

ФИЗИКА ПОЛУПРОВОДНИКОВ И ДИЭЛЕКТРИКОВ

УДК 538.911

DOI: 10.17223/00213411/64/9/3

ДВУМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ЭЛЕМЕНТОВ ГРУППЫ IVA:
ПОСЛЕДНИЕ ДОСТИЖЕНИЯ В ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ МЕТОДАХ СИНТЕЗА *К.А. Лозовой¹, В.В. Дирко¹, В.П. Винарский¹, А.П. Коханенко¹,
А.В. Войцеховский¹, Н.Ю. Акименко²¹ *Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск, Россия*² *Тихоокеанский государственный университет, г. Хабаровск, Россия*

Двумерные материалы стали одной из центральных тем исследования ученых по всему миру после получения графена – моноатомного слоя углерода. В настоящее время двумерные кристаллы рассматриваются в качестве одних из самых перспективных материалов для нанoeлектроники и фотоники следующего поколения. Исследование возможностей создания приборов на основе 2D-материалов позволяет глубже изучить физические свойства этих новых материалов и дает отправную точку для развития огромного числа практически важных областей. Последние несколько лет повышенное внимание исследователей привлекают графеноподобные материалы элементов группы IVA, такие как силицен (Si), германен (Ge), станен (Sn) и плюмбен (Pb). Экспериментальное получение и изучение уникальных свойств двумерных моноатомных слоев углерода, кремния, германия, олова и свинца на различных подложках создало предпосылки для разработки приборов нового поколения на их основе. Широкие возможности по управлению их экзотическими электронными, магнитными и оптическими свойствами за счет выбора подложки, состава и геометрии двумерного слоя, а также за счет управления величиной упругих напряжений сделали их центральной темой для изучения в сфере нанотехнологий и наук о материалах. В настоящей работе проводится обзор последних достижений в области выращивания силицена, германена, станена и плюмбена эпитаксиальными методами. Особое внимание уделяется технологическим режимам роста, обеспечивающим получение высококачественных бездефектных двумерных структур большой площади, необходимых для перспективных приборных применений.

Ключевые слова: 2D-кристалл, кремний, германий, олово, свинец, силицен, германен, станен, плюмбен, молекулярно-лучевая эпитаксия.

Введение

Двумерными материалами (двумерными кристаллами, 2D-материалами) обычно называют структуры толщиной в один или несколько атомных слоев [1–5]. Они стали одной из центральных тем исследования ученых по всему миру после получения в 2004 г. графена – моноатомного слоя углерода [6]. Графен представляет собой двумерную аллотропную модификацию углерода, в которой атомы упорядочены в плоскую шестиугольную решетку. Получение стабильного моноатомного слоя атомов стало довольно неожиданным результатом, так как всегда считалось, что достаточно протяженный 2D-кристалл не может быть устойчивым при температурах, отличных от нуля [7]. В противоположность объемным материалам 2D-кристаллы имеют очень высокое отношение площади поверхности к объему. В связи с этим энергетическая структура, большинство электрических и оптических параметров двумерных материалов определяются их поверхностными свойствами и являются очень чувствительными к внешним воздействиям.

Экспериментальное получение и изучение уникальных свойств двумерных моноатомных слоев углерода открыло широкие возможности для исследования и других графеноподобных 2D-материалов. В настоящее время двумерные кристаллы рассматриваются в качестве одних из самых перспективных материалов для электроники и оптоэлектроники следующего поколения развития полупроводниковой технологии. Исследование возможностей создания приборов на основе 2D-материалов позволяет глубже изучить физические свойства этих новых материалов и дает отправную точку для развития огромного числа практически важных областей: от оптоэлектроники, энергетики и медицины до квантовых телекоммуникационных технологий и спинтроники.

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 19-72-00019) и РФФИ № 19-32-90195.

При этом критически важными оказываются такие характеристики получаемых структур, как количество слоев, их состав, величина упругих напряжений, наличие или отсутствие дефектов и примесей. Эти структурные характеристики непосредственно влияют на свойства 2D-материалов и, следовательно, определяют параметры полупроводниковых приборов на их основе [4, 5].

Открытие графена подтолкнуло исследователей к поиску и других 2D-материалов, особенно одноэлементных. В последние годы все большее число различных 2D-материалов привлекает значительное внимание научного сообщества. Среди них встречаются и диэлектрики, и топологические изоляторы, и полупроводники, и металлы, и сверхпроводники.

На данный момент существующие 2D-материалы могут быть условно разделены на следующие группы [3, 4]:

1. Двумерные аллотропные модификации простых веществ, такие как графен (C) и его аналоги (трансграфены): борофен (B), галленен (Ga), силицен (Si), германен (Ge), станен (Sn), плюмбен (Pb), фосфорен (P), арсенен (As), антимонен (Sb), висмутен (Bi).

2. Производные графена и трансграфена, функционализированные за счет ковалентных π -связей ионами водорода (графан $(\text{CH})_n$, силицан $(\text{SiH})_n$, германан $(\text{GeH})_n$ и другие трансграфаны с общей формулой $(\text{GH})_n$, где G – это один из элементов, образующих исходный двумерный материал: C, Si, Sn, Pb, B, P и т.д.) или другими лигандами (например, катионами металлов, гидроксильными группами, органическими радикалами, с общей формулой $(\text{GR})_n$).

3. Двумерные халькогениды металлов, такие как дихалькогениды переходных металлов с общей стехиометрической формулой MeX_2 , где Me – переходный металл (Mo, W, Ti, Nb, Re, Pt и др.), а X – элемент-халькоген (S, Se или Te), трихалькогениды Ti, Zr, Hf, Nb, Bi, Sb (например, Bi_2Te_3), соединения типа AIBVI, AIIIBVI и AIVBVI (например, ZnS, CdTe, GaSe, InSe, GeSe, SnS, SnSe, SnS_2 , SnSe_2 и др.), а также некоторые другие соединения.

4. Двумерные карбиды и нитриды переходных металлов с общей стехиометрической формулой $\text{Me}_{n+1}\text{C}_m\text{N}_{n-m}$, где Me – переходный металл (Mo, Ti, V, Cr, Nb и др.), а n и m принимают значения 1, 2 или 3, соединения вида AIIIBV (например, гексагональный нитрид бора $h\text{-BN}$ и фосфид бора BP) и AVBV (например, AsN, AsP, PN, SbAs, SbN, SbP и др.).

5. Двумерные оксиды и гидроксиды (например, TiO_2 , MoO_2 , WO_3).

6. Двумерные галогениды с общей стехиометрической формулой MeY_n , где Me – переходный металл, а Y – элемент-галоген (Cl, Br, I, F).

7. Двумерные органические материалы (например, пентацен $\text{C}_{22}\text{H}_{14}$).

Графеноподобные материалы элементов группы IVA, такие как силицен, германен, станен и плюмбен с двумерной шестиугольной решеткой, в последние несколько лет привлекают повышенное внимание исследователей в связи с их экзотическими электронными и оптическими свойствами, обусловленными практически нулевой запрещенной зоной, малостью эффективных масс и такой же симметрией, как у графена. Все это приводит, например, к очень высокой подвижности носителей заряда, в результате чего уже реализован быстродействующий полевой транзистор на основе силицена, работающий при комнатной температуре [8], а станен является одним из главных претендентов на создание сверхэффективных недорогих межсоединений интегральных микросхем [9]. Кроме того, при определенных условиях в этих материалах проявляется квантовый спиновый эффект Холла при температурах значительно выше температуры жидкого азота и они являются топологическими изоляторами и высокотемпературными сверхпроводниками. Уникальные свойства графеноподобных 2D-материалов делают возможным создание на их основе совершенно новых типов приборов: топологических транзисторов, высокочувствительных газовых сенсоров, энергоемких источников питания, термоэлектрических генераторов, квантовых компьютеров [2, 10–12]. Еще одним важным преимуществом силицена и германена является прямая совместимость с существующей высокоразвитой кремниевой технологией.

Основным методом синтеза гетероструктур с 2D-кристаллами силицена, германена и станена является молекулярно-лучевая эпитаксия. Для всевозможных применений в современной нано- и оптоэлектронике необходимо создавать гетероструктуры с двумерными слоями с различными свойствами. В случае формирования двумерных кристаллов определяющее значение имеют толщина слоя материала, шероховатость поверхности, распределение упругих напряжений, наличие или отсутствие дефектов. При этом критически важным оказывается именно количество и качество осажденных монослоев, так как это определяет, например, возможность реализации в таком материале сверхпроводимости и топологических свойств [12]. В связи с самопроизвольным характе-

ром возникновения двумерных структур одними из важнейших параметров, определяющих особенности всего процесса роста и характеристики формируемых 2D-слоев, являются скорость и температура роста, количество осажденного материала и состояние поверхности, а управлять параметрами формирующихся островков можно лишь косвенно, контролируя условия синтеза.

Накопилось уже довольно значительное количество экспериментальных работ по выращиванию двумерных слоев элементов группы IVA на различных подложках, так как эта система является весьма перспективной с точки зрения всевозможных применений в 2D-нанoeлектронике, оптоэлектронике и фотонике будущего, однако до сих пор не реализована и малая часть всех их потенциальных возможностей.

При этом практически отсутствуют теоретические исследования, посвященные моделированию формирования двумерных материалов на различных подложках и способные предсказать морфологические свойства получаемых гетероструктур, а также, например, значения критической толщины нежелательного перехода от двумерного к трехмерному росту для этих систем (когда 2D-кристалл превращается в обычный объемный материал, теряя свои уникальные физические свойства). В случае роста двумерных слоев силицена, германена, станена и плюмбена эта проблема стоит особенно остро, так как эти материалы были получены лишь относительно недавно (в 2012, 2014, 2015 и 2019 гг. соответственно [3]), а прямое выращивание таких образцов требует больших временных и материальных затрат [13].

В настоящей работе проводится обзор последних достижений в области выращивания силицена, германена, станена и плюмбена эпитаксиальными методами. Особое внимание уделяется технологическим режимам роста, обеспечивающим получение высококачественных бездефектных двумерных структур большой площади, необходимых для перспективных приборных применений.

Структурные характеристики силицена, германена, станена и плюмбена

Идея кремниевого эквивалента графена была высказана еще в 1994 г. [14]. Затем в 2007 г. предполагаемый новый материал был более детально исследован теоретически и получил название «силицен» [15]. Для графеноподобных материалов элементов группы IVA характерна смешанная sp^2 – sp^3 -гибридизация [16]. В отличие от графена, структура силицена (а также германена, станена и плюмбена) не вполне плоская, с искажениями в кольцах (рис. 1). Такие упорядоченные искажения на поверхности приводят к повышенной гибкости по сравнению с графеном и увеличивают спектр его применения в электронике [17–19].

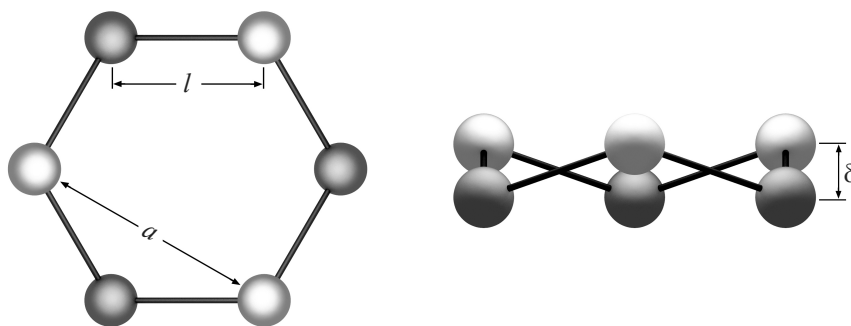


Рис. 1. Структура элементарной ячейки двумерных кристаллов трансграфенов

Расстояние между атомами кремния l в шестиугольной решетке силицена составляет примерно 0.23 нм, постоянная решетки a около 0.39 нм, а вышележащие атомы кремния подняты относительно нижележащих на высоту δ порядка 0.075 нм [5, 20–30].

Структурная стабильность германена была предсказана теоретически в 2009 г. [31]. После этого вывода структурные и электронные свойства германена стали очень широко исследоваться расчетными методами с использованием теории функционала плотности. Было показано, например, что спин-орбитальное расщепление в германене значительно выше, чем для графена, что делает возможным наблюдение в нем квантового спинового эффекта Холла при экспериментально реализуемых температурах. Кроме того, небольшие внешние возмущения (например, приложение электрического поля) приводят к появлению в германене запрещенной зоны, что делает перспективной реализацию полевых устройств на его основе [7].

Германен, также как и силицен, имеет не абсолютно плоскую решетку. Его структуру можно представить в виде двух смещенных относительно друг друга в вертикальном направлении подрешеток. Расстояние между атомами германия в шестиугольной решетке германена l составляет 0.25 нм, постоянная решетки a германена – 0.4 нм, а величина параметра смещения верхнего и нижнего слоев δ равна 0.06–0.09 нм в зависимости от подложки [3, 5, 22, 23, 32–37].

Станен имеет постоянную решетки a около 0.47 нм, расстояние между ближайшими атомами олова l составляет 0.28 нм и параметр искривления решетки δ для него порядка 0.1 нм [3, 5, 38–44].

Наконец, п्लомбен характеризуется наибольшей постоянной решетки $a \approx 0.49$ нм при расстоянии между атомами свинца $l \approx 0.3$ нм и близкой к станену величине вертикального смещения атомов решетки относительно друг друга $\delta \approx 0.1$ нм [3, 45–47].

Такая изогнутая шестиугольная геометрическая структура является энергетически более выгодной, чем плоская, и обеспечивает стабильность трансграфенов.

Эпитаксиальное выращивание силицена, германена, станена и п्लомбена

Задача синтеза трансграфеновых материалов на сегодняшний день является очень сложной. Как известно, графен, представляющий собой один слой sp^2 -гибридизованных атомов углерода, может быть достаточно просто получен отслаиванием монослоев от графита благодаря слабому межслоевому взаимодействию. В то же время моноатомный слой кремния, германия, олова или свинца не может быть так просто отделен от объемного материала, потому что атомы в нем являются sp^3 -гибридизованными и разорвать сильные ковалентные связи весьма затруднительно. Поэтому получить силицен, германен, станен или п्लомбен методом отслаивания невозможно. В связи с этим основным способом создания графеноподобных материалов элементов группы IVA является их эпитаксиальное выращивание на согласованных по параметру решетки подложках [24].

Впервые силицен был экспериментально получен эпитаксиальными методами в 2012 г. на подложке Ag(111) независимо в работах [20, 21]. Общим для обеих групп был процесс предэпитаксиальной подготовки подложек. Пластины Ag(111) очищались путем распыления ионов Ar^+ с энергией порядка 1.5 кэВ при давлении не более $5 \cdot 10^{-5}$ Торр. Затем пластины подвергались длительному отжигу при температурах от 500 до 600 °С до получения атомарно-гладкой поверхности монокристаллического серебра с кристаллографической ориентацией (111). Состояние поверхности контролировалось дифракционными методами. Атомы кремния осаждались на поверхность подложки со скоростью порядка 0.01–0.03 МС/мин (монослоев в минуту) путем прямого нагрева кремниевой пластинки. Температура серебряной подложки в процессе роста кремния поддерживалась в интервале 200–300 °С. Скорость осаждения определялась по изменению площади пластины, покрытой кремнием, в процессе роста. При малых количествах осажденного кремния (менее 1 МС) наблюдалось формирование двумерных кремниевых островков, которые постепенно разрастались и полностью покрывали поверхность пластины Ag(111) при эффективной толщине осажденного кремния, близкой к величине 1 МС [20].

Чуть позже были исследованы особенности синтеза силицена на подложке Ag(111) в широком интервале ростовых температур [25]. Пластины Ag(111) очищались путем многократного повторения циклов бомбардировки ионами Ar^+ с энергией 600 эВ при давлении $5 \cdot 10^{-5}$ Торр с последующим отжигом при температуре 480 °С в течение нескольких часов. Осаждение кремния с эффективной толщиной около 1 МС проводилось в широком интервале температур от 150 до 350 °С с шагом 30 °С. Скорости роста составляли 0.01 и 0.05 МС/мин. Полученные структуры с шестиугольной решеткой содержали дефекты, количество которых увеличивалось с повышением температуры роста. При более высоких скоростях осаждения и температурах выше 330 °С сверхструктуры, соответствующей силицену, не возникало. Таким образом, была показана решающая роль температуры роста в возникновении графеноподобных структур [25].

После этих первых работ начался активный поиск других подложек для выращивания силицена, а также попытки синтеза следующих трансграфенов – германена, станена и пломбена.

В последующие годы силицен был синтезирован на поверхности тонкой пленки $ZrB_2(0001)$, осажденной на пластину Si(111) [26], а также на поверхностях Ir(111) [24], Pb(111) [48], MoS_2 [27], ZrC [28], Ru [29] и графита [30]. В некоторых случаях для получения равномерного бездефектного слоя толщиной 1 МС с шестиугольной решеткой был необходим послеростовой отжиг образца. Результаты этих работ подтвердили искривленную структуру слоя силицена, а также показали, что

такая структура является более гибкой по сравнению с графеном, что позволяет реализовать в силицене управление энергетической структурой путем тщательного подбора условий синтеза.

Попытки синтезировать германен, как и силицен, на такой же подложке Ag(111) не увенчались успехом, так как они не согласованы по постоянным решетки [35]. Кроме того, атомы германия и серебра образуют на поверхности упорядоченный твердый раствор Ag_2Ge , в котором атомы германия замещают атомы серебра на поверхности подложки [13].

Вместо этого в 2014 г. германен был синтезирован на поверхности Au(111) [35]. Использование такой подложки позволило избежать образования твердого раствора. Формирование слоя германена оказалось во многом похожим на процессы роста силицена на поверхности Ag(111). Атомарно-чистая поверхность Au(111) была подготовлена путем ионного распыления в потоке ионов Ar^+ с последующим отжигом. Искомая двумерная структура была получена путем осаждения германия с эффективной толщиной 1 МС при температуре 200 °С в условиях сверхвысокого вакуума.

В этом же году германен был выращен на поверхности Pt(111) [36]. Для этого использовалась стандартная технология предэпитаксиальной очистки ионным распылением и отжигом пластин. Осаждение германия происходило в сверхвысоковакуумной системе при давлении около 10^{-10} Торр. После осаждения образец отжигался в течение 30 мин при температурах 300–500 °С.

А уже в 2015 г. германен был выращен эпитаксиально на подложке Al(111) [32]. Подобно успешно использовавшимся ранее подложкам Au(111) и Pt(111), поверхность Al(111) имеет шестигугольную структуру с параметром решетки $a = 0.405$ нм, близким к германену. Поверхность Al(111) была подготовлена несколькими циклами ионного распыления и отжига при температуре 500 °С. Осаждение германия проводилось при давлении порядка 10^{-11} Торр и температуре подложки 87 °С. Была выбрана очень малая скорость роста около 0.005 нм/мин. Толщина осажденного германия соответствовала одному монослою германена.

Выращивание силицена и германена на металлических поверхностях имеет ряд недостатков, связанных с сильным взаимодействием между подложкой и двумерным слоем. Один из способов уменьшить влияние подложки состоит в использовании в качестве подложки для выращивания силицена и германена непроводящих материалов. Кроме того, синтез силицена и германена на металлических подложках делает невозможным их использование в электронике, и для реализации двумерных полевых устройств необходим поиск графитоподобных материалов для подложек при синтезе силицена и германена [37].

Дальнейшие исследования показали, что рост германена возможен и на неметаллических подложках. Так, в различных исследованиях для эпитаксиального синтеза германена использовались поверхности MoS_2 [33] и гексагонального AlN [37]. Помимо этого, вероятным кандидатом на роль широкозонной подложки при синтезе германена является гексагональный нитрид бора [7].

Следующий представитель семейства трансграфенов – станен – был впервые синтезирован на подложке $\text{Bi}_2\text{Te}_3(111)$ в 2015 г. [41]. Пленки $\text{Bi}_2\text{Te}_3(111)$ с толщиной до 40 нм были выращены методом молекулярно-лучевой эпитаксии на пластине Si(111). Олово с чистотой 99.999% напылялось из эффузионной ячейки со скоростью около 0.4 МС/мин на поверхность $\text{Bi}_2\text{Te}_3(111)$ при комнатной температуре.

После этого появилась целая серия работ по выращиванию станена на различных поверхностях. В частности, монослойный станен был синтезирован на пластинах Sb(111) и InSb(111) [42, 43]. Очистка этих пластин производилась стандартным ионным распылением в потоке ионов Ar^+ с последующим отжигом при температурах около 400 °С. Источником олова служила ячейка Кнудсена. Осаждение олова со скоростью порядка 0.3 МС/мин проводилось при комнатной или слегка повышенной температуре (около 100 °С) и давлении порядка 10^{-10} Торр. Полученные напряженные слои станена являются весьма перспективными с точки зрения возможных приборных применений при комнатной температуре, так как обладают весьма широкой запрещенной зоной, индуцированной упругими напряжениями.

Затем слои станена большой площади с малым параметром искривления решетки были синтезированы на подложке Ag(111) с использованием промежуточного слоя Ag_2Sn [44]. Эксперименты проводились в сверхвысоковакуумной системе с давлением $5 \cdot 10^{-10}$ Торр. Атомарно-чистая поверхность Ag(111) создавалась распылением ионами Ar^+ с энергией 2 кэВ при комнатной температуре с последующим отжигом при температурах до 600 °С. Олово осаждалось на поверхность Ag(111) при различных температурах вплоть до 300 °С со скоростью 0.05 МС/мин. Количество осажденного олова достигало 1.5 МС. После осаждения 1/3 МС олова формировалась протяжен-

ная поверхность твердого раствора Ag_2Sn . При дальнейшем осаждении олова на поверхность твердого раствора Ag_2Sn практически бездефектный протяженный слой станена формировался по механизму роста 2D-островков с их последующим слиянием в сплошной монослой [44].

В одной из последних работ [12] был успешно синтезирован высококачественный многослойный станен с толщиной от одного до пяти монослоев на поверхности $\text{PbTe}(111)$. Для создания гетероструктур применялся метод молекулярно-лучевой эпитаксии (давление 10^{-10} Торр). Для создания поверхности $\text{PbTe}(111)$ использовался промежуточный слой Bi_2Te_3 на подложке $\text{Si}(111)$, который обеспечивал согласование по постоянной решетки. После осаждения олова образец отжигался при температуре 130°C для улучшения кристаллического совершенства структуры. Было установлено, что при дальнейшем увеличении толщины осажденного олова (более пяти монослоев станена) происходит переход от послойного к островковому росту. В этой же работе впервые были продемонстрированы сверхпроводящие свойства многослойного станена.

Кроме того, в дальнейших исследованиях станен был синтезирован на поверхностях $\text{Cu}(111)$ [49], MoS_2 [50] и $\text{Au}(111)$ [51].

Наконец, совсем недавно стали появляться сообщения о получении методом молекулярно-лучевой эпитаксии последнего графеноподобного материала группы IVA – плюмбена [45–47]. По состоянию на начало 2021 г. плюмбен был успешно синтезирован всего на двух поверхностях.

В пионерской работе [45] протяженные эпитаксиальные слои плюмбена были выращены на подложках $\text{Pd}(111)$. Давление в сверхвысоковакуумной камере поддерживалось на уровне 10^{-10} Торр. Очистка поверхности $\text{Pd}(111)$ производилась распылением ионов Ar^+ с энергией 2 кэВ с последующим отжигом при температуре 850°C . Свинец осаждался на поверхность $\text{Pd}(111)$ со скоростью 0.4 МС/мин. При этом первоначально формировался слой твердого раствора $\text{Pd}_{1-x}\text{Pb}_x(111)$, из которого атомы свинца сегрегировали на поверхность, образуя монослойную структуру плюмбена.

Во второй и последней на данный момент экспериментальной работе [47] плюмбен был синтезирован на поверхности монослоя Fe на подложке $\text{Ir}(111)$. Для предотвращения перемешивания атомов свинца и железа рост производился при температуре 140 К. Был получен практически плоский слой плюмбена с малой величиной параметра искривления решетки. При этом на чистой поверхности $\text{Ir}(111)$ атомы свинца не формировали шестиугольную структуру, характерную для плюмбена.

Таким образом, успешный синтез графеноподобных материалов возможен только при грамотном выборе ростовой поверхности, ее тщательной подготовке и прецизионном контроле ростовых условий.

Перспективы развития эпитаксиального метода синтеза и возможности применения двумерных материалов на основе элементов группы IVA

В настоящее время работы по созданию приборов нового поколения на основе двумерных кристаллов силицена, германена, станена и плюмбена находятся на стадии отработки технологии получения таких двумерных структур, выбора подложки, сурфактантов, последовательности нанесения слоев [3–5, 52, 53]. Создаются первые лабораторные образцы устройств на основе этих материалов. Ведутся теоретические и практические исследования энергетической, электронной структуры указанных двумерных материалов, их механических, электрофизических, магнитных и оптических свойств [10, 54–61]. Активно проводятся экспериментальные исследования, имеющие своей целью создание двумерных кристаллов надлежащего качества, в которых было бы возможно наблюдение всех ожидаемых топологических и сверхпроводящих свойств этих материалов [12, 62–64]. При этом особое внимание уделяется выращиванию протяженных монокристаллических структур и многослойных 2D-кристаллов, не содержащих точечных и иных дефектов [53, 65]. Появляются также работы, посвященные различным производным трансграфенов, химически функционализированным различными лигандами [5, 16, 66, 67].

Большинство работ направлено на разработку методов создания высококачественных слоев силицена, германена, станена и плюмбена, позволяющих исследовать все их уникальные физические свойства и потенциальные применения в наноустройствах функциональной электроники будущего. При этом во всех случаях для изготовления 2D-материалов требуемого качества необходим строгий подбор подложки для синтеза (в соответствии с кристаллической структурой и постоянной решетки растущего материала), тщательная подготовка ростовой поверхности с помощью многократного ионного распыления и высокотемпературного отжига для получения атомарно

гладкого слоя без чужеродных атомов и дефектов, четкий контроль температуры роста (обычно менее 500 °C) и очень малые скорости роста (порядка 0.1 МС/мин и менее). Результаты проведенных исследований позволяют начать строить кинетические модели эпитаксиального формирования двумерных материалов, учитывающие термодинамические параметры рассматриваемых систем, а также процессы миграции атомов по поверхности и встраивания их в растущий монослой 2D-материала. Такие модели смогут описывать различные стадии формирования двумерного слоя толщиной от одного до нескольких монослоев, а также появления двумерных островков. С их помощью можно будет установить способы преодоления нуклеации островков и предотвращения нежелательного перехода от двумерного к трехмерному росту [68–70].

Кинетические модели роста также помогут оценить границы технологических параметров в методе молекулярно-лучевой эпитаксии, необходимых для создания качественных 2D-кристаллов силицена, германена, станена и плюмбена, а также других двумерных материалов.

Новые открытия в области двумерных графеноподобных материалов могут оказать огромное влияние на развитие всех смежных областей науки и технологии благодаря ожидаемым в таких материалах высокой подвижности носителей заряда, топологическим и сверхпроводящим свойствам вплоть до комнатной температуры. Тем не менее необходимы дальнейшие всесторонние исследования силицена, германена, станена и плюмбена, направленные, в том числе на поиск новых подложек для синтеза таких структур, а также на исследование всех их физических свойств и реализацию потенциальных преимуществ.

Таким образом, развитие эпитаксиальных технологий синтеза 2D-материалов элементов группы IVA должно обеспечить возможность строго контроля толщины слоя материала, шероховатости поверхности, наличия или отсутствия дефектов – параметров, которые определяют возможность использования таких структур для создания высокоскоростных полевых транзисторов, сверхэффективных и дешевых межсоединений интегральных микросхем, топологических транзисторов, высокочувствительных газовых сенсоров, источников питания, термоэлектрических генераторов, квантовых компьютеров и других устройств. А уже достигнутые многообещающие результаты, несомненно, вдохновят исследователей на дальнейшее изучение методов синтеза графеноподобных материалов элементов группы IVA, их фундаментальных свойств и разработку на их основе приборов нового поколения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Yung K.C., Wu W.M., Pierpoint M.P., and Kusmartsev F.V. // *Contemporary Phys.* – 2013. – V. 54. – P. 233–251.
2. Ezawa M. and Le Lay G. // *New J. Phys.* – 2015. – V. 17. – P. 090201 (1–3).
3. Пономаренко В.П., Попов В.С., Попов С.В., Чепурнов Е.Л. // *Успехи прикладной физики.* – 2019. – Т. 7. – С. 10–48.
4. Li X., Tao L., Chen Z., et al. // *Appl. Phys. Rev.* – 2017. – V. 4. – P. 021306 (1–31).
5. Molle A., Goldberger J., Houssa M., et al. // *Nature Mater.* – 2017. – V. 16. – P. 163–169.
6. Novoselov K.S., Geim A.K., Morozov S.V., et al. // *Science.* – 2004. – V. 306. – P. 666–669.
7. Acun A., Zhang L., Bampoulis P., et al. // *J. Phys.: Cond. Matter.* – 2015. – V. 27. – P. 443002 (1–11).
8. Tao L., Cinquanta E., Chiappe D., et al. // *Nature Nanotechnol.* – 2015. – V. 10. – P. 227–231.
9. Houssa M., van den Broek B., Iordanidou K., et al. // *Nano Research.* – 2016. – V. 9. – P. 774–778.
10. Mortazavi B., Dianat A., Cuniberti G., and Rabczuk T. // *Electrochim. Acta.* – 2016. – V. 213. – P. 865–870.
11. Garg P., Choudhuri I., and Pathak B. // *Phys. Chem. Chem. Phys.* – 2017. – V. 19. – P. 31325–31334.
12. Liao M., Zang Y., Guan Z., et al. // *Nature Phys.* – 2018. – V. 14. – P. 344–348.
13. Cahangirov S. *Lecture Notes in Physics.* – Springer, 2016. – 96 p.
14. Takeda K. and Shiraishi K. // *Phys. Rev. B.* – 1994. – V. 50. – P. 916–922.
15. Guzman-Veri G.G. and Lew Yan Voon L.C. // *Phys. Rev. B.* – 2007. – V. 76. – P. 075131 (1–10).
16. Molle A., Grazianetti C., Tao L., et al. // *Chem. Soc. Rev.* – 2018. – V. 47. – P. 6370–6387.
17. Jose D. and Datta A. // *Phys. Chem. Chem. Phys.* – 2011. – V. 13. – P. 7304–7311.
18. Houssa M., Dimoulas A., and Molle A. // *J. Phys.: Cond. Matter.* – 2015. – V. 27. – P. 253002 (1–19).
19. Le Lay G. // *Nature Nanotechnol.* – 2015. – V. 10. – P. 202–203.
20. Vogt P., De Padova P., Quaresima C., et al. // *Phys. Rev. Lett.* – 2012. – V. 108. – P. 155501 (1–5).
21. Lin C.-L., Arafune R., Kawahara K., et al. // *Appl. Phys. Express.* – 2012. – V. 5. – P. 045802 (1–3).
22. Ezawa M. // *J. Phys. Soc. Jpn.* – 2015. – V. 84. – P. 121003 (1–11).
23. Balendhran S., Walia S., Nili H., et al. // *Small.* – 2015. – V. 11. – P. 640–652.
24. Meng L., Wang Y., Zhang L., et al. // *Nano Lett.* – 2013. – V. 13. – P. 685–690.
25. Jamgotchian H., Colignon Y., Hamzaoui N., et al. // *J. Phys.: Cond. Matter.* – 2012. – V. 24. – P. 172001 (1–7).

26. Fleurence A., Friedlein R., Ozaki T., et al. // *Phys. Rev. Lett.* – 2012. – V. 108. – P. 245501 (1–5).
27. Chiappe D., Scalise E., Cinquanta E., et al. // *Adv. Mater.* – 2014. – V. 26. – P. 2096–2101.
28. Aizawa T., Suehara S., and Otani S. // *J. Phys. Chem. C.* – 2014. – V. 118. – P. 23049–23057.
29. Huang L., Zhang Y., Zhang Y.-Y., et al. // *Nano Lett.* – 2017. – V. 17. – P. 1161–1166.
30. De Crescenzi M., Berbezier I., Scarselli M., et al. // *ACS Nano.* – 2016. – V. 10. – P. 11163–11171.
31. Cahangirov S., Topsakal M., Akturk E., et al. // *Phys. Rev. Lett.* – 2009. – V. 102. – P. 236804 (1–4).
32. Derivaz M., Dentel D., Stephan R., et al. // *Nano Lett.* – 2015. – V. 15. – P. 2510–2516.
33. Zhang L., Bampoulis P., Rudenko A.N., et al. // *Phys. Rev. Lett.* – 2016. – V. 116. – P. 256804 (1–6).
34. Davila M.E. and Le Lay G. // *Sci. Rep.* – 2016. – V. 6. – P. 20714 (1–9).
35. Davila M.E., Xian L., Cahangirov S., et al. // *New J. Phys.* – 2014. – V. 16. – P. 095002 (1–11).
36. Li L., Lu S., Pan J., et al. // *Adv. Mater.* – 2014. – V. 26. – P. 4820–4824.
37. d’Acapito F., Torrenzo S., Xenogiannopoulou E., et al. // *J. Phys.: Cond. Matter.* – 2016. – V. 28. – P. 045002 (1–8).
38. Webb R. // *New Scientist.* – 2014. – V. 224. – P. 38–39.
39. Gross M. // *Chem. Industry.* – 2014. – V. 78. – P. 24–27.
40. Sahoo S.K. and Wei K.-H. // *Adv. Mater. Interfac.* – 2019. – V. 6. – P. 1900752 (1–14).
41. Zhu F., Chen W., Xu Y., et al. // *Nature Mater.* – 2015. – V. 14. – P. 1020–1025.
42. Gou J., Kong L., Li H., et al. // *Phys. Rev. Mater.* – 2017. – V. 1. – P. 054004 (1–6).
43. Xu C.-Z., Chan Y.-H., Chen P., et al. // *Phys. Rev. B.* – 2018. – V. 97. – P. 035122 (1–5).
44. Yuhara J., Fujii Y., Nishino K., et al. // *2D Materials.* – 2018. – V. 5. – P. 025002 (1–8).
45. Yuhara J., He B., Matsunami N., et al. // *Adv. Mater.* – 2019. – V. 31. – P. 1901017 (1–6).
46. Yuhara J. and Le Lay G. // *Jpn. J. Appl. Phys.* – 2020. – V. 59. – P. SN0801 (1–6).
47. Bihlmayer G., Sassmannshausen J., Kubetzka A., et al. // *Phys. Rev. Lett.* – 2020. – V. 124. – P. 126401.
48. Stepniak-Dybala A., and Krawiec M. // *J. Phys. Chem. C.* – 2019. – V. 123. – P. 17019–17025.
49. Deng J., Xia B., Ma X., et al. // *Nature Mater.* – 2018. – V. 17. – P. 1081–1086.
50. Chen K.-C., Lee L.-M., Chen H.-A., et al. // *Semicond. Sci. Technol.* – 2019. – V. 34. – P. 105020 (1–7).
51. Pang W., Nishino K., Ogikubo T., et al. // *Appl. Surf. Sci.* – 2020. – V. 517. – P. 146224 (1–6).
52. Liu Y., Zhang S., He J., et al. // *Nano-Micro Lett.* – 2019. – V. 11. – P. 13 (1–24).
53. Grazianetti C. Martella C., and Molle A. // *Phys. Status Solidi RRL.* – 2020. – V. 14. – P. 1900439 (1–11).
54. John R. and Merlin B. // *J. Phys. Chem. Solids.* – 2017. – V. 110. – P. 307–315.
55. Mukhopadhyay T., Mahata A., Adhikari S., and Asle Zaeem M. // *Sci. Rep.* – 2017. – V. 7. – P. 15818 (1–13).
56. Shi Z. and Singh C.V. // *Nanoscale.* – 2017. – V. 9. – P. 7055–7062.
57. Shubham and Swarup A. // *Comput. Cond. Matter.* – 2018. – V. 14. – P. 84–88.
58. Lew Yan Voon L.C., Zhu J., and Schwingenschlogl U. // *Appl. Phys. Rev.* – 2018. – V. 3. – P. 040802 (1–13).
59. Tokmachev A.M., Averyanov D.V., Parfenov O.E., et al. // *Nature Commun.* – 2018. – V. 9. – P. 1672 (1–9).
60. Cheng H.-P., Liu S., Chen X., et al. // *AVS Quantum Sci.* – 2020. – V. 2. – P. 027101 (1–19).
61. Parfenov O.E., Averyanov D.V., Tokmachev A.M., et al. // *Adv. Functional Mater.* – 2020. – V. 30. – P. 1910643 (1–8).
62. Kort-Kamp W.J.M. // *Phys. Rev. Lett.* – 2017. – V. 119. – P. 147401 (1–5).
63. Yu X.-L. and Wu J. // *PCCP.* – 2018. – V. 20. – P. 2296–2307.
64. Zhai X., Wen R., Zhou X., et al. // *Phys. Rev. Appl.* – 2019. – V. 11. – P. 064047 (1–10).
65. Liu C., Kim H.S., Won M., et al. // *Matter.* – 2020. – V. 3. – P. 12–13.
66. Nakano H., Tetsuka H., Spencer M., and Morishita T. // *Sci. Technol. Adv. Mater.* – 2018. – V. 19. – P. 76–100.
67. Pang Z.-X., Wang Y., Ji W.-X., et al. // *Physica E: Low-dimensional Systems and Nanostructures.* – 2020. – V. 120. – P. 114095 (1–5).
68. Лозовой К.А., Коханенко А.П., Акименко Н.Ю. и др. // *Изв. вузов. Физика.* – 2020. – Т. 63. – № 2. – С. 104–109.
69. Lozovoy K.A., Korotaev A.G., Kokhanenko A.P., et al. // *Surf. Coat. Technol.* – 2020. – V. 384. – P. 125289 (1–5).
70. Lozovoy K.A., Zhou Y., Smith R., et al. // *Thin Solid Films.* – 2020. – V. 713. – P. 138363 (1–5).

Поступила в редакцию 01.04.2021

Лозовой Кирилл Александрович, к.ф.-м.н., доцент НИ ТГУ, e-mail: lka@sibmail.com;

Дирко Владимир Владиславович, аспирант НИ ТГУ, e-mail: vovenmir@gmail.com;

Винарский Владимир Петрович, студент НИ ТГУ, e-mail: vinarskiy2017@gmail.com;

Коханенко Андрей Павлович, д.ф.-м.н., профессор НИ ТГУ, e-mail: kokh@mail.tsu.ru;

Войцеховский Александр Васильевич, д.ф.-м.н., зав. кафедрой НИ ТГУ, e-mail: vav43@mail.tsu.ru;

Акименко Наталья Юрьевна, к.т.н., доцент ТОГУ, e-mail: n_akimenko@inbox.ru.