество алюминия, распыленного на подложку постоянно и десорбции нет. На рис. 1, а видно, что пленка TA6–1 толщиной 22 нм (табл. 1), выращенная при комнатной температуре, состоит из плотно прилегающих друг к другу островков. В них присутствуют редкие пустоты в виде отверстий со средним диаметром 20 нм или полосок длиной до 70 нм. Вид пленки показывает, что при выбранных условиях распыления и температуре переохлаждения $\Delta T = 640^\circ\text{K}$ ($T_s/T_m = 0.3$) атомы малоподвижны, равномерно распределены по поверхности образца и формируют сплошную пленку. Этот вывод находится в соответствии с Зонной моделью кристаллизации при значительном переохлаждении. Большого количества центров кристаллизации и их равномерного роста образованы островки со средним размером 20 нм и разнообразными формами. Форма островков на поверхности пленки каплеобразная. При росте пленки TA6–2 величина температуры переохлаждения была уменьшена до $\Delta T = 440^\circ\text{K}$, что соответствует величине $T_s/T_m = 0.5$. Увеличение коэффициента поверхностной диффузии с температурой должно приводить к увеличению скорости роста островков в пленке, что и наблюдается на рис. 1, б. Толщина пленки возросла до $h_z = 46$ нм. Хорошо видно, что несмотря на стационарный поток ионов алюминия на подложку уменьшилось количество центров кристаллизации при одновременном увеличении размеров островков. Кроме крупных островков наблюдаются островки меньшего размера. Распределение островков по размерам соответствует бимодальному распределению. Вокруг этих основных кристаллитов располагается пустое диффузионное поле, образованное уходом из него адатомов алюминия на растущие грани. Островки с симметричными относительно нормали к поверхности гранями являются отдельными кристаллитами. Подобные результаты роста

Таблица 1. Средние размеры кристаллитов (D), островков (S_x , L_x) и толщины h_z пленки Al/Si(111) в зависимости от температуры распыления

Образцы, температура роста	Размер кристаллитов D , нм (XRD)			Размер островков, нм (SEM)		
	(111)	(200)	(220)	$\langle S_x \rangle$, (малые островки)	$\langle L_x \rangle$, (основные островки)	$\langle h_z \rangle$ (толщина пленки)
ТА6–1, 20°C	8	23	20	15±5	20±10	22±2
ТА6–2, 200°C	14	25	–	30±10	130±30	46±4
ТА6–3, 400°C	18	21	11	15±5	70±20	25±4
ТА6–4, 500°C	19	16	7	13±5	70±25	38±4

больших частиц Al при $T = 500^\circ\text{K}$ наблюдались в [30]. Ярко выраженные грани этих островков свидетельствуют о достаточно высокой концентрации атомов при их росте. Напротив, вблизи крупных островков с округлостями, по-видимому, концентрация атомов алюминия была недостаточна для роста граней или проходила десорбция атомов с их поверхности. Большой латеральный L_x размер кристаллитов с пустотами между ними и возросшая толщина h_z пленки свидетельствует о формировании тонкой пленки с неоднородной плотностью на границе с подложкой. Это обстоятельство должно значительно повлиять на ее физические свойства.

Пленки алюминия образцов ТА6–3 (рис. 1, в) и ТА6–4 (рис. 1, г) распылены при температуре переохлаждения 260°C ($T_s/T_m = 0.7$) и 160°C ($T_s/T_m = 0.8$), соответственно. Согласно Зонной модели роста [22–25] островки в этих пленках

должны представлять собой кристаллиты с различно ориентированными и равномерно развитыми гранями. Толстые пленки, выращенные при этих условиях должны быть менее текстурированы. SEM изображения поверхности этих пленок показывают, что распределение их островков по размерам, за небольшим исключением, мало отличается. Толщины пленок ТА6–3 и ТА6–4 равны 25 и 38 нм, соответственно. В этих пленках можно выделить маленькие (S), основные (L) и крупные (B) островки (рис. 1, в). Средний размер L островков равен 70 нм. Детальный анализ изображений на рис. 1, в, г показывает, что пленка образца ТА6–4, распыленная при меньшей температуре переохлаждения, имеет меньшую плотность. На ней повторяется “эффект” формирования диффузионного поля вокруг крупных островков (рис. 1, б). Дополнительным аргументом меньшей плотности

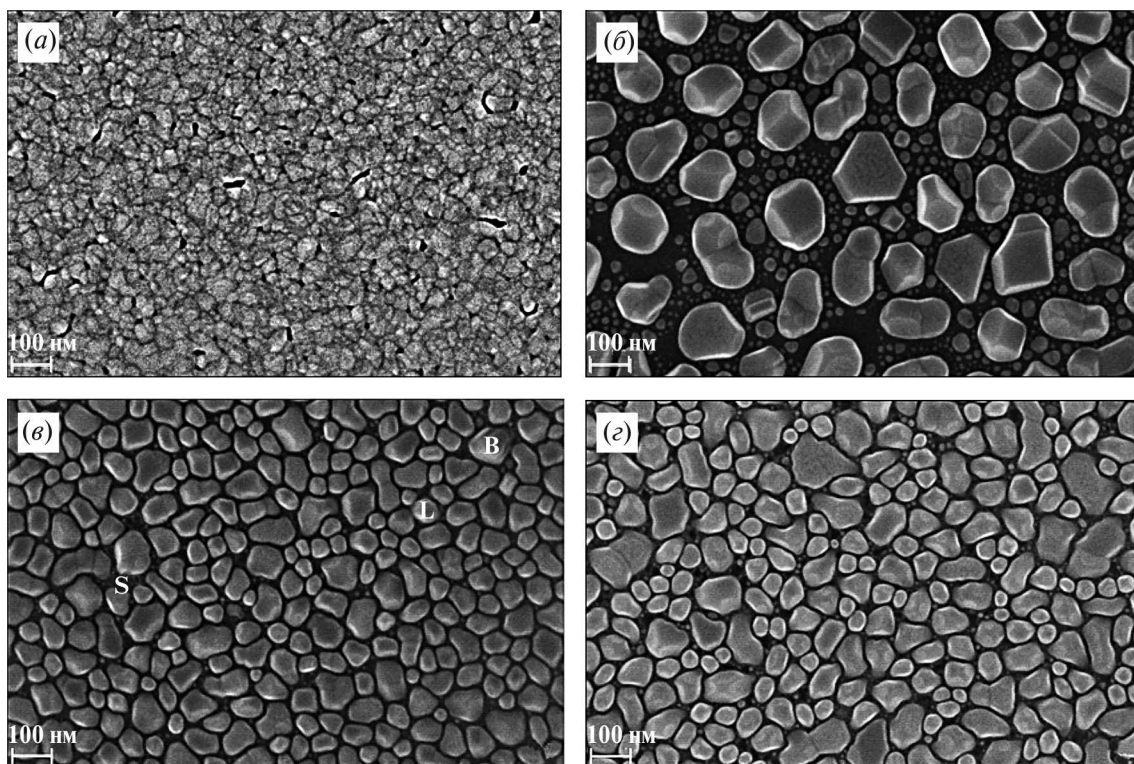


Рис. 1. SEM изображения поверхности магнетронных пленок Al со средней толщиной 20–50 нм, сформированных при стационарном режиме на подложке Si(111) при температуре: 20 (а), 200 (б), 400 (в) и 500°C (г). Буквами B, L и S (в) отмечены кристаллиты с характерными размерами.

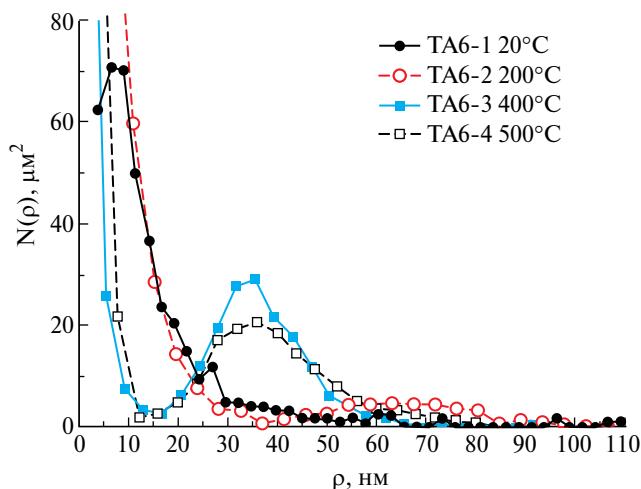


Рис. 2. Распределение числа $N(\rho)$ островков Al на подложке Si(111) от величины радиуса ρ круга с площадью, равной площади островка на SEM изображении.

пленки относительно образца TA6–3 может служить увеличение ее толщины в 1.5 раза при сохранении времени распыления.

На рис. 2 представлены латеральные распределения $N(\rho)$ островков по радиусам ρ эквивалентных площадей в виде круга. Кривые распределения получены с помощью программы Gwyddion v2.60 (<http://gwyddion.net/>), позволяющей провести статистическую обработку изображений как отдельных островков, так и слипшихся. Для отдельных островков Al в пленках образцов TA6–2, 3 и 4 распределение $N(\rho)$ формировалось на основе усреднения семейства кривых распределения по “пороговому значению” с шагом 4 нм. Распределение $N(\rho)$ для пленки образца TA6–1 получено с помощью увеличения контрастности изображения в режиме “сегментации” с шагом 2.5 нм.

3.2. Рентгеновская дифрактометрия

Микроструктура пленок исследуемых образцов была изучена на основе рентгеновских дифрактограмм, представленных на рис. 3, а–г. На каждом рисунке представлены две дифрактограммы, записанные без (1) и с учетом точной (2) настройки подложки на дифракционное отражение Si(111). Напомним, что брэгговские пики или hkl отражения на дифрактограммах появляются только тогда, когда нормаль к кристаллической плоскости островка, матрицы подложки лежит в плоскости дифракции. Плоскость дифракции образуется векторами падающей и отраженной рентгеновской волны. При стандартной схеме $\omega/2\theta$ записи дифрактограммы в детектор попадает брэгговское отражение от рассеивающей частицы, кристаллические плоскости которой параллельны поверхности образца. При исследовании порошков или обычной поликристаллической пленки всегда находятся удовлетворяющие этому требованию кристаллиты. Если путем

наклона образца вывести нормаль к выбранной кристаллической плоскости частицы из плоскости дифракции, то детектор не зарегистрирует дифракционный сигнал. Такое же рассуждение относится и брэгговскому отражению от кристаллических плоскостей (111), отклоненных от поверхности подложки Si. Положение образца, при котором наблюдается максимальное отражение Si(111) от подложки соответствует его точной настройке (2) или выравниванию (aligning). Поэтому на дифрактограммах в зависимости от степени выравнивания подложки или островков пленки соответствующие брэгговские отражения могут появляться, а также исчезать.

На рис. 3, а–г представлены дифрактограммы от исследуемых образцов в угловом интервале $2\theta = 35–70^\circ$. Брэгговские 111 и 333 отражения от подложки Si (111) при углах $2\theta = 28.44$ и 94.94° находятся вне выбранной угловой области сканирования и на дифрактограммах не наблюдаются. На дифрактограммах наблюдаются слабые пики вблизи углов $2\theta = 38.48, 44.73$ и 65.11° , соответствующие отражениям 111, 200 и 220 для ГЦК решетки Al. Видно, что количество брэгговских пиков, а также их интенсивности, угловые положения и полуширины зависят как от температуры роста пленки, так и выравнивания подложки Si(111) (кривые (2) на рис. 3, а–г). Связь между появлением пиков или увеличения их интенсивности при выравнивании подложки показывает наличие эпитаксиальных (111) и (001) кристаллитов. Отметим, что часть кристаллитов располагается на поверхности подложки без эпитаксии — не ориентирована кристаллическими плоскостями подложки (например, параметры пика 111 отражения на рис. 3, а не изменяются). Хорошо видно по дифрактограммам (рис. 3, б), что микроструктура Al пленки, сформированной при температуре 200°C , принципиально отличается от остальных — при выравнивании подложки пик 002 отражения резко уменьшается. Такая зависимость вида дифрактограмм (рис. 3, б) показывает, что большие кристаллиты с гранями Al(001) предпочитают располагаться параллельными поверхности подложки, а не кристаллическим плоскостям Si(111). Разворот кристаллитов Al(001) от плоскостей подложки Si(111) с разориентацией 3.5° из-за дислокаций на границе наблюдался для пленок толщиной 200 нм [31]. Отметим, что для этого образца интенсивность постоянного сигнала для положения образца без выравнивания более чем в 2 раза превышает уровень фона. Все это свидетельствует об отсутствии эпитаксии кристаллитов (002) и наличии большого количества структурных дефектов (дислокаций) на границе пленка-подложка.

При увеличении температуры подложки до 400°C на дифрактограммах (рис. 3, в) наблюдается резкое увеличение и сужение пика 111 отражения, а пик отражения 002 раздваивается. Последнее наблюдение иллюстрируется на вставке к рис. 3, в

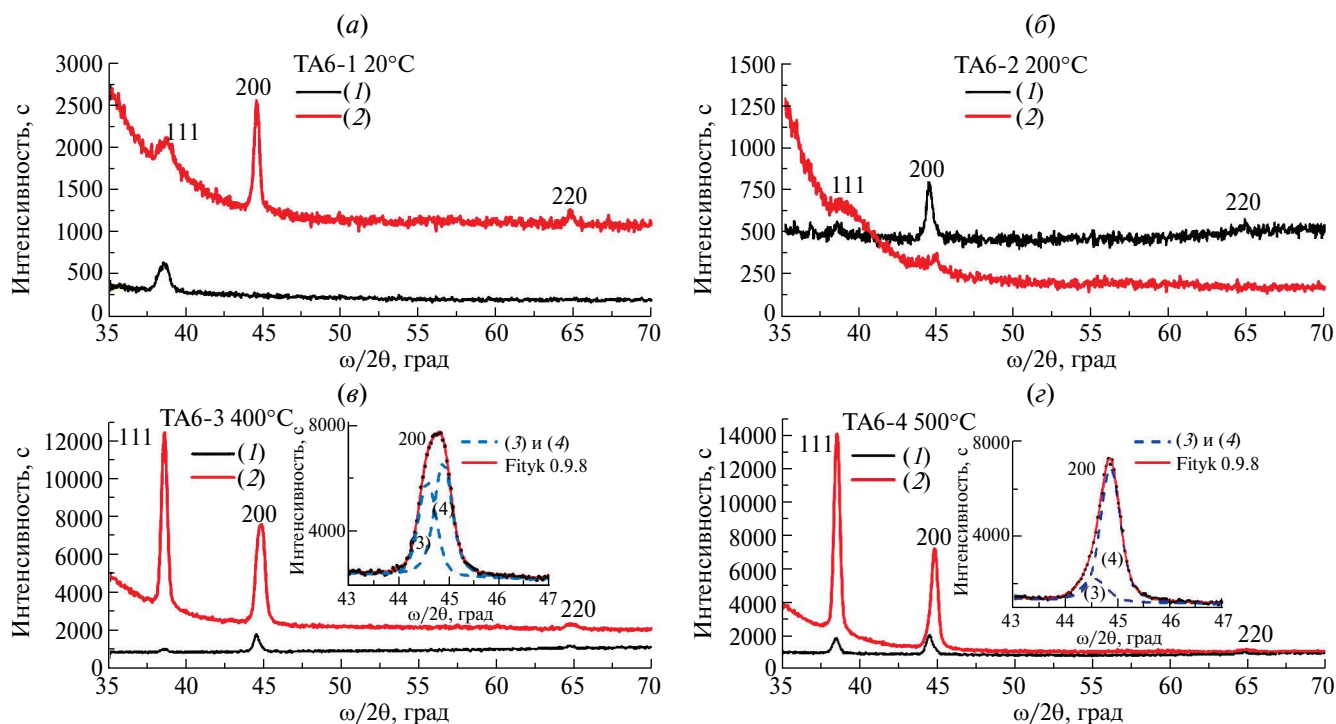


Рис. 3. Дифрактограммы от тонких островковых пленок Al/Si(111), распыленных при разных температурах подложки: 20°C (а), 200°C (б), 400°C (в) и 500°C (г). (1) — без точной настройки подложки Si(111), (2) — с точной настройкой подложки Si(111). На вставках показано моделирование пика 002 отражения двумя кривыми Фойгта при $2\theta = 44.55^\circ$ (3) и 44.85° (4). CuK α излучение.

моделированием пика дифракционного отражения 002 двумя кривыми Фойгта (Voigt profile) при $2\theta = 44.57^\circ$ (3) и 44.89° (4). Формирование островковой пленки на подложке с температурой 500°C приводит только к количественным изменениям формы и интенсивности пиков на дифрактограмме (рис. 3, г). Связь ширины дифракционного пика с размером кристаллита D (табл. 1) без учета микронапряжений выражается через формулу Scherrer [20, 23]:

$$D = \frac{K\lambda}{W(2\theta)\cos(\theta_B)}, \quad (1)$$

где $W(2\theta)$ — ширина пика на половине его высоты, θ_B — угол Брэгга, λ — длина волны излучения, $K \sim 0.94$. Значения угловых положений $2\theta_{hkl}$ пиков на дифрактограммах (рис. 3) представлены в табл. 2. Их величины позволяют оценить деформацию $\varepsilon = \Delta d/d$ кристаллитов алюминия, обусловленную контактом с подложкой и возможными структурными дефектами в объеме кристаллита и на его границе. Величина деформации ε кристаллитов была оценена по формуле:

$$\Delta d/d = -\cot\theta \times (\theta_{hkl} - \theta_0), \quad (2)$$

где θ_0 — угол Брэгга для соответствующего отражения алюминия с постоянной решетки $a = 0.40497$ нм (PDXL # 03–065–2869).

Анализ угловых данных в табл. 2 показывает, что положение дифракционных пиков имеет зависимость от ориентации кристаллитов и температуры

подложки при формировании островковой пленки. Наиболее заметные смещения углов Брэгга для 002 отражения относительно табличных значений наблюдаются для эпитаксиально выращенных кристаллитов в диапазоне температур 200–500°C. Эти кристаллиты испытывают растяжение по нормали к поверхности на величину $\varepsilon \sim 3.2 \cdot 10^{-3}$. Часть кристаллитов, по-видимому, испытывавшая релаксацию напряжений и потерявшая упругую связь с подложкой, имеет уменьшенное межплоскостное расстояние и деформацию сжатия $\varepsilon \sim -3.2 \cdot 10^{-3}$. Это эффект может быть связан как с наличием вакансий в объеме кристаллита алюминия [32], так и с проявлением эффекта Киркедалла — формированием пустот в пленке на границе с подложкой кремния [18, 23]. Кристаллиты, не имеющие связи с подложкой и хаотически расположенные относительно кристаллических плоскостей S(111) (рис. 3, а), имеют брэгговский угол равный табличному значению для порошков. По-видимому, эти кристаллиты плохо связаны с решеткой кремния и могут увеличивать электрическое сопротивление на межфазной границе. При формировании пленки Al на нагретой подложке при 400°C появляется эпитаксия кристаллитов 111 (рис. 3, в, г). Увеличение угла Брэгга для 111 отражения (табл. 2) соответствует сжатию решетки кристаллита по нормали к поверхности и величине деформации $\varepsilon \sim -1.9 \cdot 10^{-3}$. Более детальный анализ структурных

Таблица 2. Значения двойных брэгговских углов $2\theta_{hkl}$ отражений от кристаллитов тонких островковых пленок Al/Si(111) в зависимости от выравнивания подложки при дифракционном эксперименте

Образцы, температура роста	XRD		XRD с настройкой подложки		XRD (PDXL # 03–065–2869)	
	$2\theta_{111}$, deg	$2\theta_{200}$, deg	$2\theta_{111}$, deg	$2\theta_{200}$, deg	$2\theta_{111}$, deg	$2\theta_{200}$, deg
ТА6–1, 20°C	38.46(5)	–	38.66	44.47	38.47	44.72
ТА6–2, 200°C	38.52(5)	44.45/44.80	38.86(5)	44.84	–	–
ТА6–3, 400°C	38.52(5)	44.49	38.55	44.57/44.89	–	–
ТА6–4, 500°C	38.52(5)	44.53	38.54	44.53/44.85	–	–

дефектов в островковых пленках алюминия на кремнии и влияния их на свойства формируемых структур требует дополнительных исследований.

Анализ рентгеновских дифрактограмм и углов Брэгга для 111 и 002 отражений от кристаллитов Al (табл. 2) показывает, что на начальном этапе магнетронного распыления на подложке Si(111) формируются кристаллиты с ориентацией (111) и (001). Первыми эпитаксиально связываются с подложкой кристаллиты (001). По мере увеличения температуры подложки появляются эпитаксиальные кристаллиты (111). Их количество начинает преобладать из-за меньшего (4:3) несоответствия параметров кристаллических решеток кремния и алюминия.

3.3. TEM, STEM, RHEED микроскопия

Для исследований были подготовлены два типа образцов: “в плане” и поперечные срезы. Схема TEM эксперимента образца “в плане” показана на рис. 4, а. Образец готовился классическим методом ионного травления в установке Gatan PIPS (Gatan, США). Для проведения исследований от образца подложки кремния с алюминиевой пленкой отделялась часть размером ~1 мм. Затем подложечная часть образца утонялась с тыльной стороны механической шлифовкой до толщины ~100 мкм. На подготовленную таким образом обратную сторону образца эпоксидной смолой приклеивалось медное кольцо диаметром 3 мм и толщиной 100 мкм. Процесс ионного травления образца осуществлялся пучками ионов Ag^+ с ускоряющим напряжением 5 кВ под углами

10–150 градусов со стороны подложки. После образования сквозного отверстия в алюминиевой пленке проводилась очистка при ускоряющем напряжении 1.5 кВ. Поперечные срезы были приготовлены стандартным методом фокусированного ионного пучка в двухлучевом электронно-ионном микроскопе Versa (Thermofisher Scientific, США). Перед началом процедуры на поверхность образца был напылен слой Pt.

Светлопольное TEM изображение “в плане” Al пленки образца ТА6–3 представлено на рис. 4, б. На нем видны отдельные островки-частицы с размером 50–70 нм, а также сростки из двух островков длиной ~100 нм. Сростки образуются из-за эффекта поверхностной рекристаллизации различно ориентированных островков. Изображение подтверждает островковый механизм формирования пленки Al. Островки расположены хаотически. Боковые стороны островков имеют либо округлую форму, либо состоят из прямолинейных участков. Несмотря на нерегулярность расположения островков хорошо видно, что их стороны с прямолинейными участками приблизительно параллельны вдоль определенных направлений с углом 120 градусов между ними.

На рис. 4, в показана электронограмма полученная от образца ТА6–3. Отчетливо видны рефлексы от кремниевой подложки с осью зоны [111] и ряд слабых колец от островков. Кольца для отражений 111 и 220 обозначены стрелками на кривой распределения интенсивности дифракционного отражения. Анализ электронограммы показывает несоответствие интенсивностей колец (см. радиально усредненную

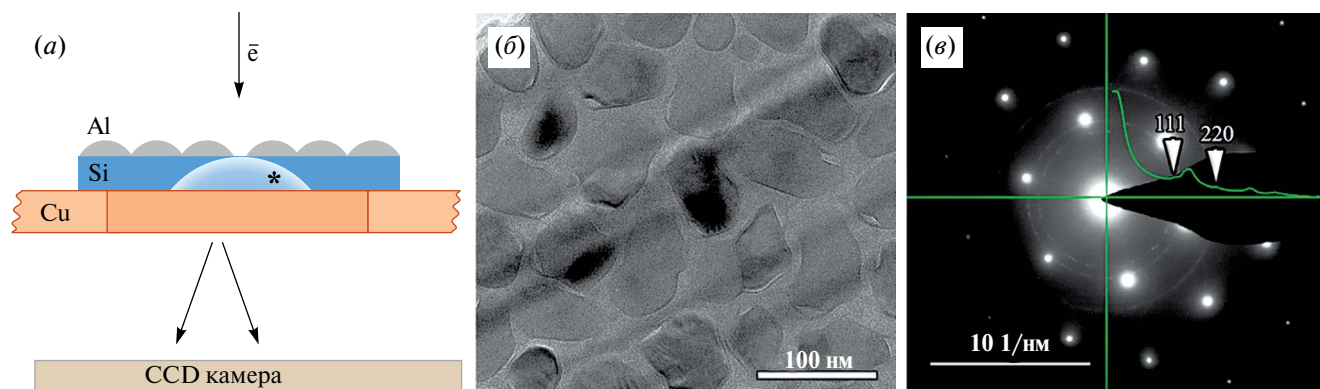


Рис. 4. Схема ПЭМ эксперимента (а), светлопольное ПЭМ изображение “в плане” пленки Al (образец ТА6–3) (б) и ее электронограмма (в).

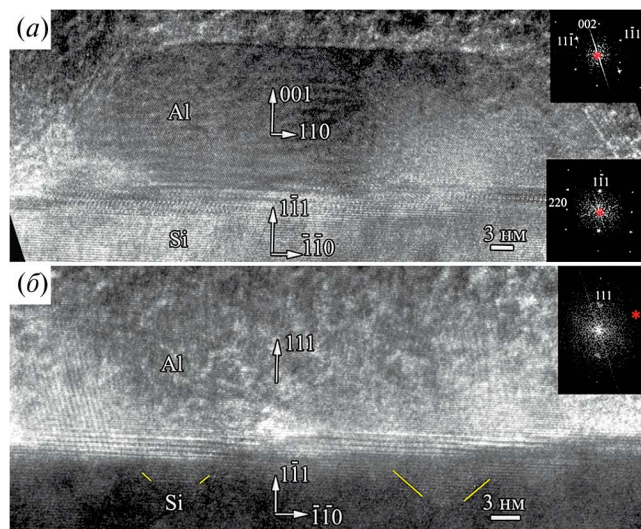


Рис. 5. (а) Светлопольные STEM изображения высокого разрешения поперечных срезов островковой пленки Al толщиной 23 нм на подложке Si(111) (рост при 400°C): (а) островок Al с ориентацией [001] вдоль [111] нормали к поверхности подложки; (б) островок Al с ориентацией [111] вдоль [111] нормали к поверхности подложки. Справа на вставках приведены двумерные спектры Фурье от соответствующих кристаллических решеток островков Al (сверху) и подложки (снизу).

двумерную картину на рис. 4, в) структурному фактору пиков ГЦК-Al. Интенсивность пика 111 ниже интенсивностей пиков 200 и 220. Этот эффект подтверждает наличие выделенной ориентации кристаллитов — азимутальной текстуры пленки алюминия. Отсутствие эллипсовидных искажений формы и вариаций интенсивности рассеяния вдоль колец доказывает отсутствие упорядочения для массива кристаллитов в азимутальной плоскости и соответствует модели [33]. Представленные на рис. 4 данные показывают, что пленка алюминия, выращенная при температуре 400°C, является мозаичной несмотря на присутствие в ней индивидуально ориентированных островков.

Для проверки влияния подложки на формирование островков Al был подготовлен и исследован поперечный срез образца ТА6–3 (рис. 5). На STEM изображении (рис. 5, а) наблюдается островок-кристаллит толщиной ~22 нм с боковой гранкой, близкой к плоскостям алюминия {111}. Ориентационные соотношения для этого островка следующие: $[001]_{\text{Al}}/[1\bar{1}1]_{\text{Si}}$, $[110]_{\text{Al}}/[1\bar{1}0]_{\text{Si}}$.

Пример STEM изображения соседнего островка показан на рис. 5, б. Достоверно определяется только одно ориентационное соотношение: $[111]_{\text{Al}}/[1\bar{1}1]_{\text{Si}}$. Второе ориентационное соотношение для этой ориентации не определено из-за значительного отклонения кристаллической решетки Al от низкоиндексной оси зоны.

Исследования ТЕМ показывают, что большинство крупных островков в пленке алюминия образца ТА6–3 являются кристаллитами с гранями (001) и (111) параллельными поверхности подложки

Таблица 3. Состав исследуемых образцов Al/Si(111) по данным рентгеноспектрального микроанализа РСМА (EDS)

Образец	ат.% C	ат.% O	ат.% Al	ат.% Si
ТА6–1	7.55	2.64	5.66	84.15
ТА6–2	7.62	2.53	6.37	83.48
ТА6–3	7.91	3.12	6.57	82.39
ТА6–4	7.88	3.14	6.82	82.16

Si(111). Промежуточных слоев других фаз (например, естественных окислов и т.п.) на границе между кристаллитами и плоскостями кремния не наблюдается. Эти результаты подтверждают эпитаксиальное сращивания кристаллитов алюминия с кремнием при температурах ниже точки эвтектики равной 577°C. Известно [23], что термический отжиг структур Al/Si в диапазоне температур 400–500°C создает через микросплав хороший омический контакт металла с полупроводником. При плавлении происходит растворение остатков оксидного слоя. Этот эффект наблюдался ранее [27] и для Al(111)/Si(001) после термического отжига при температуре 450°C. Недостатком термического отжига является жидкофазная эпитаксия в кремнии, приводящая к формированию “шипов” Si(Al) в матрице подложки на границе пленкой [23]. Присутствие муара на границе раздела и особенности контраста на рис. 5, б показывает формирование твердого раствора Si(Al) в форме шипов-пирамид (отмечено косыми маркерами) размером 3–5 нм в матрице подложки.

Методом рентгеновского энергодисперсионного микроанализа (EDS) были получены данные по составу исследуемых образцов, полученные при энергии пучка электронов 5 кэВ. Данные количественного EDS анализа образцов, усредненные по 5 точкам поверхности пленок, представлены табл. 3.

Из приведенных данных видно, что состав поверхностных слоев образцов, включающий в себя тонкие островковые пленки Al на Si(111) подложке, одинаков в пределах погрешности измерений. Увеличенный на 0.6% состав кислорода в пленках образцов ТА6–3 и ТА6–4, выращенных при 400 и 500°C, связан с повышенным из-за температуры величиной остаточного давления газа в напылительной камере.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе представлены результаты комплексных исследований влияния температуры кремниевой подложки Si(111) на морфологию поверхности и микроструктуру тонких островковых пленок алюминия толщиной 20–50 нм, выращенных методом магнетронного распыления при давлении $6 \cdot 10^{-3}$ мбар в среде аргона. Эксперименты были выполнены методами рентгеновской дифрактометрии, растровой и просвечивающей электронной микроскопии. Определены размеры кристаллитов алюминия, их структурное

совершенство и последовательность эпитаксии и релаксации напряжений от температуры подложки. Установлено, что при комнатной температуре подложки Si(111) эпитаксиальное наращивание островков алюминия начинается с кристаллитов Al {001}. Эпитаксиальный рост кристаллитов Al {111} начинает преобладать с увеличением температуры подложки выше 400°C благодаря изменению термодинамических условий. Подтверждено, что при температуре 400–500°C формирование кристаллитов Al приводит к “размытию” естественного окисного слоя на границе с подложкой Si(111) и появлению в ней ~5 нм дендритного переходного слоя твердого раствора.

Установлено, что в островковых пленках Al на Si(111) зависимость количества центров кристаллизации и скорость роста частиц от температуры переохлаждения качественно согласуется с моделью кристаллизации металлических частиц из расплава [21]. Большое влияние на Зонную модель кристаллизации островков оказывает температурно-зависимый параметр кристаллической решетки подложки. При температуре подложки 200°C ($T_s/T_m = 0.5$) несоответствие структурных параметров кремния и алюминия [32] в соотношении 4 : 3 составляет 0.13%. Это привело к формированию островков со средним размером 130 нм, против 70 нм для температуры более 400°C ($T_s/T_m = 0.7$). Такие большие островки теряют эпитаксиальную связь с подложкой из-за большого количества структурных дефектов (преимущественно дислокаций несоответствия), возникающих при охлаждении образца до комнатной температуры. При $T_s/T_m \geq 0.7$ эпитаксиальная связь островков (111) и (001) с подложкой сохраняется при частичной релаксации напряжений в первую очередь для островков Al(001).

ФИНАНСИРОВАНИЕ

Работа выполнена в рамках Государственного задания ФТИАН им. К.А. Валиева РАН Минобрнауки РФ по теме № FFNN-2022-0019. Разработка и исследование образцов выполнена в ИРЭ РАН за счет гранта Российского научного фонда РФ № 23-7900022, <https://rscf.ru/project/23-79-00022/>.

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы заявляют отсутствие конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Ж.И. Алферов*. УФН, 172, 1068. 2002.
DOI: 10.3367/UFNr.0172.200209e.1068
2. *S. Saini, P. Ashok, A. Verma*. Appl. Phys. Lett., 124, 011105. 2024.
DOI: 10.1063/5.0175803
3. *G. Hass, M.H. Francombe, J.L. Vossen*. Physics of Thin Films. Advances in Research and Development. (Academic Press, NY, USA. 1982.
4. *B.S. Sunil, P. Bellanger, S. Roques, A. Slaoui, A.G. Ulyashin, C. Leuvrey, A.R. Bjorge*. 2016 International Renewable and Sustainable Energy Conference (IRSEC). Marrakech, Morocco. 2016. P. 214–219.
DOI: 10.1109/IRSEC.2016.7983910
5. *W.-S. Liao, Si-Ch. Lee*. J. Appl. Phys., 81, 7793. 1997.
DOI: 10.1063/1.365389
6. *U. Barajas-Valdes, O. Marcelo Suárez*. Crystals, 11(5), 492. 2021.
DOI: 10.3390/cryst11050492
7. *T. Greibe, M. Stenberg, C. Wilson, T. Bauch, V. Shumeiko, P. Delsing*. Phys. Rev. Lett., 106, 097001. 2011.
8. *M. Tarasov, L. Kuzmin, N. Kaurova*. Instrum. Exp. Tech., 52(6), 877. 2009.
DOI: 10.1134/S0020441209060220
9. *L. Olausson, P. Olausson, E. Lind*. Appl. Phys. Lett., 124, 042601. 2024.
DOI: 10.1063/5.0182485
10. *I.E. Merkulova*. J. Phys.: Conf. Ser., 2119, 012121. 2021.
DOI: 10.1088/1742-6596/2119/1/012121
11. *S.E. Booth, C.D. Marsh, Kanad Mallik, V. Baranauskas, J.M. Sykes, P.R. Wilshaw*. J. Vac. Sci. Technol. B, 21, 316. 2003.
DOI: 10.1116/1.1532025
12. *E.A. Khramtsova, A.V. Zotov, A.A. Saranin, S.V. Ryzhkov, A.B. Chub, V.G. Lifshits*. Appl. Surf. Sci., 82/83, 576. 1994.
DOI: 10.1016/0169-4332(94)90278-X
13. *C. Grupp, A. Taleb-Ibrahimi*. J. Vac. Sci. Technol. A, 16, 2683. 1998.
DOI: 10.1116/1.581400
14. *I.V. Markov*. Crystal Growth for beginners. 2nd Ed. World Scientific Publishing Co. Pte.Ltd., New Jersey, London, Singapore. 2003.
15. *C. Eisenmenger-Sittner*. Growth Control and Thickness Measurement of Thin Films, Encyclopedia of Applied Physics. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA. 2019.
DOI: 10.1002/3527600434.eap809
16. *A.A. Lomov, D.M. Zakharov, M.A. Tarasov, A.M. Chekushkin, A.A. Tatarintsev, D.A. Kiselev, T.S. Ilyina, A.E. Seleznev*. Tech. Phys., 68(7), 833. 2023.
DOI: 10.61011/TP.2023.07.56624.83-23
17. *J.M. Poate, K.N. Tu, J.W. Mayer*. Thin Films—Interdiffusion and Reactions. John Wiley and Sons, Inc. New York, Chichester, Toronto. 1978.
18. *R.E. Reed-Hill*. Physical Metallurgy Principles. 2-nd Edition. Van Nostrand, New York, USA. 1981.
19. *A.W. Fortuin, P.F.A. Alkemade, A.H. Verbruggen, A.J. Steinfort, H. Zandbergen, S. Radelaar*. Surface Science, 366(2), 285. 1996.
DOI: 10.1016/0039-6028(96)00824-2
20. *K. Barmak, K. Coffey*. Metallic films for electronic, optical and magnetic applications. Woodhead Publishing Lim., Cambridge, UK. 2013.
21. *A.E. Лейкин, Б.И. Родин*. Материаловедение. Высшая школа, М. 1971.
22. *B.A. Movchan, and A.V. Demchishin*. Phys. Met. Metallogr. 28, 83. 1969.

23. *M. Ohring*. Materials Science of Thin Films. Deposition and Structure. Academic Press, Hoboken, NJ, USA. 2002.
24. *André Anders*. Thin Solid Films, 518(15), 4087. 2010. DOI: 10.1016/j.tsf.2009.10.145
25. *J.A. Thornton*. Ann. Rev. Mater. Sci., 7, 239. 1977. DOI: 10.1146/annurev.ms.07.080177.001323
26. *N. Kaiser*. Appl. Opt., 41(16), 3053. 2002. DOI: 10.1364/AO.41.003053
27. *C. D'Anterrosches*. Microscopy of Semiconducting Materials 1983, Third Oxford Conference on Microscopy of Semiconducting Materials. St Cathernine's College, Oxford, 1983. P. 95. DOI: 10.1201/9781003069614
28. *M.-A. Hasan, G. Radnoczi, J.-E. Sundgren*. Vacuum, 41(4–6), 11221. 1990. DOI: 10.1016/0042–207X(90)93886-N
29. *S.C. Tjong, H. Chen*. Mater. Sci. and Eng.: R, 45(1), 1. 2004. DOI: 10.1016/j.mser.2004.07.001
30. *H.J. Wen, M. Dahne-Prietsch, A. Bauer, M.T. Cuberes, I. Manke, G. Kaindl*. J. Vac. Sci. Techn. A, 13, 2399. 1995. DOI: 10.1116/1.579480
31. *M. Sosnowski, S. Ramac, W.L. Brown, Y.O. Kim*. Appl. Phys. Lett., 65, 2943. 1994. DOI: 10.1063/1.112541
32. *P.N.H. Nakashima*. The Crystallography of Aluminum and Its Alloys in Encyclopedia of Aluminum and Its Alloys ed. by G.E. Totten, M Tiryakioğlu, O. Kessler. Boca Raton: CRC Press, 2018. P. 488–586. DOI: 10.1201/9781351045636-140000245
33. *Y. Horio*. Jpn. J. Appl. Phys., 38, 4881. 1999. DOI: 10.1143/JJAP.38.4881

Al islands on Si(111): Growth Temperature, Morphology and Strain

© 2024 A. A. Lomov^{1, *}, D. M. Zakharov¹, M. A. Tarasov², A. M. Chekushkin²,
A. A. Tatarintsev¹, A. L. Vasiliev³

¹Valiev Institute of Physics and Technology, Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia

²Kotelnikov Institute of Radio Engineering and Electronics, Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia

³NRC “Kurchatov Institute”, Moscow, Russia

*E-mail: apbblinov@yandex.ru

The comprehensive structural studies of thin island Al films with a thickness of 20–50 nm deposited by magnetron sputtering on Si(111) substrates in an argon plasma at a pressure of $6 \cdot 10^{-3}$ mbar and a temperature from 20 to 500°C are presented. Studies of the morphology and microstructure of the films were carried out using XRD, SEM, EDS and TEM methods. It has been found that most of the islands are Al {001} and Al {111} crystallites with lateral sizes of 10–100 nm, differently conjugated with Si(111) substrate. At room temperature of the substrate, only Al {001} crystallites are epitaxially formed on it. The Al {111} crystallites epitaxially grown on the substrate dominate as the substrate temperature increases about 400°C. The influence of the temperature of the Si(111) substrate on the process of epitaxial growth of crystallites, the dynamics of their shape and structural perfection is shown. It has been found that crystallites epitaxially connected to the substrate experience deformation $\varepsilon = 7 \times 10^{-3}$ and $\varepsilon = -2 \times 10^{-3}$ for Al {001} and Al {111}, respectively. It has been shown that for thin island Al films on Si(111), the dependence of the number of crystallization centers and the particle growth rate on the supercooling temperature is consistent with the band model of crystallization. At the same time, a shift in the characteristic temperatures for the zone boundaries is observed due to the properties of the substrate. This must be taken into account when engineering the surface morphology and structural perfection of crystallites in Al island magnetron films.

Keywords: aluminum, silicon, magnetron sputtering, epitaxy, morphology, microstructure, X-ray diffraction, SEM and TEM microscopy

REFERENCES

1. *Alferov Zh.I.* Double heterostructures: concept and applications // Uspehy fizicheskikh nauk. 2002. T. 172, No 9. P. 1068–1086. (Russian). <https://doi.org/10.3367/UFNR.0172.200209e.1068>
2. *Saini S., Ashok P.A. Verma.* Dynamic multi-color switching using ultrathin vanadium oxide on aluminum-based asymmetric Fabry–Pérot resonant structure // Appl. Phys. Lett. 2024. V. 124. P. 011105. <https://doi.org/10.1063/5.0175803>
3. *Hass G., Francombe M.H., Vossen J.L.* Physics of Thin Films-Advances in Research and Development. Academic Press, New York, NY, USA, 2013, ISBN: 9781483144993

4. Sunil B.S., Bellanger P., Roques S., Slaoui A., Ulyashin A.G.; Leuvrey C., Borge A.R. Formation of microcrystalline silicon layer for thin films silicon solar cells on aluminium substrates // IEEE2016 International Renewable and Sustainable Energy Conference — Marrakech, Morocco (2016.11.14–2016.11.17). P. 214–219. <https://doi.org/10.1109/IRSEC.2016.7983910>
5. Liao W.-S., Lee Si-Ch. Interfacial interaction between Al-1%Si and phosphorus-doped hydrogenated amorphous Si alloy at low temperature // J. Appl. Phys. 1997. V. 81. P. 7793. <https://doi.org/10.1063/1.365389>
6. Barajas-Valdes U., Suárez O.M. Morphological and Structural Characterization of Magnetron-Sputtered Aluminum and Aluminum-Boron Thin Films // Crystals. 2021. V. 11. No 5. P. 492. <https://doi.org/10.3390/cryst11050492>
7. Greibe T., Stenberg M., Wilson C., Bauch T., Shumeiko V., Delsing P., Are “pinholes” the cause of excess current in superconducting tunnel junctions? // Phys. Rev. Lett. 2011. V. 106. P. 097001. <https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.106.097001>
8. Tarasov M., Kuzmin L., Kaurova N., Thin multilayer aluminum structures for superconducting devices // Instrum. Exp. Tech. 2009. V. 52. No 6. P. 877. <https://doi.org/10.1134/S0020441209060220>
9. Olausson L., Olausson P., Lind E. Gate-controlled near-surface Josephson junctions // Appl. Phys. Lett. 2024. V. 124. P. 042601. <https://doi.org/10.1063/5.0182485>
10. Merkulova I.E., Influence of synthesis parameters and thermal annealing on grain size of polycrystalline aluminum thin film // Journal of Physics: Conference Series. 2021. V. 2119. P. 012121. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/2119/1/012121>
11. Booth S.E., Marsh C.D., Mallik K., Baranaukas V., Sykes J.M., Wilshaw P.R. Fabrication of nanocrystalline aluminium islands using double-surface anodization // J. Vac. Sci. and Tech. B. 2003. V. 21. P. 316. <https://doi.org/10.1116/1.1532025>
12. Khramtsova E.A., Zotov A.V., Saranin A.A., Ryzhkov S.V., Chub A.B., Lifshits V.G. Growth of extra-thin ordered aluminum films on Si(111) surface // Applied Surface Science. 1994. V. 82/83. P. 576–582. [https://doi.org/10.1016/0169-4332\(94\)90278-X](https://doi.org/10.1016/0169-4332(94)90278-X)
13. Grupp C., Taleb-Ibrahimi A. Hydrogen passivation at the Al/H: Si(111)-(1×1) interface // Journal of Vacuum Science & Technology A. 1998. V. 16. P. 2683. <https://doi.org/10.1116/1.581400>
14. Markov I.V. Crystal Growth for beginners (2nd edn). World Scientific Press. New Jersey, London, Singapore 586, 2003, ISBN981-238-245-3.
15. Eisenmenger-Sittner C. Growth Control and Thickness Measurement of Thin Films. Encyclopedia of Applied Physics, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. 2019. <https://doi.org/10.1002/3527600434.eap809>
16. Lomov A.A., Zakharov D.M., Tarasov M.A., Chekushkin A.M., Tatarintsev A.A., Kiselev D.A., Ilyina T.S., Seleznev A.E. Influence of the homobuffer layer on the morphology, microstructure, and hardness of Al/Si(111) films // Tech. Phys. 2023. V. 68. No 7. P. 833–842. <https://doi.org/10.61011/TP.2023.07.56624.83-23>
17. Poate J.M., Tu K.N., Mayer J.W. Thin Films—Interdiffusion and Reactions. John Wiley and Sons, Inc. New York, Chichester, Toronto 578, 1978, ISBN: 9780471022381.
18. Reed-Hill R.E. Physical Metallurgy Principles (2nd edn). Van Nostrand. USA 920, 1973. ISBN: 9780442268688.
19. Fortuin A.W., Alkemade P.F.A., Verbruggen A.H., Steinfurt A.J., Zandbergen H., Radelaar S. Characterization of single-crystalline Al films grown on Si(111) // Surface Science. 1996. V. 366. No 2. P. 285–294. [https://doi.org/10.1016/0039-6028\(96\)00824-2](https://doi.org/10.1016/0039-6028(96)00824-2)
20. Barmak K., Coffey K. Metallic films for electronic, optical and magnetic applications. Woodhead Publishing Lim., Cambridge, UK, 2013, ISBN978-0-85709-057-7.
21. Leikin A.E., Rodin B.I. Materialovedenie. M.: Vishaya Shkola, 416 P. 1971. (Russian)
22. Movchan B.A., Demchishin A.V. Study of the structure and properties of thick vacuum condensates of nickel, titanium, tungsten, aluminum oxide and zirconium oxide // Phys. Met. Metallogr. 1969. V. 28. No 4. P. 653–660. (Russian)
23. Ohring M. Materials Science of Thin Films. Deposition and Structure (2nd edn). Academic Press, Hoboken, NJ, USA 794, 2002, ISBN978-0-12-524975-1.
24. Anders A., A structure zone diagram including plasma-based deposition and ion etching // Thin Solid Films. 2010. V. 518. No 15. P. 4087–4090. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2009.10.145>
25. Thornton J.A. High Rate Thick Film Growth / Ann. Rev. Mater. Sci. 1977. V. 7. P. 239–260. <https://doi.org/10.1146/annurev.ms.07.080177.001323>
26. Kaiser. N. Review of the fundamentals of thin-film growth // Applied Optics. 2002. V. 41. No 16. P. 3053–3060. <https://doi.org/10.1364/AO.41.003053>
27. D’Anterroches C. High resolution TEM study of Al-Si 1% /Si interface (Microsc. Semicond. Mater. Conf., Oxford, 21–23 March, 1983) // Inst. Phys. Conf. Ser. 1983. V. 67: Section 2, 95–102.
28. Hasan M.-A., Radnoczi G., Sundgren J.-E. Epitaxial growth of Al on Si (100) and Si (111) by evaporation in uhv // Vacuum. 1990. V. 41. No 4–6. P. 11221–11223. [https://doi.org/10.1016/0042-207X\(90\)93886-N](https://doi.org/10.1016/0042-207X(90)93886-N)
29. Tjong S.C., Chen H. Nanocrystalline materials and coatings // Materials Science and Engineering. 2004. V. R45. No 1–2. P. 1–88. <https://doi.org/10.1016/j.mser.2004.07.001>
30. Wen H.J., Dahne-Prietsch M., Bauer A., Cuberes M.T., Manke I., Kaindl G. Thermal annealing of the epitaxial Al/Si(111)737 interface: Al clustering, interfacial reaction, and Al-induced p+ doping // J. Vac. Sci. Techn. A. 1995. V. 13. P. 2399–2406. <https://doi.org/10.1116/1.579480>
31. Sosnowski M., Ramac S., Brown W.L., Kim Y.O. Importance of steps in heteroepitaxy: The case of aluminum on silicon // Appl. Phys. Lett. 1994. V. 65. P. 2943–2945. <https://doi.org/10.1063/1.112541>
32. Nakashima P.N.H. The Crystallography of Aluminum and Its Alloys // Encyclopedia of Aluminum and Its Alloys ed. G.E. Totten, M Tiryakioğlu, O. Kessler. Boca Raton: CRC Press, 16 Nov 2018, P. 488–586. <https://doi.org/10.1201/9781351045636-140000245>
33. Horio Y. Different Growth Modes of Al on Si(111)7 × 7 and Si(111) √3 × √3 –Al Surfaces // Jpn. J. Appl. Phys. 1999. V. 38. No 8. P. 4881–4886. <https://doi.org/10.1143/JJAP.38.4881>