

Эволюция состава и рельефа поверхности полупроводников $A^{III}B^V$ в процессе распыления ионами аргона

© А.Е. Иешкин¹, А.А. Татаринцев¹, Б.Р. Сенатулин², Е.А. Скрылева²

¹ Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова (физический факультет),
119991 Москва, Россия

² Национальный исследовательский технологический университет „МИСИС“,
119049 Москва, Россия

E-mail: ieshkin@physics.msu.ru

Поступила в Редакцию 13 ноября 2024 г.

В окончательной редакции 15 января 2025 г.

Принята к публикации 15 января 2025 г.

Проведено систематическое исследование состава и структуры поверхности полупроводников группы $A^{III}B^V$ (GaP, GaAs, GaSb, InP, InAs, InSb) после облучения ионами аргона с энергией 3 кэВ. Состав поверхности определялся с помощью рентгенфотоэлектронной спектроскопии. Полученные результаты обсуждаются с точки зрения процессов преимущественного распыления и радиационно-стимулированной сегрегации. Показано, что наблюдаемое обогащение металлическим компонентом не объясняется только этими процессами. На поверхности материалов, содержащих индий, наблюдался развитый нанорельеф в виде колонн, в то время как на поверхности GaP развития рельефа не обнаружено. Такое поведение связывается с закономерностями смачивания поверхности полупроводника компонентом, обогащающим поверхность.

Ключевые слова: распыление, $A^{III}B^V$, нанорельеф, преимущественное распыление, сегрегация, РФЭС.

DOI: 10.61011/FTP.2024.12.59828.7328

1. Введение

Полупроводниковые материалы группы $A^{III}B^V$ стали основой для создания светоизлучающих и детектирующих структур, приборов микроэлектроники, солнечной энергетики в широком спектральном диапазоне [1]. При этом потоки ускоренных ионов занимают одно из центральных мест в физике и технологии полупроводников при модификации приповерхностных слоев (ионное легирование [2], очистка поверхности [3]) и их анализе (методики резерфордского обратного рассеяния, масс-спектрометрии вторичных ионов, ионное профилирование в рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии — РФЭС).

Воздействие ионного пучка на поверхность кристалла приводит к целой совокупности процессов, таких как создание радиационных повреждений, внедрение и адсорбция примесей, распыление [4]. Если говорить о многокомпонентных материалах, то к этим процессам добавляются преимущественное распыление одного из компонентов, радиационно-усиленные диффузия и сегрегация [5]. В результате вблизи поверхности возникает слой с измененными структурой, составом и рельефом.

Влияние ионного облучения (прежде всего ионами благородных газов) на поверхность полупроводников группы $A^{III}B^V$ исследуется уже длительное время. Так, в 80-е и 90-е годы XX века большое количество работ было посвящено выяснению состава измененного поверхностного слоя и механизмов формирования этого слоя. Эти результаты обобщены в обширном обзоре [6,7]. Отметим, что в большей части этих работ не обсуждается формирование на облучаемой поверхности

нанорельефа, что зачастую приводит к неправильному пониманию происходящих процессов. Нанорельеф и наноструктуры, возникающие на поверхности таких полупроводников в результате ионной бомбардировки, стали широко исследоваться уже в XXI веке. Одним из толчков к этому стало обнаружение самоформирующегося под действием ионного облучения упорядоченного рельефа на поверхности GaSb [8]. Зачастую исследования формирования рельефа не сопровождалось непосредственным исследованием состава поверхности, несмотря на то что современное понимание механизма зарождения такого рельефа основано на химической неустойчивости слоя с измененным ионным составом [9,10]. Таким образом, несмотря на их большое количество, исследования ионной модификации состава и структуры полупроводников $A^{III}B^V$ достаточно разрознены, проводились в различных условиях, зачастую не указаны важные параметры облучения, такие как ионный флюенс и плотность тока.

В данной работе для широкого набора материалов (GaP, GaAs, GaSb, InP, InAs, InSb) проведено исследование динамики состава приповерхностного слоя в процессе ионного облучения в условиях сверхвысокого вакуума, а также описан образующийся на поверхности рельеф. Эксперименты проводились при фиксированных параметрах ионного пучка, что позволяет проводить непосредственное их сравнение.

2. Методика эксперимента

Ионное облучение и анализ состава поверхности монокристаллических пластин осуществлялись на уста-

Таблица 1. Глубина проникновения и страгглинг ионов аргона при угле падения 55° по данным TRIM [11] и глубина выхода фотоэлектронов (IMFP) для угла 45° по данным QUASES [12]

	Глубина проникновения, Å	IMFP · cos 45°, Å
GaP	36 ± 23 (3 кэВ)	Ga 3p 20
	13 ± 8 (0.5 кэВ)	P 2s 19
GaAs	36 ± 23 (3 кэВ)	Ga 3p 20
	14 ± 9 (0.5 кэВ)	As 3d 30 21
GaSb	36 ± 24 (2 кэВ)	Ga 3d 32 22
		Sb 4d 32 22
InP	44 ± 29 (3 кэВ)	In 3d _{5/2} 17
InAs	45 ± 29 (3 кэВ)	P 2s 28 20
		In 3d _{5/2} 17
InSb	42 ± 27 (2 кэВ)	As 3d 28.5 22
		In 4d 24
		Sb 4d 24

новке PHI 5000 VersaProbeII (ULVAC-PHI). Для облучения использовалась ионная пушка, формирующая пучок ионов аргона с энергией 3 кэВ и током 3–3.5 мкА. Для образцов, содержащих сурьму, энергия ионов была уменьшена до 2 кэВ для того, чтобы глубина их проникновения была близка к другим образцам. В случае GaP и GaAs дополнительно были проведены измерения с энергией ионов 0.5 кэВ и током 0.75–0.85 мкА. Направление падения пучка составляло 55° от нормали к поверхности образца. Глубина проникновения ионов в таких условиях приведена в табл. 1. Пучок растривался внутри области 2 × 3.5 мм на поверхности образца. В центре этой области осуществлялся анализ состава с помощью РФЭС. В процессе эксперимента чередовались циклы ионного травления и анализа, что позволяло наблюдать динамику состава поверхности.

Рентгеновские фотоэлектроны возбуждались монохроматизированным излучением AlK_α, сфокусированным в область диаметром 0.2 мм. Ось анализатора была направлена под углом 45° от нормали к образцу, угол между плоскостями падения ионного пучка и плоскостью анализа 90°. Аналитические линии выбирались так, чтобы глубина выхода фотоэлектронов была близка для всех элементов (табл. 1). Перед экспериментом полупроводниковые пластины с ориентацией (001) раскалывались таким образом, что ионному облучению подвергался скол (011). Факторы относительной элементной чувствительности РН, используемые для расчета атомных концентраций элементов по интенсивности фотоэлектронных линий, корректировались на сколах пластин, при этом проверялось, чтобы содержание окисленных компонентов на сколе не превышало нескольких процентов, т. е. селективное окисление и сегрегация не вносили заметных искажений. После достижения стационарного состояния состава поверхности проводилось определение состава в течение длительного времени без со-

путствующего травления, для определения погрешности измерения концентраций.

Давление в камере перед началом эксперимента составляло ≤ 3 · 10⁻⁸ Па.

Рельеф поверхности образцов после ионного облучения исследовался с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Zeiss Ultra 55.

3. Результаты и обсуждение

3.1. Топография поверхности

На рис. 1 показаны изображения поверхности полупроводников после распыления ионами с энергией 3 кэВ в СЭМ. В случае GaP поверхность оставалась гладкой (на рисунке приведена небольшая область, содержащая дефекты поверхности). На поверхности GaAs наблюдается слабо выраженный хаотический рельеф, заметный только при максимальном увеличении. На GaSb рельеф более выраженный, имеющий ориентацию вдоль направления распространения ионного пучка.

На поверхности всех полупроводников, содержащих индий, после ионного облучения возник рельеф в виде колонн, ориентированных навстречу ионному пучку. Такой тип рельефа, развивающегося на двухкомпонентных полупроводниках, хорошо известен как для группы A^{III}B^V [13,14], так и для других типов [15,16] и проявляется в широком диапазоне энергий ионов — от сотен эВ [15] до 50–100 кэВ и более [17]. Особенно детально структура колонн видна на InP. Видно, что на вершине находится более светлый шарик. Из литературы известно, что он состоит из металлического компонента, в то время как состав колонны соответствует объемному материалу.

Механизм возникновения такого рельефа в настоящее время связывают с химической неустойчивостью, возникающей в приповерхностных слоях. Как будет показано далее (рис. 2,3), при ионном распылении приповерхностные слои обогащаются металлическим компонентом (Ga или In). При достаточной степени обогащения вблизи поверхности происходит разделение фаз с выделением металлических зародышей. В процессе дальнейшего распыления они служат маской, под которой возникают колонны. При этом металлические островки подпитываются за счет ионно-стимулированной диффузии вдоль поверхности, что позволяет им сохраняться в течение процесса распыления. Отметим, что дальнейший рост колонн может быть связан не только с затенением, но и с переосаждением распыленного материала (обоих компонентов мишени) и его дальнейшим выделением из металлического островка в объем колонны (механизм пар-жидкость-твердое тело) [15].

Отсутствие рельефа на поверхности GaP и GaAs и его наличие на GaSb в работе [10] объясняется различием термодинамических свойств материалов. В этой работе считается, что плотность энергии, выделяющаяся в результате воздействия иона на мишень, достаточна для

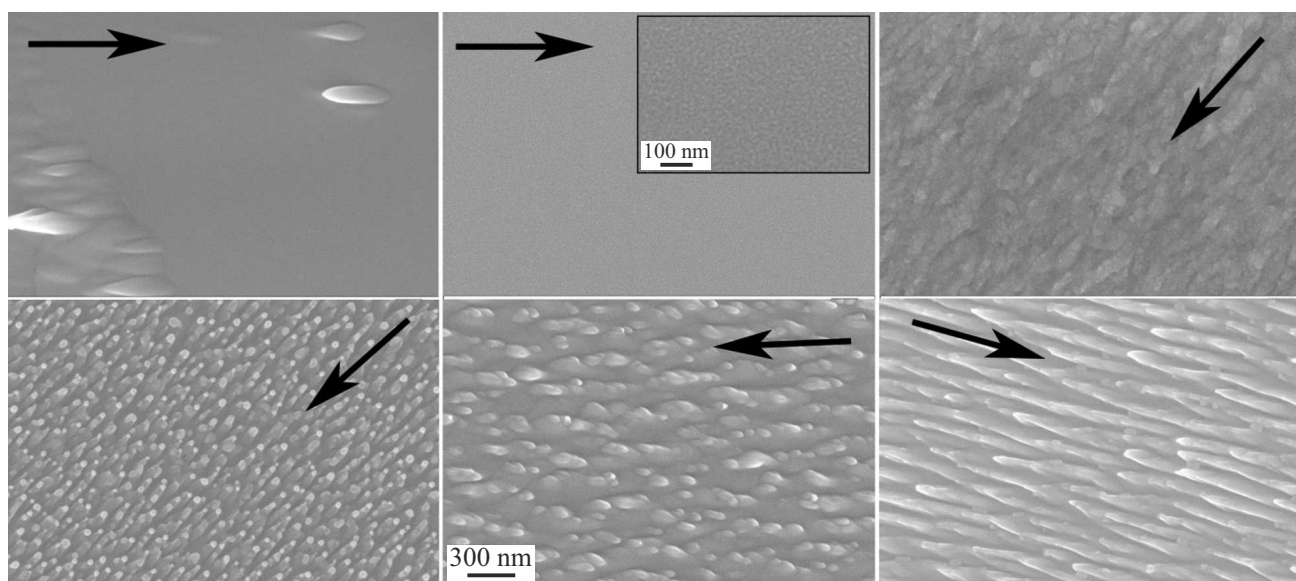


Рис. 1. СЭМ-изображения поверхности полупроводников после ионного травления: верхний ряд слева направо — GaP, GaAs, GaSb, нижний ряд — InP, InAs, InSb.

того, чтобы вызвать локальное плавление и увеличение подвижности атомов, способствующее развитию химической неустойчивости. Расплавленная область имеет наименьший объем для GaP и наибольший для GaSb, чем авторы и объясняют наименее выраженный рельеф в первом случае и наиболее выраженный — в последнем. Однако, чтобы можно было говорить о теплопроводности и плавлении, каскад столкновений должен быть сильно нелинейным, т.е. большое количество атомов (по сравнению с их общим количеством) внутри объема каскада должно находиться в движении. По данным TRIM, ион аргона с энергией 3 кэВ имеет упругие потери энергии в GaAs $42 \text{ эВ}/\text{Å}$ и создает в среднем 75 вакансий, в то время как общее количество атомов в объеме, занимаемом каскадом, составляет несколько тысяч (при продольном и радиальном страгглинге 24 и 22 Å соответственно). Таким образом, сложно говорить о нелинейном каскаде (хотя можно отметить, что в других работах эта концепция также привлекалась для объяснения пористой структуры сложных полупроводников в некоторых режимах ионного облучения [18], с другой стороны, пористый слой, обусловленный накоплением газа под поверхностью, был обнаружен в работе [19] при облучении арсенида галлия легкими ионами неона). Кроме того, при облучении ионами висмута с энергией 10 кэВ (т.е. при существенно больших энерговыделении и степени нелинейности каскада), рельеф также не был обнаружен на GaP и слабо проявлялся на GaAs. Приведем для сравнения оценку параметров такого каскада с помощью TRIM. Упругие потери энергии иона висмута с энергией 10 кэВ в GaAs составляют $202 \text{ кВ}/\text{Å}$, количество создаваемых вакансий составляет 270 при продольном и радиальном страгглинге 24 и 16 Å соответственно (при нормальном падении).

Поэтому отсутствие рельефа на GaP должно объясняться другими причинами. Формирование островков металла на начальном этапе роста наноконструкций можно описать как формирование на поверхности полупроводника металлической пленки. Как известно, в зависимости от соотношения энергии связи атомов пленки между собой и с подложкой возможны различные механизмы роста — островковый рост (Вольмера–Вебера) или послойный (Франка–ван дер Мерве). Можно предположить, что в случае GaP атомы галлия, обогащающего поверхность в процессе распыления, остаются связанными с поверхностью, и пленка не стремится разделиться на островки, как в случае других полупроводников. Это подтверждается наибольшей энергией диссоциации молекулы GaP (2.38 эВ , [20]) по сравнению с молекулами других использованных веществ — около 2 эВ (1.57 эВ для InSb).

3.2. Состав поверхности

Рассмотрим теперь эволюцию состава поверхности в процессе распыления. Для галлийсодержащих материалов она показана на рис. 2. Толщина удаленного слоя оценивалась с помощью коэффициентов распыления по данным моделирования с помощью TRIM. Такая оценка не учитывает рельеф поверхности, который может существенно изменять коэффициент распыления, поэтому указанные толщины достаточно приближительны. Для индийсодержащих материалов получены аналогичные зависимости.

Установление равновесного состава происходит уже на первых циклах распыления и соответствует глубине травления $\sim 10 \text{ нм}$. Известно, что при таких флюенсах на поверхности некоторых из использованных матери-

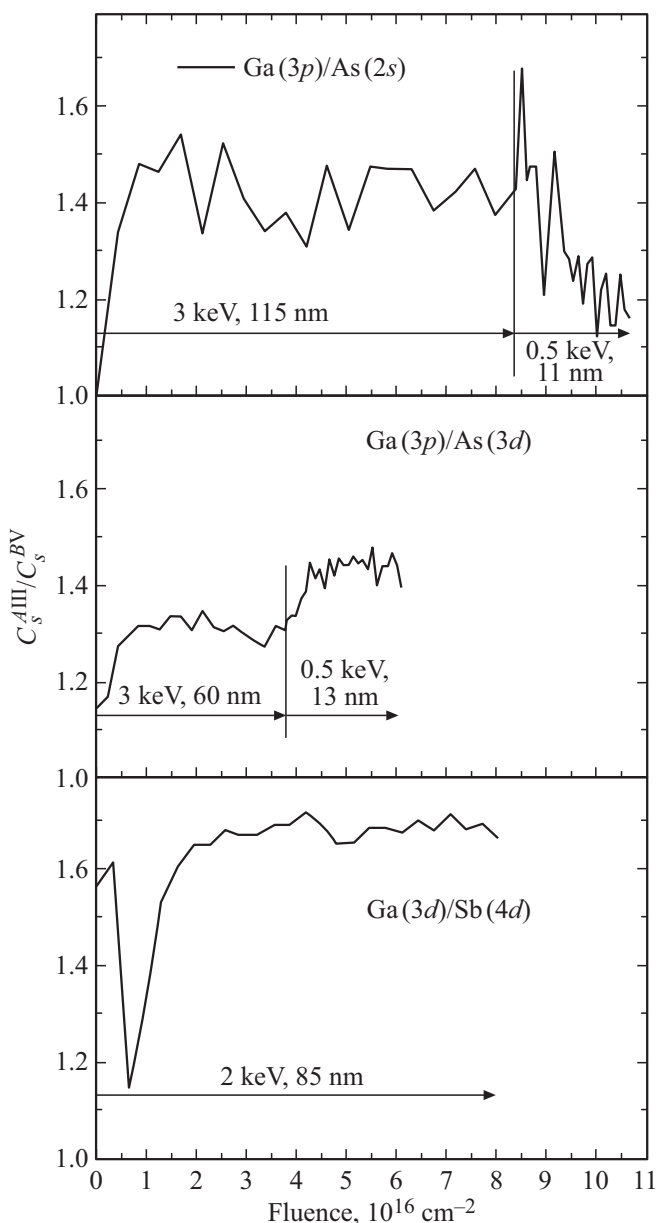


Рис. 2. Дозовые зависимости отношения атомарных концентраций компонентов в поверхностном слое.

лов (как будет обсуждаться далее) начинает формироваться рельеф в виде металлических островков, которые при увеличении флюенса развиваются в систему колонн. Интересно, что на этапе развития колонн измеренный состав поверхности уже не изменяется. В соответствии с геометрией эксперимента детектор фотоэлектронов направлен на боковые стороны колонн (в плоскости, перпендикулярной плоскости падения пучка и роста колонн).

По современным представлениям, в установлении состава приповерхностных слоев играют роль несколько механизмов. Один из них — преимущественное распыление одного из компонентов. Считается, что преимущественно должен распыляться компонент с меньшей

энергией связи на поверхности U и меньшей атомной массой M . В приближении неизменной мишени (т.е. малой дозы) Зигмундом была получена формула [21]

$$\frac{C_s^A}{C_s^B} = \left(\frac{C_A}{C_B}\right) \left(\frac{M_A}{M_B}\right)^{2m} \left(\frac{U_s^A}{U_s^B}\right)^{1-2m}, \quad (1)$$

где m — коэффициент, при низких энергиях ионов (порядка кэВ) принимающий значения от 0 до 0,2, C_A и C_s^A — объемная и поверхностная концентрации компонента А. В наших расчетах использовано значение $2m = 0.33$ [7]. При этом, поскольку глубина выхода распыленных атомов составляет ~ 2 монослоев, „преимущество“ распыления означает, что в стационарном состоянии в формуле Зигмунда под C_s^A имеется в виду состав именно этих слоев. Еще один механизм, влияющий на состав поверхности, — радиационно-стимулированная сегрегация, которая стремится минимизировать свободную энергию верхнего слоя. Чаще всего в результате сегрегации поверхность обогащается (по сравнению со вторым атомарным слоем) компонентом с меньшей энергией связи. Состав более глубоких слоев (до максимальной глубины проникновения ионов) устанавливается в результате ионно-стимулированной диффузии.

Необходимо отметить, что точные значения энергии связи атома на поверхности в настоящее время не известны. Для чистых веществ ее отождествляют с энтальпией сублимации. Для многокомпонентных материалов эта величина должна зависеть от состава поверхности, и существует несколько подходов к ее описанию [22,23]. Для оценки по формуле (1) была также использована энтальпия сублимации чистых веществ (табл. 2). Данные об энтальпии сублимации мышьяка в литературе расходятся. В соответствии с данными

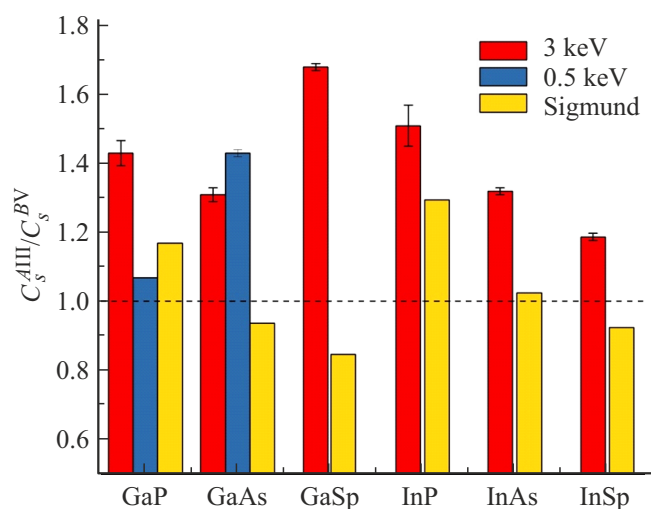


Рис. 3. Отношения концентраций компонентов в поверхностном слое (по данным РФЭС) после достижения стационарного состояния. Данные эксперимента при распылении с энергией 3 и 0.5 кэВ и расчет по формуле (1). (Цветной вариант рисунка представлен в электронной версии статьи).

Таблица 2. Характеристики химических элементов [24]

Элемент	Атомный номер	Атомная масса (а.е.м.)	Энергия связи на поверхности, эВ
Ga	31	69.7	2.82
In	49	114.8	2.49
P	15	31	3.28
As	33	74.9	2.98
Sb	51	121.8	2.72
Ag	18	40	

работы [24] значение для серого мышьяка — 3.14 эВ (использованное, например, в работе [25]), для желтого мышьяка — 2.98 эВ. В базе данных TRIM используется значение 1.26 эВ. В расчетах мы использовали значение 2.98 эВ, использованное Сихом и давшее хорошее совпадение при расчете коэффициента распыления GaAs [25]. Отметим, что в работах [25,26] отмечалась сегрегация мышьяка на поверхность GaAs и InAs, т.е. значение энергии связи мышьяка на поверхности может быть меньше этой величины.

Состав поверхности в стационарном состоянии, определенный по данным РФЭС, и результаты оценки по формуле (1) показаны на рис. 3. Приповерхностные слои всех материалов обогащаются галлием или индием. Подчеркнем, что методика РФЭС дает информацию об усредненном составе слоя толщиной порядка глубины выхода фотоэлектронов (табл. 1). Качественно формула (1) в рядах GaP–GaSb и InP–InSb дает тенденцию, похожую на экспериментальную, за исключением GaSb. Это исключение может быть связано с тем, что энергия поверхностной связи атома сурьмы меньше, чем атома галлия. Происходит сегрегация сурьмы на поверхность с последующим распылением сегрегировавших атомов, что приводит к значительному обогащению галлием. Аналогичный результат наблюдался при распылении сплава NiTi, для которого оценка предсказывала обогащение титаном, однако наблюдалось обогащение никелем, что было объяснено химической сегрегацией титана к поверхности [27].

Несмотря на качественное совпадение тенденции, полученной по формуле (1), с экспериментом, количественно эта оценка не совпадает с экспериментальными результатами. Более того, в ряде случаев она предсказывает обеднение галлием или индием, чего не наблюдается. Сегрегация также не может объяснить полученный результат. Например, в случае InSb наблюдается обогащение индием. Однако индий должен распыляться преимущественно (в соответствии с формулой Зигмунда) и в то же время сегрегировать к поверхности (за счет меньшей энергии связи), т.е. сегрегация должна дополнительно усиливать обеднение подповерхностных слоев индием. Преимущественное распыление в описании Зигмунда, так же как и рассмотрение с учетом сегрегации, подразумевает однородность мишени в латеральном направлении. Поэтому можно

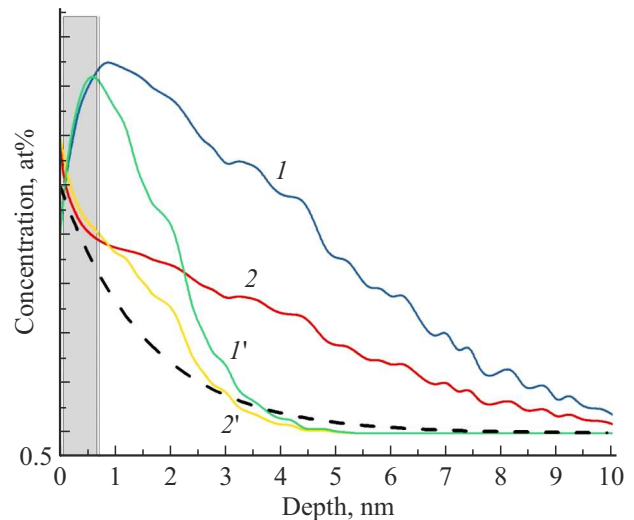


Рис. 4. Вид профиля концентрации компонента, который не распыляется преимущественно, при распылении ионами с энергией 3 кэВ (кривые 1, 2) и с энергией 0.5 кэВ (1', 2'). В результате сегрегации поверхность обогащается (1, 1') или обедняется (2, 2') преимущественно распыляемым компонентом. Пунктирной линией показана вероятность выхода фотоэлектронов. Серым цветом выделена область сегрегации.

предположить, что формирование состава поверхности обусловлено трехмерной динамикой локального состава приповерхностных слоев на начальном этапе облучения. Формирование кластеров дефектов и разделение фаз в латеральном направлении приводит к развитию рельефа поверхности, которое в свою очередь влияет на дальнейшую эволюцию состава [28].

В формулу (1) не входит энергия ионного пучка. Экспериментально в ряде случаев наблюдалась зависимость величины обогащения от энергии, однако такие результаты достаточно противоречивы [7]. Одна из причин, по которой энергия ионов может влиять на наблюдаемый состав поверхности, — соотношение между толщиной модифицированного слоя (около глубины проникновения ионов) и информационного слоя в использованном методе измерения. В некоторых случаях наблюдались немонотонные зависимости концентрации компонентов от времени при изменении энергии ионного пучка [29].

На рис. 4 качественно показан теоретический примерный характер профиля концентрации компонентов при наличии преимущественного распыления и сегрегации, а также примерный масштаб информационной глубины использованных линий РФЭС. Для построения такого профиля использовались данные TRIM о глубине проникновения ионов, определяющей толщину слоя измененного состава. Состав верхних атомарных слоев определяется преимущественным распылением так, чтобы состав распыленного вещества совпадал с объемным. Если преимущественно распыляется компонент В, то поверхность обогащается вторым компонентом А. Поэтому состав поверхности фиксировался на некотором уровне, определяемом степенью преимущественности

распыления. Далее, поскольку сегрегирующий к поверхности компонент обогащает верхний атомарный слой по сравнению со вторым слоем, в зависимости от направления сегрегации состав подповерхностных слоев приближается к объемному составу или удаляется от него, что также было отражено на рис. 4. При этом степень обогащения более глубоких слоев определяется темпом сегрегации и радиационно-индуцированной диффузии. Если глубина проникновения ионов достаточно мала по сравнению с глубиной выхода фотоэлектронов, то возникает наблюдаемое уменьшение степени обогащения.

В случае GaP и GaAs, существенный рельеф на поверхности которых не развивался, были последовательно использованы две энергии ионного пучка. Для GaP переход от энергии 3 кэВ к энергии 0.5 кэВ привел к тому, что состав поверхности приблизился к объемному составу. В случае GaAs, напротив, обогащение поверхности галлием монотонно увеличилось. Такое различие может быть связано с тем, что рельеф на поверхности GaP отсутствовал, и концентрация избыточного галлия монотонно спадала с глубиной и при энергии 3 кэВ, и при энергии 0.5 кэВ. На поверхности GaAs некоторый рельеф все же наблюдался, т.е. при переходе к другой энергии происходило также изменение концентрации компонентов вдоль поверхности.

4. Заключение

Таким образом, при облучении полупроводниковых соединений АПВ^V происходило обогащение поверхности индием или галлием. После достижения равновесного значения (при флюенсе $\sim 10^{16}$ см⁻²) измеренное значение состава не менялось, несмотря на развитие выраженного рельефа для большинства соединений. Наблюдаемое обогащение количественно не согласуется с оценкой по формуле Зигмунда. В случае GaSb это отличие может быть объяснено сегрегацией сурьмы и ее последующим распылением, что не объясняет отличий для других материалов. Таким образом, можно предположить, что формирование состава поверхности рассмотренных соединений связано с трехмерной динамикой локального состава приповерхностных слоев. Формирование кластеров дефектов и разделение фаз в латеральном направлении приводит к развитию рельефа поверхности, которое в свою очередь влияет на дальнейшую эволюцию состава. Таким образом, для разработки моделей модификации соединений ионным облучением необходимо согласованное трехмерное рассмотрение состава и рельефа поверхности.

Отсутствие рельефа на GaP после ионного облучения может быть связано с непрерывным характером пленки (измененного слоя) на поверхности. В случае GaAs рельеф был слабо выражен, а на индийсодержащих соединениях наблюдались развитые структуры в виде колонн с металлическими вершинами, ориентированными навстречу ионному пучку.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] М.П. Михайлова, К.Д. Моисеев, Ю.П. Яковлев. ФТП, **44** (4), 291 (2019). DOI: 10.61011/FTP.2024.12.59828.7328 [M.P. Mikhailova, K.D. Moiseev, Y.P. Yakovlev. Semiconductors, **53**, 273 (2019)]. DOI: 10.1134/S1063782619030126)
- [2] А.И. Стручков, К.В. Карабешкин, П.А. Карасев, А.И. Титов. ФТП, **57** (9), 738 (2023). DOI: 10.61011/FTP.2024.12.59828.7328
- [3] А.С. Токарев, О.А. Лапшина, А.А. Козырев. ФТП, **57** (1), 58 (2023). DOI: 10.61011/FTP.2024.12.59828.7328 [A.S. Tokarev, O.A. Lapshina, A.A. Kozyrev. Semiconductors, **57** (1), 54 (2023)]. DOI: 10.61011/FTP.2024.12.59828.7328)
- [4] B. Rauschenbach. *Low-Energy Ion Irradiation of Materials. Fundamentals and Application* (Springer, 2022). DOI: 10.1007/978-3-030-97277-6
- [5] N.Q. Lam, H. Wiedersich. Methods B, **18**, 471 (1986). DOI: 10.1016/S0168-583X (86)80073-8
- [6] J.B. Malherbe. Crit. Rev. Solid State Mater. Sci., **19** (2), 55 (1994). DOI: 10.1080/10408439408244588
- [7] J.B. Malherbe. Crit. Rev. Solid State Mater. Sci., **19** (3), 129 (1994). DOI: 10.1080/10408439408244589
- [8] S. Facsko, T. Dekorsy, C. Koerdt, C. Trappe, H. Kurz, A. Vogt, H.L. Hartnagel. Science, **285**, 1551 (1999). DOI: 10.1126/science.285.5433.1551
- [9] S. Le Roy, E. Barthel, N. Brun, A. Lelarge, E. Søndergård. J. Appl. Phys., **106**, 094308 (2009). DOI: 10.1063/1.3243333
- [10] O. El-Atwani, S.A. Norris, K. Ludwig, S. Gonderman, J.P. Allain. Sci. Rep., **5**, 18207 (2015). DOI: 10.1038/srep18207
- [11] www.srim.org
- [12] www.quases.com/products/quases-imfp-tpp2m
- [13] T.K. Chini, J. Kato, M. Tanemura, F. Okuyama. Methods B, **95**, 313 (1995). DOI: 10.1016/0168-583X (94)00539-7
- [14] E. Trynkiewicz, B.R. Jany, D. Wrana, F. Krok. Appl. Surf. Sci., **427**, 349 (2018). DOI: 10.1016/j.apsusc.2017.08.240
- [15] С.П. Зимин, И.И. Амиров, М.С. Тиванов, Н.Н. Колесников, О.В. Королик, Л.С. Ляшенко, Д.В. Жигулин, Л.А. Мазалецкий, С.В. Васильев, О.В. Савенко. ФТИ, **65** (4), 692 (2023). DOI: 10.61011/FTP.2024.12.59828.7328 [S.P. Zimin, I.I. Amirov, M.S. Tivanov, N.N. Kolesnikov, O.V. Korolik, L.S. Lyashenko, D.V. Zhyhulin, L.A. Mazaletskiy, S.V. Vasilev, O.V. Savenko. Phys. Solid State, **65** (4), 671 (2023).] DOI: 10.61011/FTP.2024.12.59828.7328
- [16] S.P. Zimin, N.N. Kolesnikov, I.I. Amirov, V.V. Naumov, E.S. Gorlachev, S. Kim, N.H. Kim. Crystals, **12**, 111 (2022). DOI: 10.3390/cryst12010111
- [17] I. Sulania, P. Kumar, P.K. Priya, H.P. Bhasker, U.B. Singh, R.K. Karn, C. Tyagi, R.P. Yadav. Rad. Phys. Chem., **199**, 110353 (2022). DOI: 10.1016/j.radphyschem.2022.110353
- [18] A. Hernandez, Y. Kudriavtsev, C. Salinas-Fuentes, C. Hernandez-Gutierrez, R. Asomoza. Vacuum, **171**, 108976 (2020). DOI: 10.1016/j.vacuum.2019.108976
- [19] D. Xia, Y.B. Jiang, J. Notte, D. Runt. Appl. Surf. Sci., **538**, 147922 (2021). DOI: 10.1016/j.apsusc.2020.147922
- [20] Y.R. Luo. *Comprehensive Handbook of Chemical Bond Energies* (CRC Press, 2007).

- [21] П. Зигмунд. *Распыление ионной бомбардировкой, общие теоретические представления*. В сб.: *Распыление твердых тел ионной бомбардировкой I*, под ред. Р. Бернш (М., Мир, 1984) с. 23. [P. Sigmund. *Sputtering by ion bombardment theoretical concepts*. In: *Sputtering by Particle Bombardment I*, ed. by R. Behrisch (Springer Verlag, Berlin, 1981)].
- [22] H. Gades, H.M. Urbassek. Nucl. Instrum. Meth. B, **88**, 218 (1994). DOI: 10.1016/0168-583X(94)95316-3
- [23] M.P. Seah, T.S. Nunnery. J. Physica D, **43** (25), 253001 (2010). DOI: 10.1088/0022-3727/43/25/253001
- [24] D.R. Lide (ed.). *Handbook of Chemistry and Physics* (CRC Press, 2004).
- [25] M. Tanemura, M. Ukita, F. Okuyama. Surf. Sci., **426**, 141 (1999). DOI: 10.1016/S0039-6028(99)00174-0
- [26] T. Aoyama, M. Tanemura, F. Okuyama. Appl. Surf. Sci., **100/101**, 351 (1996). DOI: 10.1016/0169-4332(96)00240-1
- [27] V.S. Chernysh, A.E. Ieshkin, D.S. Kireev, A.A. Tatarintsev, B.R. Senatulin, E.A. Skryleva. Nucl. Instrum. Meth. B, **554**, 165463 (2024). DOI: 10.1016/j.nimb.2024.165463
- [28] M.A. Lively, B. Holybee, M. Toriyama, S. Facsko, J.P. Allain. Sci. Rep., **10**, 8253 (2020). DOI: 10.1038/s41598-020-64971-9
- [29] S. Valeri, M. Lolli. Surf. Interf. Anal., **16**, 59 (1990). DOI: 10.1002/sia.740160115

Редактор Г.А. Оганесян

Evolution of composition and topography of A^{III}B^V semiconductors during sputtering with argon ions

A.E. Ieshkin¹, A.A. Tatarintsev¹, B.R. Senatulin²,
E.A. Skryleva²

¹ Faculty of Physics,
Lomonosov Moscow State University,
119991 Moscow, Russia

² National University of Science and Technology MISIS,
119049 Moscow, Russia

Abstract A systematic study of the composition and structure of the surface of A^{III}B^V semiconductors (GaP, GaAs, GaSb, InP, InAs, InSb) after irradiation with 3 keV argon ions was carried out. The surface composition was determined using X-ray photoelectron spectroscopy. The results obtained are discussed in terms of preferential sputtering and radiation-stimulated segregation. It is shown that the observed enrichment with the metallic component is not explained by these processes alone. A developed relief in the form of nanopillars was observed on the surface of indium-containing materials, while no relief development was found on the GaP surface. This behavior is associated with the patterns of wetting of the semiconductor surface by the surface-enriching component.