

УДК 533.924

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУР НА ПОВЕРХНОСТИ ПЛЕНОК АЛЮМИНИЙ–КРЕМНИЙ БОМБАРДИРОВКОЙ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИМИ ИОНАМИ АРГОНА ПЛАЗМЫ ИНДУКЦИОННОГО ВЧ-РАЗРЯДА

© 2024 г. В. И. Бачурин^{a, *}, И. И. Амиров^a, К. Н. Лобзов^{a, b}, С. Г. Симакин^a,
М. А. Смирнова^a

^aЯрославский филиал Физико-технологического института им. К.А. Валиева РАН,
НИИЦ “Курчатовский институт”, Ярославль, 150067 Россия

^bЯрославский государственный университет им. П.Г. Демидова, Ярославль, 150003 Россия

*e-mail: vibachurin@mail.ru

Поступила в редакцию 12.04.2024 г.

После доработки 16.06.2024 г.

Принята к публикации 16.06.2024 г.

Представлены результаты экспериментального исследования изменения химического состава и топографии поверхности двухкомпонентных тонких пленок AlSi с исходной концентрацией Si 1% при низкоэнергетическом ионно-плазменном распылении. Методами растровой электронной микроскопии, растровой электронной оже-спектроскопии и вторичной ионной масс-спектрометрии установлено, что при облучении ионами аргона с энергией 40–200 эВ в приповерхностном слое пленки более чем на порядок увеличивается концентрация Si. На поверхности формируются наноструктуры в виде холмов диаметром 20–50 нм и высотой 15–30 нм, которые можно идентифицировать как кремниевые. Причиной обогащения поверхности Si и формирования наноструктур могут быть различия в коэффициентах распыления и пороговых значениях энергии распыления компонентов пленки.

Ключевые слова: пленки AlSi, низкоэнергетическое ионно-плазменное распыление, наноструктурирование поверхности, наноточки.

DOI: 10.31857/S1028096024110034, **EDN:** REVPWT

ВВЕДЕНИЕ

Ионно-плазменная обработка материалов широко используется для придания поверхности определенных функциональных свойств [1, 2], полировки наноразмерных поверхностных неоднородностей [3, 4] и других целей. В последнее время появилось большое количество работ по формированию ионной бомбардировкой на поверхности твердых тел таких наноструктур, как квантовые нити, квантовые точки. Размеры и форма топографических структур определяются параметрами облучения (энергией ионов, углом падения, флуенсом), которыми легко управлять. Достаточно подробный обзор экспериментальных и теоретических результатов по этой тематике можно найти в [5, 6]. В большинстве эксперимен-

тальных работ приводятся результаты исследований формирования наноструктур путем облучения поверхности полупроводниковых материалов пучками ионов инертных (Ar, Xe) и химически активных газов (O₂, N₂) с энергией более 1 кэВ. В [7, 8] наблюдалось формирование наноструктур на поверхности Si и Ge при облучении пучком ионов Ar⁺ энергией 250 и 200 эВ соответственно. Ионы Ar⁺ с такой энергией широко используют при ионно-плазменной обработке материалов в микроэлектронных технологиях [9]. Поэтому представлялось интересным рассмотреть возможность формирования наноструктур на поверхности образцов, облученных ионами плазмы. В [10] предложена линейная модель образования волнообразных структур на поверхности аморфных материалов ионной бомбардировкой, в которой

определяющую роль играет зависимость коэффициента распыления от локального угла падения ионного пучка. То есть различная скорость распыления точек поверхности может приводить к формированию микро- и наноразмерных структур. В [11] отмечается, что определяющим фактором различия коэффициентов распыления может быть изменение химического состава приповерхностного слоя образца при ионном облучении. В [12] показано, что причиной возникновения периодического рельефа на поверхности Si при облучении ионами Ga^+ является образование преципитатов Ga в приповерхностном слое. В ряде работ (например, [13]) наноструктуры образуются на поверхности Si при одновременном осаждении на нее атомов металлов в процессе ионной бомбардировки. Показано, что наноструктуры формируются при осаждении металлов, которые могут образовывать силициды в приповерхностном слое. Различие коэффициентов распыления сформированных силицидов и чистой поверхности Si — причина появления на облучаемой поверхности наноструктур. В случае распыления двухкомпонентных материалов возможно изменение химического состава приповерхностного слоя из-за преимущественного распыления [14] и формирования топографических структур, что наблюдалось для некоторых полупроводниковых материалов A_3B_5 [15].

В настоящей работе представлены результаты исследования модификации поверхности тонких пленок Al, содержащих 1% Si (AK1), ионами аргона плотной плазмы индукционного ВЧ-разряда. Выбор пленок AK1 в качестве образцов обусловлен тем, что такие пленки широко используют в качестве слоев металлизации в микроэлектронных технологиях. Кроме того, известно, что коэффициент распыления Al почти в два раза превышает коэффициент распыления Si [16]. Измерены скорости распыления пленок AK1, Al и Si и комплексно исследованы изменения топографии поверхности и химического состава приповерхностного слоя при бомбардировке образцов ионами Ar^+ с энергией 40–200 эВ.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Тонкие пленки толщиной 200 нм наносили на пластину окисленного монокристаллического кремния методом магнетронного распыления стандартных мишеней AK1, содержащих 1% кремния, на установке SCR 651 Tetra (Alcatel).

Распыление пленок проводили в реакторе индукционного ВЧ-разряда, созданного на основе установки RDE 300 [17]. В качестве плаз-

мообразующего газа использован Ar. Остаточное давление в реакторе составляло 5×10^{-4} Па. Условия распыления были следующими: расход газа $Q_{Ar} = 10$ нсм³/мин, давление в камере $P_{Ar} = 0.08$ Па, мощность высокочастотного ($f = 13.56$ МГц) разряда $W_{инд} = 800$ Вт. Энергия бомбардирующих ионов определялась мощностью смещения $W_{см}$, подаваемой на водоохлаждаемый ВЧ-электрод (держатель образца). В зависимости от величины $W_{см}$ на поверхности устанавливался потенциал самосмещения $U_{см}$, который определял среднюю энергию падающих ионов $E_{ион} \sim eU_{см}$ [18]. Зависимость потенциала самосмещения от подаваемой мощности $W_{см}$ была линейной. При увеличении $W_{см}$ от 50 до 250 Вт средняя энергия ионов $E_{ион}$ изменялась от 40 до 200 эВ. Зона генерации и распространения плазмы находилась в неоднородном магнитном поле, создаваемом электромагнитной катушкой. За счет изменения индукции магнитного поля появляется возможность управлять концентрацией ионов плазмы и плотностью ионного тока J , которая во всех экспериментах составляла $6.2 \text{ mA} \cdot \text{cm}^{-2}$.

Скорость распыления пленок AK1, чистого Al и аморфного Si ионами Ar^+ находили по времени удаления пленки определенной толщины, которую измеряли in situ методом лазерной рефлектометрии [19], она составляла от 0.1 до 2.2 нм/с. С помощью программы TRIDYN [20] рассчитана зависимость коэффициентов распыления Al и Si при изменении энергии ионов Ar^+ от 10 до 100 эВ.

Морфологию поверхности изучали в растровом электронном микроскопе (РЭМ) Supra 40. Использовали пучки электронов с энергией 20 кэВ. Угол падения пучка электронов относительно нормали к поверхности составлял 0° и 70° . Кроме того, топографию поверхности также исследовали в атомно-силовом микроскопе (АСМ) CMM-2000.

Химический состав поверхности исходных и распыленных пленок исследовали на установках растровой электронной оже-спектроскопии РН1 660 и вторичной ионной масс-спектрометрии (ВИМС) TOF.SIMS5. При анализе поверхности методом оже-спектроскопии энергия пучка первичных электронов составляла 10 кэВ. В качестве анализирующего пучка ВИМС использовали пучок ионов Bi^+ с энергией 25 кэВ. Регистрировали положительные вторичные ионы основных элементов пленки. Регистрация масс-спектров в статическом режиме работы прибора позволила получить изображения поверхности с использованием вторичных ионов Al^+ и Si^+ . Послойный анализ образцов проводили с помощью распыляющего пучка ионов O_2^+ с энергией 500 эВ.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Скорость распыления

На рис. 1 представлены экспериментальные зависимости скоростей распыления пленок Al, Si и АК1, а на рис. 2 — энергетические зависимости коэффициентов распыления Al и Si вблизи пороговых значений распыления, полученные моделированием с помощью программы TRIDYN. Видно, что практически при всех значениях энергии ионов скорость распыления пленок Al превышает почти в два раза скорость распыления пленок Si. Для сравнения с литературными данными были вычислены коэффициенты распыления Si и Al при энергии ионов 100 эВ, которые составили $Y_{Si} = 0.05$ и $Y_{Al} = 0.13$ ат./ион. В результате моделирования

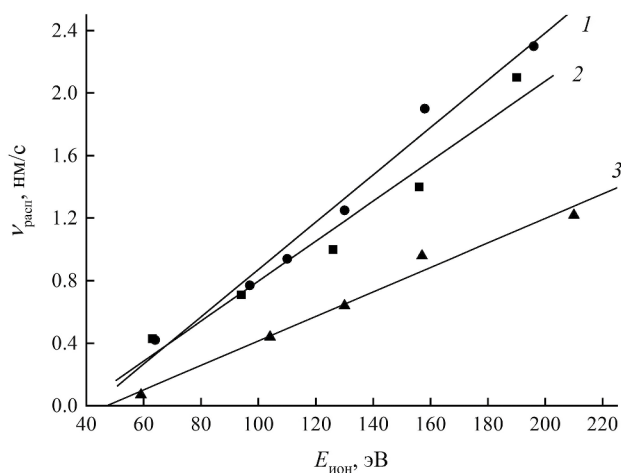


Рис. 1. Экспериментальные зависимости скорости распыления пленок Al (1), АК1 (2) и Si (3) от средней энергии ионов Ar^+ .

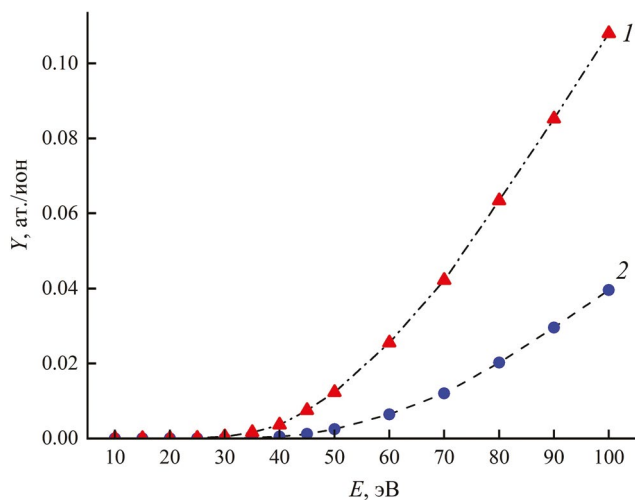


Рис. 2. Энергетические зависимости коэффициентов распыления Al (1) и Si (2), полученные с помощью программы TRIDYN.

с помощью TRYDIN $Y_{Si} = 0.04$ и $Y_{Al} = 0.11$ ат./ион. Эти значения близки к $Y_{Si} = 0.07$ и $Y_{Al} = 0.11$ ат./ион [21, 22] и $Y_{Si} = 0.05$ ат./ион [23]. В [21] сообщается о результатах измерения коэффициентов распыления 28 массивных образцов, в том числе Si и Al, ионами аргоновой плазмы с энергией от 50 до 600 эВ, которые хорошо аппроксимируются эмпирической формулой энергетической зависимости коэффициента распыления [22]. В [23] значение Y_{Si} получено методом молекулярно-динамического моделирования. Интерполяция экспериментальных зависимостей скоростей распыления в область низких энергий позволила определить пороговую энергию распыления. Она составила ~30 эВ для Al и ~40 эВ для Si. Полученные данные хорошо согласуются с данными моделирования.

Следует отметить, что при облучении образцов ионами плазмы ВЧ-разряда мощность смещения $W_{см}$, подаваемая на держатель образцов, определяет среднюю энергию бомбардирующих ионов $E_{ион}$. В [18, 24] показано, что энергетическое распределение ионов плазмы ВЧ-разряда на мишень является бимодальным, т.е. имеет два максимума. Поэтому может наблюдаться распыление образцов ионами плазмы со средней энергией, близкой к пороговым значениям [19].

Топография поверхности

Изучение топографии методом РЭМ показало, что исходные пленки АК1 имеют зернистую структуру со средним размером зерен порядка 80–85 нм, средняя шероховатость поверхности по данным АСМ составляет ~10 нм. Наблюдаются также отдельные участки размером ~100 нм, выступающие на поверхности в виде холмов или пирамид, высота которых составляет ~20 нм (рис. 3а). После полирующего распыления пленок АК1 на глубину 70–80 нм крупные зерна Al должны быть стравлены. На поверхности остаются островки трудно распыляемого кремния, которые проявляются в виде холмов диаметром 20–50 нм и высотой 15–30 нм (рис. 3б). При бомбардировке пленок АК1 ионами Ar^+ с энергией, близкой к пороговым значениям распыления Si, плотность этих структур (наноточек) заметно возрастает. Таким образом, изменения топографии, вызванные ионной бомбардировкой, позволяют предположить, что за счет большей скорости распыления Al происходит полировка поверхности, а сформированные наноструктуры состоят из кремния, скорость распыления которого почти в два раза меньше алюминия.

Подтверждением этого предположения могут быть изображения исходной и обработанной в плазме поверхностей АК1, полученные методом

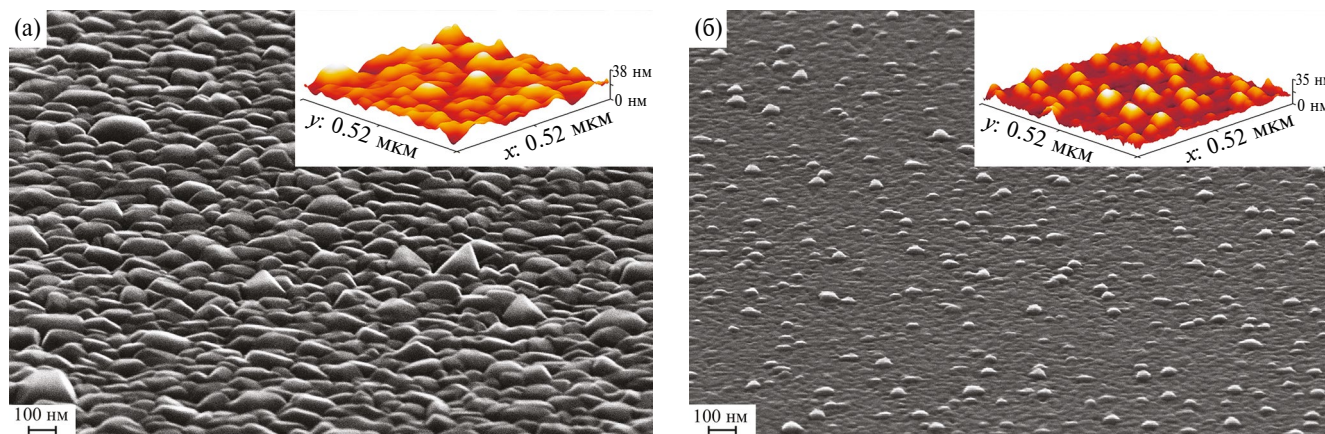


Рис. 3. РЭМ-изображения исходной пленки (а) и облученной ионами Ag^+ с энергией 60 эВ (б). На вставках — изображения, полученные с помощью АСМ.

вторичной ионной масс-спектрометрии на установке IONTOF5 с использованием вторичных ионов Si^+ и Al^+ (рис. 4). Яркость полученных изображений пропорциональна регистрируемым токам вторичных ионов. На рис. 4а можно наблюдать отдельные яркие точки источников вторичных ионов Si^+ . Поэтому можно предположить, что выделяющиеся холмы на рис. 3а являются зернами Si. Действительно, об этом свидетельствует возросшая яркость изображения поверхности, полученная с использованием вторичных ионов Si^+ (рис. 4б). В исходной пленке АК1 отношение интегральных токов вторичных ионов Si^+ к Al^+ составляет 0.7×10^{-2} . После облучения ионами Ag^+ с энергией 45 эВ в течение 6 мин оно стало (при

неизменном токе вторичных ионов Al^+) 1.5×10^{-1} . То есть ток вторичных ионов Si^+ увеличился практически в 20 раз, что свидетельствует о значительном росте концентрации кремния на поверхности пленки. Более подробный анализ химического состава поверхности исходной и обработанных в плазме пленок был выполнен методами растровой электронной оже-спектроскопии и ВИМС. Однако увеличение плотности наноструктур на поверхности пленок и яркости изображения, полученного с использованием вторичных ионов Si^+ , после ионно-плазменной обработки позволяет предположить, что эти холмы представляют собой выделившиеся преципитаты Si.

Химический состав поверхности

Послойный анализ исходной пленки АК1 методом ВИМС показал, что Si в пленке распределен практически равномерно. Отклонения от такого распределения наблюдаются вблизи поверхности и на границе пленка—подложка. Измерения всеми методами обработанной в плазме пленки проводили после распыления верхнего слоя исходной пленки толщиной 70–80 нм. Анализ химического состава поверхностей исходной и обработанной в плазме пленок, выполненный методами растровой электронной оже-спектроскопии и ВИМС, показывает, что содержание кремния вблизи поверхности возрастает почти на порядок после ионного облучения.

Методом оже-спектроскопии оценено отношение концентраций Al и Si по отношению величин высокоэнергетических оже-пиков этих элементов с учетом коэффициентов относительной чувствительности (рис. 5). Следует отметить, что толщина модифицированных слоев пленки не превышала нескольких нанометров, поэтому перед проведением оже-анализа поверхность

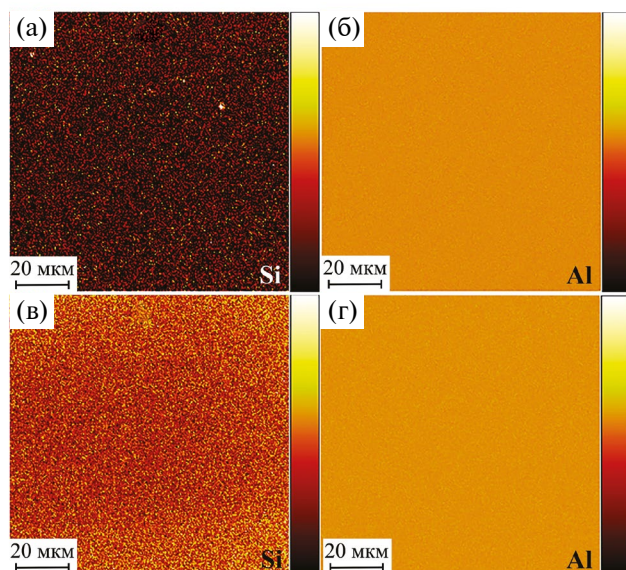


Рис. 4. Изображения поверхности исходной пленки (а, б) и после облучения ионами Ag^+ с энергией 45 эВ (в, г), полученные с использованием вторичных ионов Si^+ (а, в) и Al^+ (б, г).

не очищали ионной бомбардировкой. По этой причине спектры содержали большие низкоэнергетические пики C, N, O, которые затрудняли выделение пика Si в этой области спектра. В исходных пленках отношение оже-сигналов $I_{Al}/I_{Si} \sim 18-19$, что соответствует концентрации Si на поверхности пленки менее 4%. После распыления

пленок ионами с энергией 60 эВ отношение I_{Al}/I_{Si} изменилось до $\sim 4-5$, что соответствует увеличению концентрации Si на поверхности до 20–25%.

Эти результаты хорошо согласуются с данными анализа методом ВИМС. На рис. 6 представлены зависимости послойного

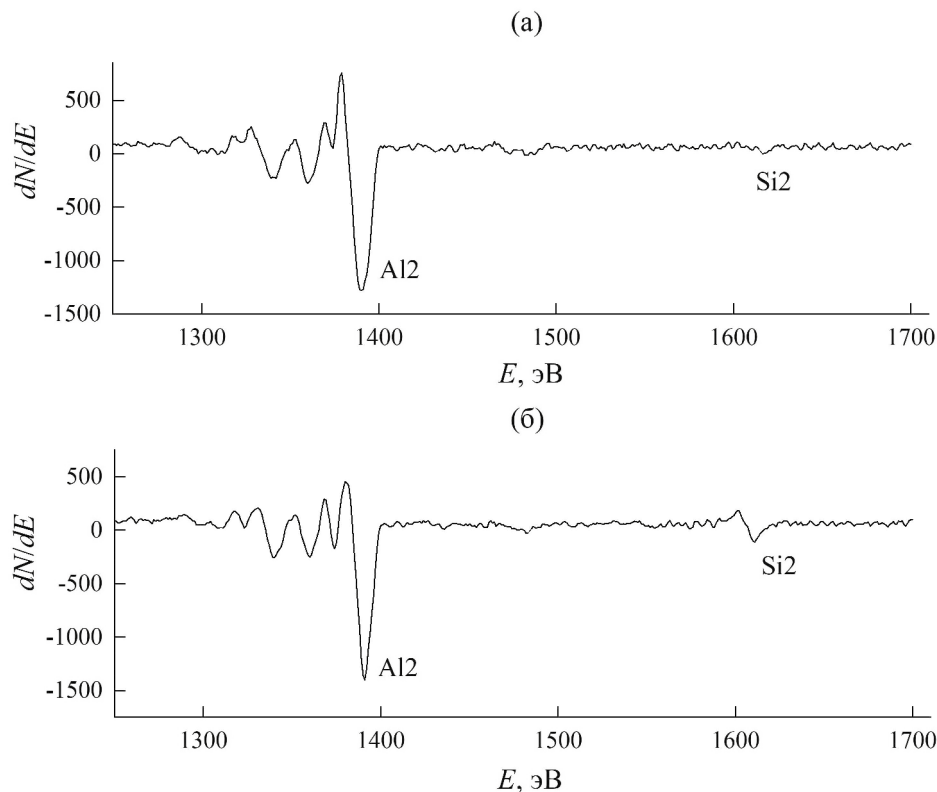


Рис. 5. Элементы высокоэнергетической части оже-спектра поверхности исходной пленки АК1 (а) и после распыления ионами Ar^+ с энергией 60 эВ (б).

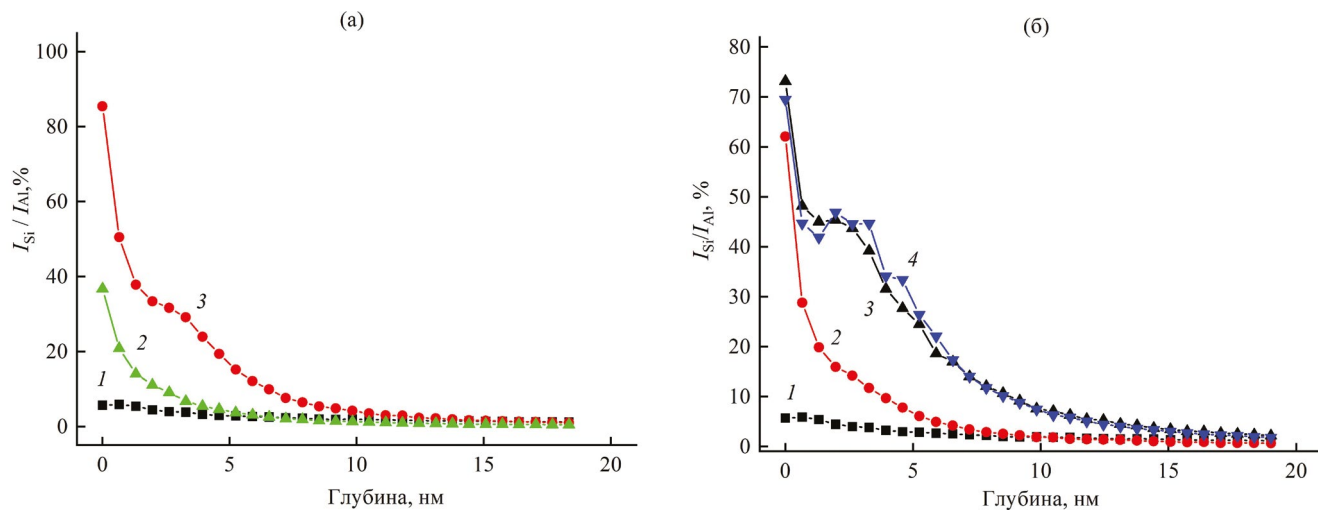


Рис. 6. Распределение Si в приповерхностном слое: а — исходной пленки (1) и после распыления ионами Ar^+ с энергией $E = 100$ эВ в течение $t = 2$ мин (2), $E = 40$ эВ, $t = 6$ мин (3); б — исходной пленки (1) и после распыления ионами Ar^+ с энергией $E = 45$ эВ в течение $t = 4$ (2), 6 (3), 12 мин (4).

отношения токов вторичных ионов Si^+ и Al_2^+ для различной энергии ионов Ar^+ (рис. 6а) и разного времени распыления (флуенса) (рис. 6б). Видно, что наблюдается тенденция увеличения отношения сигналов $I_{\text{Si}}/I_{\text{Al}}$ при уменьшении энергии ионов плазмы. С ростом времени распыления пленок в плазме ионами одной энергии наблюдается незначительный рост пика вторичных ионов Si^+ на поверхности и увеличение толщины приповерхностного слоя (до 5–10 нм) с повышенным содержанием кремния в пленке. Следует отметить, что средний пробег ионов Ar^+ с энергией 100 эВ в пленке Al не превышает 1 нм. Увеличение толщины слоя Si в пленке АК1, возможно, связано с нагревом образцов при их облучении. Аналогичный эффект наблюдался в [25], где показано, что при облучении ионами Ar^+ пленки Ni на алюминиевой подложке при повышенных температурах образцов имеет место взаимное проникновение элементов пленки и подложки на глубины, почти на порядок превосходящие проективный пробег ионов.

Полученные результаты исследования изменения топографии и химического состава поверхности при облучении пленок АК1 низкоэнергетическими ионами Ar^+ могут свидетельствовать о том, что ионно-плазменная обработка приводит к формированию на поверхности пленок АК1 наноточек Si. Увеличение концентрации кремния на поверхности образцов при ионной бомбардировке можно объяснить следующим образом. Измерение скорости распыления и моделирование с помощью программы TRIDYN показывают, что парциальный коэффициент распыления Al почти в два раза больше, чем Si, а пороговая энергия распыления кремния почти в 1.5 раза больше, чем для алюминия. С учетом этих факторов следует ожидать заметного увеличения кремния вблизи поверхности пленки, особенно при бомбардировке пленок ионами со средней энергией, близкой к пороговой (рис. 6а). Известно, что сплав AlSi в основном представляет собой твердый раствор при концентрации кремния менее 7%, а при 12% и выше он является смесью твердого раствора и включений Si [26]. Повышение концентрации Si в приповерхностном слое пленки за счет преимущественного распыления Al [14] ведет к образованию преципитатов Si вблизи поверхности размером порядка 20 нм, скорость распыления которых почти в два раза меньше скорости распыления пленки. В [27] показано, что при нормальном падении ионов на поверхность двухкомпонентных соединений с отличающимися значениями парциальных коэффициентов распыления элементов соединения должно наблюдаться формирование наноструктур.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе экспериментально получены энергетические зависимости скорости и коэффициента распыления пленок Al, Si и AlSi (исходная концентрация кремния 1%) ионами Ar^+ плотной плазмы ВЧ-разряда с энергией 40–200 эВ. Установлено, что скорость распыления пленок Al почти в два раза превышает скорость распыления пленок Si в рассмотренном диапазоне энергии. Этот результат подтверждают данные моделирования с помощью программы TRYDIN. Определены пороговые значения энергии распыления Al и Si, которые составили 30 и 40 эВ соответственно.

Методами РЭМ, растровой электронной оже-спектроскопии и ВИМС исследованы изменения топографии поверхности и химического состава приповерхностного слоя пленок после ионно-плазменной обработки. Установлено, что ионное облучение приводит к формированию на поверхности структур в виде холмов нанометрового размера. Анализ химического состава приповерхностных слоев пленки показал, что содержание Si вблизи поверхности при распылении возрастает более чем на порядок. Наибольшее увеличение наблюдается при энергии ионов, близкой к пороговой энергии распыления Si.

Анализ полученных результатов позволяет заключить, что при распылении поверхности пленок АК1 низкоэнергетическими ионами Ar^+ из-за различия коэффициентов распыления компонентов пленки значительно увеличивается концентрация Si (особенно при энергии ионов, близкой к пороговым значениям энергии распыления) и выделяется Si в приповерхностном слое в виде преципитатов. Разница в скоростях распыления Al и Si приводит к формированию на поверхности пленок наноструктур в виде холмов нанометрового масштаба (наноточек).

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Работа выполнена в рамках государственного задания Ярославскому филиалу Физико-технологического института имени К.А. Валиева РАН (тема FFNN-2022-0018) на оборудовании Центра коллективного пользования “Диагностика микро- и наноструктур”. Авторы выражают благодарность В.В. Наумову и Л.А. Мазалецкому (Ярославский филиал Физико-технологического института им. К.А. Валиева РАН) за получение РЭМ-изображений приповерхностной области образца с использованием оборудования ЦКП “Диагностика микро- и наноструктур”.

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Gabovich A.M., Semeniuk V.F., Semeniuk N.I.* // J. Phys. Appl. Phys. 2021. V. 54. P. 255301.
<https://doi.org/10.1088/1361-6463/abf0ee>
2. *Randel E., Bradley R.M., Menoni C.S.* // J. Appl. Phys. 2021. V. 130. P. 125303.
<https://doi.org/10.1063/5.0060699>
3. *Михайленко М.С., Пестов А.Е., Чернышев А.К., Зорина М.В., Чхало Н.И., Салащенко Н.Н.* // ЖТФ. 2022. Т. 92. С. 1219.
<https://doi.org/10.21883/JTF.2022.08.52787.70-22>
4. *Михайленко М.С., Пестов А.Е., Чернышев А.К., Зорина М.В., Чхало Н.И., Салащенко Н.Н.* // ЖТФ. 2023. Т. 93. С. 1046.
<https://doi.org/10.21883/JTF.2023.07.55767.114-23>
5. *Cuerno R., Kim J.-S.* // J. Appl. Phys. 2020. V. 128. P. 180902.
<https://doi.org/10.1063/5.0021308>
6. *Frost F., Ziberi B., Schindler A., Rauschenbach B.* // Appl. Phys. A. 2008. V. 91. P. 551.
<https://doi.org/10.1007/s00339-008-4516-0>
7. *Hofsäss H.* // Appl. Phys. A. 2014. V. 114. P. 401.
<https://doi.org/10.1007/s00339-013-8170-9>
8. *Erb D.J., Pearson D.A., Skere T., Engler M., Bradley M., Facsko S.* // Phys. Rev. B. 2024. V. 109. P. 045439.
<https://doi.org/10.1103/PhysRevB.109.045439>
9. *Амиров И.И., Селюков Р.В., Наумов В.В., Горлачев Е.С.* // Микроэлектроника. 2021. Т. 50. № 1. С. 3.
<https://doi.org/10.31857/S0544126921010038>
10. *Bradley R.M., Harper J.M.* // J. Vac. Sci. Technol. 1988. V. 6. P. 2390.
<https://doi.org/10.1116/1.575561>
11. *Shipman P.D., Bradley R.M.* // Appl. Surf. Sci. 2012. V. 258. P. 4161.
<https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2011.07.003>
12. *Smirnova M.A., Bachurin V.I., Mazaletsky L.A., Pukhov D.E., Churilov A.B., Rudy A.S.* // J. Surf. Invest.: X-Ray, Synchrotron, Neutron Tech. 2021. V. 15. P. 150.
<https://doi.org/10.1134/S1027451022020380>
13. *Engler M., Frost F., Müller S., Macko S., Will M., Feder R., Spemann D., Hübner R., Facsko S., Michely T.* // Nanotechnology. 2014. V. 25. P. 115303.
<https://doi.org/10.1088/0957-4484/25/11/115303>
14. *Бетиц Г., Венер Г.* // Распыление твердых тел ионной бомбардировкой. Т. 2. / Ред. Бериш Р.М.: Мир, 1986. С. 24.
15. *El-Atwani O., Norris S.A., Ludwig K., Gonderman S., Allain J.P.* // Sci. Rep. 2015. V. 5. P. 18207.
<https://doi.org/10.1038/srep18207>
16. *Чичерская А.Л., Пунышев А.А.* // Аналитика и контроль. 2015. Т. 19. С. 230.
<https://doi.org/10.15826/analitika.2015.19.3.003>
17. *Amirov I.I., Izumov M.O., Naumov V.V.* // J. Surf. Invest.: X-Ray, Synchrotron, Neutron Tech. 2016. V. 10. P. 855.
<https://doi.org/10.1134/S1027451016040236>
18. *Sobolewski M.A., Olthoff J.K., Wang Y.* // J. Appl. Phys. 1999. V. 85. P. 3966.
<https://doi.org/10.1063/1.370298>
19. *Amirov I.I., Izumov M.O., Naumov V.V., Gorlachev E.S.* // J. Phys. D. 2021. V. 54. P. 065204.
<https://doi.org/10.1088/1361-6463/abc3ed>
20. *Eckstein W.* Computer Simulation of Ion-Solid Interaction. Berlin: Springer, 1991. 279 p.
<https://doi.org/10.1007/978-3-642-73513-4>
21. *Laegreid N., Wehner G.K.* // J. Appl. Phys. 1961. V. 32. P. 365.
<https://doi.org/10.1063/1.1736012>
22. *Yamamura Y., Tawara H.* // Atomic Data Nucl. Data Tables. 1996. V. 62. P. 149.
<https://doi.org/10.1006/adnd.1996.0005>
23. *Сычева А.А., Воронина Е.Н.* // Поверхность. Рентген. синхротр. и нейтрон. исслед. 2020. № 8. С. 61.
<https://doi.org/10.31857/S1028096020080166>
24. *Qin X.V., Ting Y.-H., Wendt A.E.* // Plasma Sources Sci. Technol. 2010. V. 19. P. 065014.
<https://doi.org/10.1088/0963-0252/19/6/065014>
25. *Colligon J.S., Farrell G., Bachurin V.I., Yurasova V.E.* // Rad. Effects. 1996. V. 138. P. 195.
<https://doi.org/10.1080/10420159608211522>
26. *Murray J.L., McAlister A.J.* // Bull. Alloy Phase Diagrams. 1984. V. 5. P. 74.
<https://doi.org/10.1007/BF02868729>
27. *Shipman P.D., Bradley R.M.* // Phys. Rev. B. 2011. V. 84. P. 085420.
<https://doi.org/10.1103/PhysRevB.84.085420>

Formation of Nanostructures on the Surface of Aluminium—Silicon Films by Bombardment with Low-Energy Argon Ions of Inductive RF Discharge Plasma

V. I. Bachurin^{1,*}, I. I. Amirov¹, K. N. Lobzov^{1,2}, S. G. Simakin¹, M. A. Smirnova¹

¹Valiev Institute of Physics and Technology RAS, Yaroslavl Branch, NRC “Kurchatov Institute”, Yaroslavl, 150067 Russia

²Demidov Yaroslavl State University, Yaroslavl, 150003 Russia

*e-mail: vibachurin@mail.ru

The results of an experimental study of changes in the chemical composition and surface topography of two-component AlSi thin films with an initial Si concentration of 1% under low-energy ion-plasma sputtering are presented. Using scanning electron microscopy, scanning electron Auger spectroscopy and secondary ion mass spectrometry, irradiation with argon ions with energies of 40–200 eV in the near-surface layer of the film was found to increase the Si concentration by more than an order of magnitude. Nanostructures in the form of hills with a diameter of 20–50 nm and a height of 15–30 nm are formed on the surface, which can be identified as silicon. The enrichment of the surface with Si and the formation of nanostructures can be caused by differences in the sputtering yields and threshold sputtering energies of the film components.

Keywords: AlSi films, low-energy ion plasma sputtering, surface nanostructuring, nanodots.