Известия НАН Армении, Физика, т.61, №4, с.627–638 (2026)

УДК 538.911
DOI: 10.54503/0002-3035-2026-61.4-627

ВЫРАЩИВАНИЕ И ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ УЗКОЗОННЫХ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ НАНОВИСКЕРОВ InAs И InSb ПРИ Au-АССИСТИРОВАННОМ РОСТЕ

М.Т. СААКЯН*

Ереванский государственный университет, Ереван, Армения

*e-mail: mikayel.sahakyan@ysu.am

(Поступила в редакцию 9 сентября 2026 г.)

Исследован Au-ассистированный газофазный перенос для получения узкозонных наноструктур InAs и InSb. Наночастицы Au наносили на полупроводниковые подложки методом центрифугирования, после чего рост проводили в трубчатой печи при температуре 500–550°C в течение 30–60 мин. Морфологию, элементный и химический состав полученных структур исследовали методами SEM, EDX и XPS. Показано, что Au сохраняется на поверхности InAs после термической обработки и участвует в формировании локализованных наноструктур. Для системы InSb/Au/InAs выявлены Sb-содержащие области, пространственно связанные с Au, а XPS подтвердил образование In–Sb-содержащего поверхностного слоя. В системе InAs/InAs сформированы нановискерные структуры с терминальными каплеобразными образованиями, характерными для Au-ассистированного роста. Полученные результаты подтверждают перспективность предложенного подхода для контролируемого формирования наноструктур III–V.

1. Введение

Одномерные полупроводниковые наноструктуры III–V представляют значительный интерес благодаря сочетанию электронных и оптических свойств полупроводников с эффектами геометрического ограничения и высоким отношением площади поверхности к объёму. Узкозонные InAs и InSb имеют прямую запрещённую зону шириной около 0.35 и 0.17 эВ при комнатной температуре, соответственно, малую эффективную массу электронов и благоприятные характеристики переноса носителей [1]. Эти свойства делают нанопроволоки III–V перспективными для электроники, фотоники, инфракрасного детектирования, сенсорики и преобразования энергии [2], а InAs и InSb также представляют интерес для исследования низкоразмерного электронного транспорта и гибридных полупроводник–сверхпроводник систем [3].

Для получения одномерных наноструктур III–V применяются MBE, MOVPE, MOCVD, химическая пучковая эпитаксия и химическое осаждение из газовой фазы. Одним из основных подходов является катализатор-ассистированный рост по механизму пар–жидкость–твёрдое тело, при котором газофазные компоненты растворяются в жидком каталитическом сплаве и после достижения пересыщения выделяются на границе раздела катализатор–кристалл [4]. В наномасштабных системах процесс может включать конкурирующие механизмы

переноса и кристаллизации и существенно зависит от состава катализатора, температуры, пересыщения, подачи прекурсоров и поверхностной диффузии [5].

Для Au-ассистированного роста InAs экспериментально показано влияние температуры, материала подложки и потоков прекурсоров на скорость роста и конусность нанопроволок [6], температуры и отношения III–V на окно роста, зародышеобразование и аксиальный рост [7], а подачи прекурсоров, продолжительности роста и состояния наночастиц Au на формирование одномерных структур [8]. При MBE-росте морфология InAs также зависит от отношения потоков As/In [9].

Получение InSb осложняется узким диапазоном условий роста, необходимостью контроля стехиометрии и кристаллического качества, а также конкурирующим аксиальным и радиальным осаждением. Для формирования нанопроволок InSb исследованы газофазные, эпитаксиальные, растворные и нисходящие методы [10]. Au-ассистированное химическое осаждение из газовой фазы позволяет получать нанопроволоки InSb без применения исключительно сложных эпитаксиальных систем [11], тогда как при MOCVD температура и продолжительность роста существенно влияют на формирование гетероструктур InAs/InSb [12]. Селективный MOVPE-рост с использованием Au позволил получить протяжённые химически чистые нанопроволоки InSb с высокой электронной подвижностью [13].

Особенности механизма низкотемпературного Au-ассистированного роста нанопроволок InAs дополнительно подтверждают высокую чувствительность процесса к условиям роста [14]. Возможность формирования гетероструктур InAs/InSb продемонстрирована также методом химической пучковой эпитаксии [15], а перспективность InSb для инфракрасной оптоэлектроники подтверждается исследованиями фотодетекторов на основе коллоидных квантовых точек InSb [16]. Кроме того, установлено, что механизм Au-катализированного роста InAs может изменяться в зависимости от температуры процесса [17].

Современные эпитаксиальные технологии обеспечивают высокий уровень контроля состава и кристаллического качества, однако требуют специализированного оборудования и точного регулирования множества взаимосвязанных параметров. Поэтому практический интерес представляет более простой подход, сочетающий нанесение каталитических наночастиц Au из раствора с термическим газофазным переносом. Управление распределением Au, температурой и продолжительностью роста может обеспечить контроль плотности, размеров и морфологии нановискеров и повысить воспроизводимость процесса.

Целью настоящей работы является исследование получения узкозонных полупроводниковых нановискеров InAs и InSb с использованием наночастиц Au и газофазного переноса, а также оценка влияния условий подготовки и роста на формирующиеся наноструктуры. Особое внимание уделено распределению катализатора, морфологии, локальному элементному и поверхностному химическому составу полученных структур.

2. Экспериментальная часть

В экспериментах по получению наноструктур использовались монокристаллические подложки InAs и InSb. Нелегированные подложки InAs имели кристаллографическую ориентацию (100) и толщину 450 мкм, тогда как подложки InSb имели *n*-тип проводимости, ориентацию (100) и толщину 380 мкм. В зависимости

от выбранной конфигурации роста в качестве исходных материалов использовались высокочистые In, Sb, InAs и InSb.

Перед нанесением катализатора подложки очищали спиртом, промывали дистиллированной водой и высушивали. Затем очищенные поверхности обрабатывали в кислородной среде в плазменном очистителе FARI Plasma GD-5 в течение 150 с. Данная процедура подготовки применялась для удаления остаточных поверхностных загрязнений и формирования подходящего состояния поверхности для последующего нанесения наночастиц Au.

Наночастицы Au наносили из водной коллоидной дисперсии производства Nanografi. Согласно спецификации производителя, концентрация Au составляла 172 ppm, чистота – 99.99% и номинальный диаметр наночастиц 20–30 нм. Дисперсию наносили на поверхность подложки методом центрифугирования с использованием центрифуги VTC-100. Применялся двухстадийный режим нанесения. На первой стадии подложку вращали со скоростью 500 об/мин в течение 10 с для распределения раствора по поверхности. На второй стадии скорость вращения изменяли в диапазоне от 1000 до 8000 об/мин. В ходе работы исследовали различные режимы центрифугирования с целью изменения пространственного распределения и степени агрегации каталитических центров Au. После центрифугирования образцы подвергали термической сушке перед их переносом в систему роста.

Эксперименты по росту полупроводниковых наноструктур проводили в однозонной кварцевой трубчатой печи TMAXCN, адаптированной для газофазного переноса. Соответствующий исходный материал и полупроводниковую подложку с нанесённым Au размещали в различных участках кварцевой трубки: источник находился в более горячей области, тогда как подложка располагалась ниже по потоку в сравнительно более холодной области. Перед началом роста трубку вакуумировали для создания вакуумной среды и удаления из системы остаточного воздуха, адсорбированной влаги и летучих загрязнений. На начальном этапе печь нагревали приблизительно до 150°C для дегазации.

После этапа вакуумной подготовки температуру повышали от 150°C до выбранной температуры роста со скоростью 10°C/мин. В ходе исследования было испытано множество комбинаций температуры и времени с целью определения условий, благоприятных для формирования наноструктур на основе InAs и InSb. Исследуемая температура роста находилась в диапазоне 500–550°C, а продолжительность роста изменялась от 30 до 60 мин. Таким образом, вместо применения единственного фиксированного режима роста в ходе экспериментальной работы систематически исследовались различные сочетания температуры и продолжительности роста. В качестве контрольного эксперимента подложку InAs с нанесённым Au подвергали термической обработке без исходного материала, после чего проводили SEM/EDX-анализ для проверки наличия Au после термической обработки.

После достижения целевой температуры в предварительно вакуумированную трубку подавали газовую смесь Ar/H_2, используемую в качестве газа-носителя для переноса испарённого исходного материала к подложке, покрытой Au. Взаимодействие переносимых полупроводниковых компонентов с Au-содержащими областями поверхности создавало условия для локального катализатор-ассистированного зародышеобразования и последующего формирования

наноструктур. После завершения выбранного времени роста нагрев прекращали, а образцы оставляли естественно охлаждаться внутри трубчатой печи.

В дополнение к экспериментам по росту полупроводниковых структур был проведён специальный контрольный эксперимент с подложкой InAs, покрытой Au, без газофазного переноса полупроводникового исходного материала. Подложку подвергали термической обработке того же типа, которая использовалась в экспериментах по росту, после чего исследовали методами SEM и EDX. Цель данного эксперимента заключалась в подтверждении сохранения Au на поверхности полупроводника после воздействия температурного диапазона роста и, следовательно, наличия каталитических центров Au в ходе фактического роста InAs и InSb.

3. Результаты и обсуждение

Первым этапом оценки предложенного Au-ассистированного подхода являлась проверка сохранения нанесённых каталитических центров Au на поверхности полупроводника после термической обработки. Для этого подложку InAs с нанесёнными методом центрифугирования наночастицами Au подвергали воздействию температурного диапазона, использованного в экспериментах по росту, однако без газофазного переноса полупроводникового исходного материала. Результаты SEM- и EDX-исследований представлены на рис.1.

SEM-изображение на рис.1a демонстрирует отдельные светлые образования и локальные агрегаты, распределённые по поверхности InAs. Для определения их

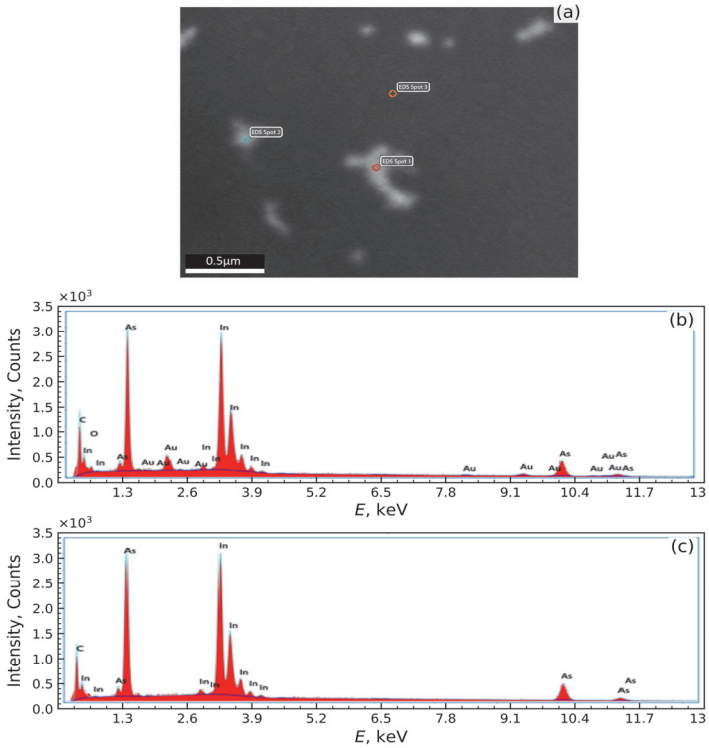


Рис.1. (a) SEM-изображение подложки InAs с нанесёнными наночастицами Au после термической обработки без газофазного переноса полупроводникового исходного материала; EDX-спектры, зарегистрированные в (b) точке 1 и (c) точке 3.

элементного состава были исследованы характерные участки поверхности. EDX-спектр точки 1 (рис.1b) содержит сигналы Au наряду с In и As, относящимися к подложке. В одной из характерных исследованных областей содержание Au составляло 7.47 мас% или 1.48 ат%. В спектре точки 3 (рис.1c) преобладают сигналы In и As подложки, тогда как выраженные сигналы Au отсутствуют.

Таким образом, после термической обработки Au сохраняется на поверхности InAs, однако распределяется по ней неоднородно. Наличие Au после нагрева является существенным результатом контрольного эксперимента, поскольку подтверждает, что Au-содержащие центры сохраняются в температурных условиях последующих процессов роста и могут участвовать в локализованном катализатор-ассистированном зародышеобразовании.

После подтверждения термической стабильности Au исследовали формирование Sb-содержащего материала на покрытых Au подложках InAs. На рис.2a представлено SEM-изображение характерной области образца InSb/Au/InAs. Поверхность имеет выраженно неоднородную морфологию и содержит участки различного контраста. Для выявления взаимосвязи между распределением Au и формированием Sb-содержащего материала был проведён локальный EDX-анализ.

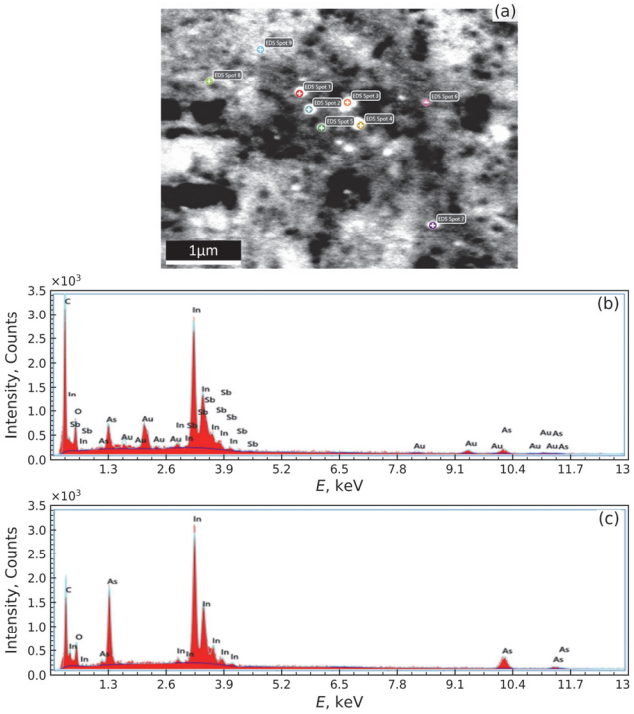


Рис.2. (a) SEM-изображение образца InSb/Au/InAs с обозначенными точками локального элементного анализа; EDX-спектры, зарегистрированные в (b) точке 2 и (c) точке 9.

EDX-спектр точки 2 (рис.2b) содержит сигналы In, Sb, Au и As. В отличие от этого, в точке 9, выбранной в соседней области поверхности, в спектре преобладают In и As, тогда как выраженные сигналы Sb и Au отсутствуют (рис.2c). Это сравнение показывает, что Sb-содержащий материал распределён по

поверхности InAs неравномерно и обнаруживается в области, где одновременно присутствует Au.

Одновременная регистрация In, Sb и Au в точке 2 позволяет связать данную область с локализованным формированием InSb-содержащего материала вблизи Au-каталитического центра. Присутствие As в том же спектре может быть обусловлено вкладом нижележащей подложки InAs, попадающей в область взаимодействия электронного пучка при EDX-анализе. Отсутствие Sb и Au в соседней точке 9 дополнительно подтверждает локализованный, а не равномерный характер осаждения Sb-содержащего материала.

Полученный результат также указывает на существенную роль пространственного распределения Au. Поскольку исходные наночастицы Au после центрифугирования могут присутствовать как в виде отдельных частиц, так и в виде локальных агрегатов, распределение каталитических центров непосредственно влияет на положение участков, в которых создаются благоприятные условия для катализатор-ассистированного роста.

Для более детального исследования химического состава и распределения сформированного материала по глубине тот же образец InSb/Au/InAs был исследован методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии с использованием системы Thermo Scientific K-Alpha. Спектры высокого разрешения регистрировали при энергии пропускания 50 эВ и энергетическом разрешении приблизительно 0.84 эВ.

На рис.3 представлены результаты XPS-исследования центральной области образца до и после ионного распыления. До распыления были зарегистрированы спектры Au 4*f* (рис.3a), In 3*d* (рис.3b), Sb 3*d* (рис.3c) и As 2*p* (рис.3e). Спектр In 3*d* характеризуется выраженным дублетом, при этом положение компонента In $3d_{5/2}$ составляет приблизительно 445.4 эВ. В спектре Sb 3*d* также наблюдаются выраженные компоненты, свидетельствующие о присутствии Sb в исследуемой области.

Особенно важным является поведение сигнала As 2*p*. До ионного распыления в спектре As 2*p* (рис.3e) отсутствует выраженный пик, характерный для нижележащей подложки InAs. После ионного распыления в спектре As 2*p* появляется отчётливо выраженный максимум (рис.3f). Это показывает, что удаление верхнего материала приводит к обнажению подложки InAs и, следовательно, что до распыления её поверхность в центральной области была покрыта сформированным In–Sb-содержащим материалом.

Заметное изменение наблюдается и в спектре Sb 3*d* после ионного распыления (рис.3d). В области Sb $3d_{5/2}$ выделяется неокисленный компонент приблизительно при 528.6 эВ, тогда как вклад около 531.0 эВ соответствует окисленному состоянию Sb. Наличие окисленного компонента закономерно для Sb-содержащего материала, подвергавшегося контакту с атмосферой. При этом идентификация сформированного материала основывается не на одном положении отдельного XPS-пика, а на совокупности результатов: одновременном присутствии In и Sb, глубинной зависимости сигнала As и локальном обнаружении Sb совместно с Au методом EDX.

Таким образом, появление сигнала As только после удаления верхнего слоя является прямым свидетельством того, что в центральной части образца над подложкой InAs сформировалась In–Sb-содержащая область. В совокупности с

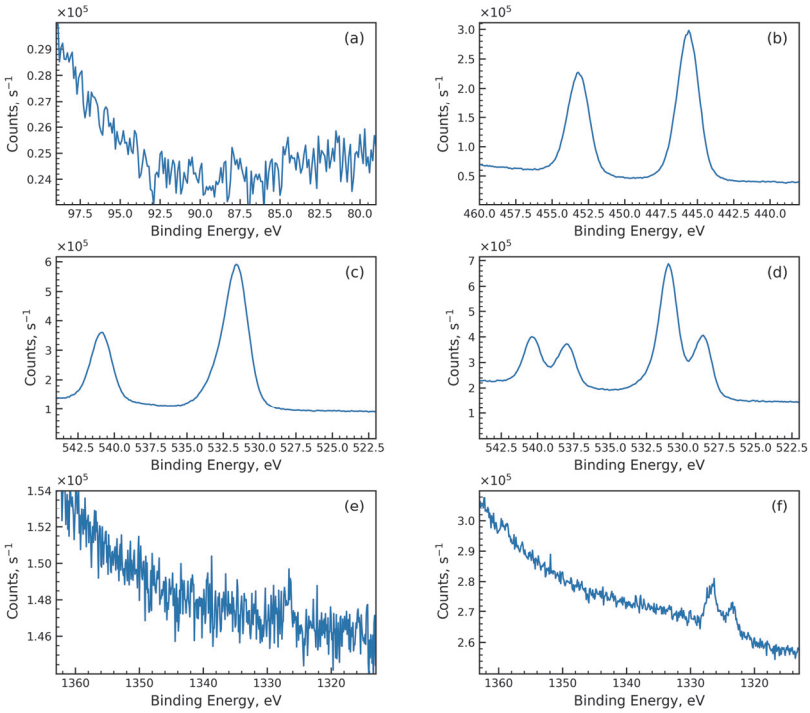


Рис.3. XPS-спектры центральной области образца InSb/Au/InAs: (a) Au 4f и (b) In 3d до ионного распыления; спектры Sb 3d (c) до и (d) после ионного распыления; спектры As 2p (e) до и (f) после ионного распыления.

результатами EDX это подтверждает образование InSb-связанного материала в результате проведённого процесса роста.

Химический состав краевой области того же образца существенно отличается от центральной области. На рис.4 представлены XPS-спектры In 3*d*, Sb 3*d*, As 2*p* и Au 4*f*, полученные вблизи края образца. В данной области одновременно

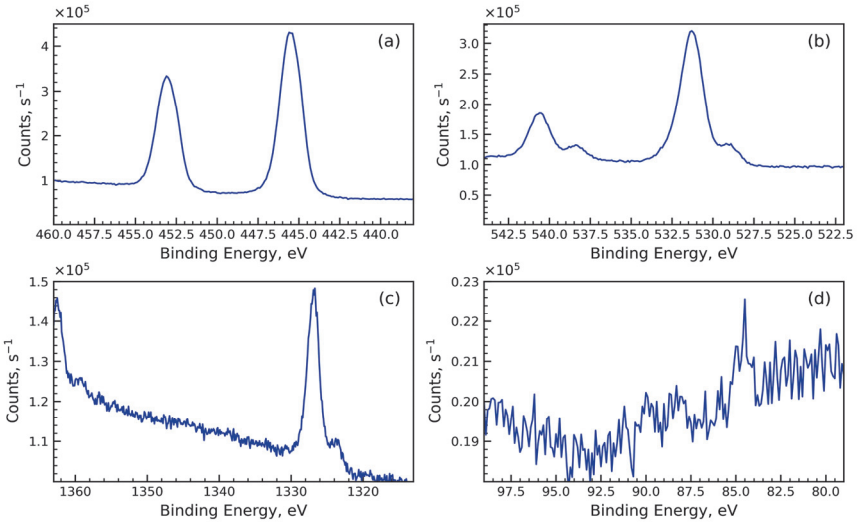


Рис.4. XPS-спектры краевой области образца InSb/Au/InAs: (a) In 3d, (b) Sb 3d, (c) As 2p и (d) Au 4f.

регистрируются сигналы всех четырёх элементов — In, Sb, As и Au.

Выраженный сигнал As 2*p* (рис.4c) показывает, что в пределах анализируемой области часть поверхности подложки InAs остаётся доступной для XPS уже до дополнительного удаления верхнего материала. Одновременно наличие Sb и Au указывает на присутствие Sb-содержащего выращенного материала и Au-содержащих центров в той же области.

Сравнение центральной и краевой частей образца, таким образом, выявляет пространственную неоднородность процесса роста. В центральной области сигнал As до распыления практически подавлен верхним In–Sb-содержащим материалом, тогда как после ионного распыления становится отчётливо наблюдаемым. На краю образца In, Sb, As и Au присутствуют одновременно уже на исходной поверхности, что соответствует более прерывистой морфологии покрытия, при которой выращенный InSb-связанный материал и Au-содержащие центры сосуществуют с открытыми участками подложки InAs.

Данная интерпретация согласуется с EDX-результатами на рис.2: Sb обнаруживается в Au-содержащей области, но отсутствует в соседнем участке, соответствующем преимущественно подложке InAs. Следовательно, результаты двух независимых методов — EDX и XPS — указывают на один и тот же характер процесса: рост Sb-содержащего материала происходит локально и пространственно коррелирует с распределением Au.

Формирование наноструктур InAs исследовали отдельно, используя InAs как в качестве переносимого материала, так и в качестве подложки. SEM-изображение на рис.5a демонстрирует большое количество локальных наноструктур, распределённых по поверхности подложки. Их размеры и морфология

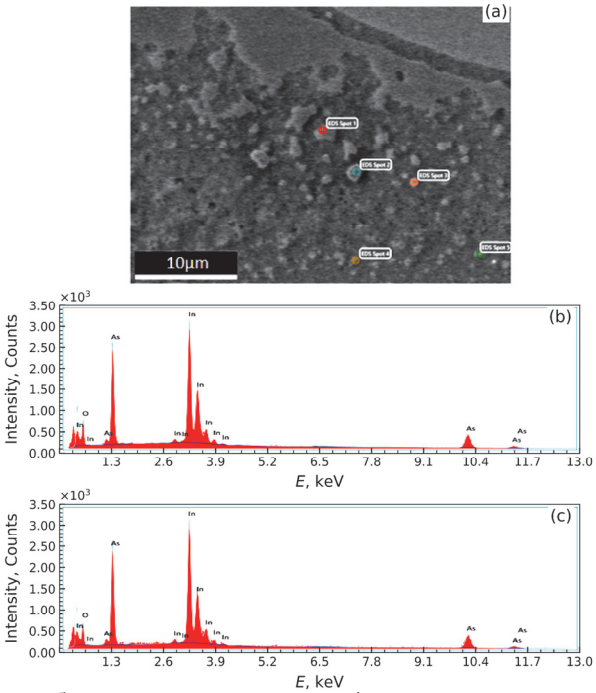


Рис.5. (a) SEM-изображение наноструктур, сформированных на подложке InAs в системе InAs/InAs. EDX-спектры, зарегистрированные в (b) точке 4 и (c) точке 5.

заметно различаются, при этом непрерывного однородного слоя не наблюдается.

EDX-анализ характерных наноструктурированных участков представлен на рис.5b,c. В обоих спектрах In и As являются основными полупроводниковыми компонентами, что подтверждает InAs-состав наблюдаемых структур. Таким образом, структурные особенности, выявленные методом SEM, связаны именно с перераспределением и ростом материала InAs, а не с формированием иной химически отличающейся фазы.

Разброс размеров сформированных структур представляет особый интерес с точки зрения механизма их образования. До роста наночастицы Au наносились методом центрифугирования, а результаты контрольного эксперимента показали неоднородное распределение Au по поверхности. Следовательно, различие локальных размеров и степени агрегации Au-содержащих центров может приводить к формированию центров зародышеобразования различного эффективного размера и, как следствие, к наблюдаемому распределению размеров наноструктур.

Данный результат подчёркивает важность стадии нанесения катализатора. Изменение скорости центрифугирования влияет на распределение и агрегацию Au ещё до начала термического процесса, тогда как температура и продолжительность роста определяют последующий перенос материала и развитие наноструктур. Поэтому именно сочетание параметров нанесения Au и температурно-временных условий представляет собой основной инструмент дальнейшего управления морфологией.

Дополнительную информацию о морфологии InAs-наноструктур даёт SEM-изображение при большем увеличении, представленное на рис.6. Выделенная красным контуром структура имеет выраженную фасетированную форму с очертанием, близким к шестиугольному. Такая геометрия свидетельствует о кристаллографически обусловленной анизотропии поверхности и подтверждает

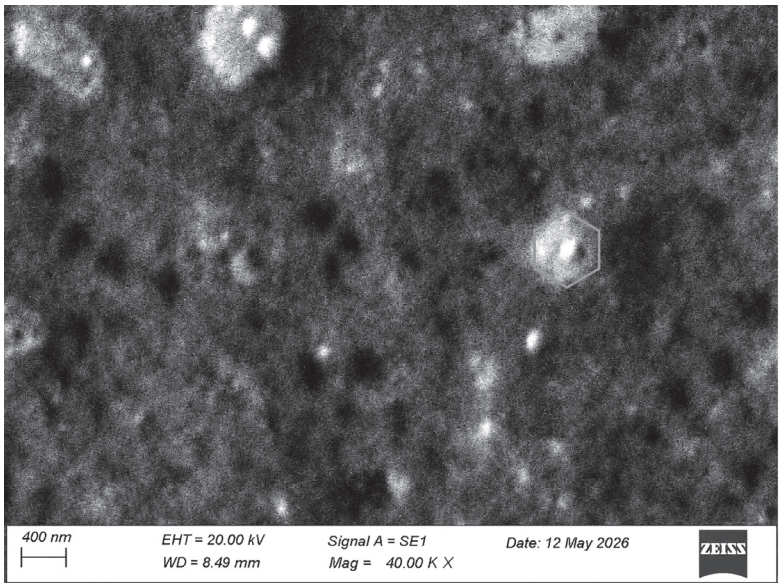


Рис.6. SEM-изображение участка поверхности образца InAs/InAs при большом увеличении; красным контуром отмечена исследуемая локальная наноструктура.

формирование структур с выраженной фасетированной морфологией.

Внутри выделенной структуры наблюдается локальная область повышенного контраста. Однако её размеры и отсутствие локального EDX-измерения непосредственно в этой области не позволяют достоверно определить её химический состав. Поэтому данная область не может быть однозначно идентифицирована как Au только на основании SEM-контраста.

Вместе с тем общая экспериментальная последовательность согласуется с Au-ассистированным механизмом формирования наноструктур. Au преднамеренно наносился на поверхность перед ростом; контрольный эксперимент подтвердил его сохранение после термической обработки; в системе InSb/Au/InAs рост Sb-содержащего материала локализовался в Au-содержащих областях; а в системе InAs/InAs были получены фасетированные InAs-наноструктуры. Таким образом, совокупность результатов подтверждает участие распределённых Au-содержащих центров в процессе формирования наноструктур, хотя химическая идентификация отдельной светлой области на рис.6 требует дополнительных локальных измерений.

В совокупности результаты SEM, EDX и XPS формируют согласованную картину разработанного процесса. Контрольные измерения показывают, что нанесённый методом центрифугирования Au сохраняется на поверхности InAs после термической обработки и распределяется неоднородно. В системе InSb/Au/InAs EDX показывает локальное присутствие Sb именно в Au-содержащей области, а XPS независимо подтверждает формирование In–Sb-содержащего материала над подложкой и различие между центральной и краевой областями образца. В системе InAs/InAs SEM выявляет распределённые наноструктуры различных размеров и фасетированной морфологии, а EDX подтверждает их InAs-состав.

Полученные результаты непосредственно связаны с основной технологической целью работы. Предложенная методология сочетает нанесение Au из коллоидного раствора с термическим газофазным переносом в сравнительно простой трубчатой печи. Оба этапа содержат экспериментально регулируемые параметры: режим центрифугирования определяет исходное распределение и агрегацию Au, а температура и продолжительность роста влияют на перенос материала, зародышеобразование и развитие наноструктур.

4. Заключение

Разработан и экспериментально исследован сравнительно простой Au-ассистированный подход на основе газофазного переноса для получения узкозонных полупроводниковых наноструктур на основе InAs и InSb. Метод объединяет нанесённые центрифугированием наночастицы Au с термическим газофазным переносом в трубчатой печи и представляет собой практический подход к исследованию катализатор-ассистированного формирования нановискеров без использования сложных эпитаксиальных ростовых систем.

Контрольный эксперимент показал, что Au сохраняется на подложке InAs после воздействия применённых температурных условий, подтверждая наличие каталитических центров в процессе роста. Для системы InSb/Au/InAs методом EDX было показано, что Sb-содержащий материал локализуется в областях, обогащённых Au, тогда как в соседних участках подложки Sb не регистрируется.

XPS-анализ того же образца дополнительно подтвердил формирование In–Sb-обогащённой поверхностной области над подложкой InAs и выявил локализованные In–Sb–Au-содержащие области вблизи края образца.

Для системы InAs/InAs методом SEM было выявлено формирование нановискерных структур с распределением по различным размерам и морфологии. EDX подтвердил их состав InAs, тогда как SEM при большом увеличении выявил фасетированный нановискер с приблизительно шестиугольной морфологией и терминальным каплеобразным образованием, соответствующим Au-ассистированному росту.

В целом полученные результаты показывают, что предложенная методология позволяет формировать нановискеры InAs и локализованные InSb-связанные наноструктуры, а результирующая морфология тесно связана с распределением каталитических центров Au и выбранными температурными условиями роста. Дальнейшая оптимизация параметров центрифугирования, температуры и продолжительности роста должна обеспечить более эффективное управление плотностью, размерами и морфологией нановискеров, создавая основу для более воспроизводимого и масштабируемого получения узкозонных полупроводниковых наноструктур III–V.

Автор выражает признательность проф. К.М. Гамбаряну за научные консультации, обсуждение результатов и ценные рекомендации, а также Институту синхротронных исследований «КЕНДЛ» за содействие в проведении исследований методом сканирующей электронной микроскопии.

ЛИТЕРАТУРА

1. **I. Vurgaftman, J.R. Meyer, L.R. Ram-Mohan**, J. Appl. Phys., **89**, 5815 (2001).
2. **E. Barrigón, M. Heurlin, Z. Bi, B. Monemar, L. Samuelson**, Chem. Rev., **119**, 9170 (2019).
3. **G. Badawy, E.P.A.M. Bakkers**, Chem. Rev., **124**, 2419 (2024).
4. **R.S. Wagner, W.C. Ellis**, Appl. Phys. Lett., **4**, 89 (1964).
5. **K.A. Dick**, Prog. Cryst. Growth Charact. Mater., **54**, 138 (2008).
6. **K. Dick Thelander, K. Deppert, L. Samuelson, W. Seifert**, J. Cryst. Growth, **298**, 631 (2007).
7. **S.A. Dayeh, E.T. Yu, D. Wang**, Nano Lett., **7**, 2486 (2007).
8. **S.A. Dayeh, E.T. Yu, D. Wang**, J. Phys. Chem. C, **111**, 13331 (2007).
9. **J. B. Babu, K. Yoh**, J. Cryst. Growth, **323**, 301 (2011).
10. **M. Shafa, S. Akbar, L. Gao, M. Fakhar-e-Alam, Z.M. Wang**, Nanoscale Res. Lett., **11**, 164 (2016).
11. **R.K. Paul, M. Penchev, J. Zhong, M. Ozkan, M. Ghazinejad, X. Jing, E. Yengel, C.S. Ozkan**, Mater. Chem. Phys., **121**, 397 (2010).
12. **D. Anandan, R.K. Kakkerla, H.W. Yu, H.L. Ko, V. Nagarajan, S.K. Singh, C.T. Lee, E.Y. Chang**, J. Cryst. Growth, **506**, 45 (2019).
13. **G. Badawy, S. Gazibegovic, F. Borsoi, S. Heedt, C.-A. Wang, S. Koelling, M.A. Verheijen, L.P. Kouwenhoven, E.P.A.M. Bakkers**, Nano Lett., **19**, 3575 (2019).
14. **A. Koryakin, S.A. Kukushkin, K.P. Kotlyar, E.D. Ubyivovk, R.R. Reznik, G.E. Cirlin**, CrystEngComm, **21**, 4707 (2019).

15. **D. Ercolani, F. Rossi, A. Li, S. Roddaro, V. Grillo, G. Salviati, F. Beltram,L. Sorba**, Nanotechnology, **20**, 505605 (2009).
16. **Y. Kwon, Z. Zeng, F. Strauß, E. Juriatti, P. Michel, H. Peisert, M. Scheele**, Small Sci., **5**, 2500276 (2025).
17. **S. Escobar Steinvall, J. Johansson, S. Lehmann, M. Tornberg, D. Jacobsson, K.A. Dick**, Cryst. Growth Des., **23**, 6228 (2023).

Au-ՕԺԱՆԴԱԿՎԱԾ ԱՃՈՎ InAs ԵՎ InSb ՆԵՂ ԳՈՏԻԱԿԱՆ ԿԻՍԱՀԱՂՈՐԴՉԱՅԻՆ ՆԱՆՈԲԵՂԻԿՆԵՐԻ ՍՏԱՑՈՒՄ ԵՎ ԲՆՈՒԹԱԳՐՈՒՄ

Մ.Տ. ՍԱՀԱԿՅԱՆ

Հետազոտվել է Au-օժանդակված գազափուլային տեղափոխման եղանակը՝ InAs և InSb նեղարգելված նանոկառուցվածքների ստացման համար։ Au նանոմասնիկները ցենտրիֆուգման մեթոդով նստեցվել են կիսահաղորդչային տակդիրների վրա, որից հետո աճեցումն իրականացվել է խողովակային վառարանում 500–550 °C ջերմաստիճանում՝ 30–60 րոպե տևողությամբ։ Ստացված կառուցվածքների մորֆոլոգիան, տարրային և քիմիական կազմը հետազոտվել են սկանավորող էլեկտրոնային մանրադիտակման (SEM), էներգադիսպերսիոն ռենտգենյան սպեկտրոսկոպիայի (EDX) և ռենտգենյան ֆոտոէլեկտրոնային սպեկտրոսկոպիայի (XPS) մեթոդներով։ Ցույց է տրվել, որ ջերմային մշակումից հետո Au-ն պահպանվում է InAs-ի մակերևույթին՝ տեղայնացված Au պարունակող կենտրոնների տեսքով։ InSb/Au/InAs համակարգում հայտնաբերվել են Au-ի հետ տարածականորեն կապված Sb պարունակող տիրույթներ, իսկ XPS հետազոտությունը հաստատել է InAs տակդիրի վրա In–Sb պարունակող նյութի ձևավորումը։ InAs/InAs համակարգում ձևավորվել են տարբեր չափերի և ֆասետավորված մորֆոլոգիայով նանոկառուցվածքներ։ Ստացված արդյունքները ցույց են տալիս առաջարկված մոտեցման կիրառելիությունը III-V դասի նեղարգելված նանոկառուցվածքների վերահսկելի ձևավորման համար։

FABRICATION AND CHARACTERIZATION OF Au-ASSISTED InAs AND InSb NARROW-BAND-GAP SEMICONDUCTOR NANOWHISKERS

M.T. SAHAKYAN

Au-assisted vapor-phase transport was investigated for the fabrication of narrow-bandgap InAs and InSb nanostructures. Au nanoparticles were deposited onto semiconductor substrates by spin coating, after which growth was carried out in a tube furnace at 500–550°C for 30–60 min. The morphology, elemental composition, and chemical composition of the resulting structures were investigated by scanning electron microscopy (SEM), energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDX), and X-ray photoelectron spectroscopy (XPS). It was shown that Au remains on the InAs surface after thermal treatment in the form of localized Au-containing centers. In the InSb/Au/InAs system, Sb-containing regions spatially associated with Au were identified, while XPS confirmed the formation of In–Sb-containing material above the InAs substrate. In the InAs/InAs system, nanostructures of different sizes and faceted morphology were formed. The obtained results demonstrate the applicability of the proposed approach for the controlled formation of narrow-band-gap III-V nanostructures.