

Предотвращение растрескивания кристаллов AlN на подложках SiC путем испарения подложек

© Т.С. Аргунова¹, М.Ю. Гуткин²⁻⁴, Е.Н. Мохов¹, О.П. Казарова¹, J.H. Lim⁵, М.П. Щеглов¹

¹ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

² Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия

³ Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия

⁴ Санкт-Петербургский национальный исследовательский университет информационных технологий, механики и оптики, (Университет ИТМО) Санкт-Петербург, Россия

⁵ Beamline division, Pohang Accelerator Laboratory, Pohang, Korea

E-mail: argunova2002@mail.ru

(Поступила в Редакцию 22 июня 2015 г.)

Исследована проблема предотвращения растрескивания кристаллических слоев AlN под действием высоких термоупругих напряжений при выращивании этих слоев на подложках SiC. Расчет остаточных термоупругих напряжений в двухслойной системе AlN/SiC показал, что растрескивание слоя AlN при остывании неизбежно до тех пор, пока этот слой не станет толще подложки по крайней мере в 15 раз. Требуемого соотношения толщин слоя и подложки можно достичь путем выращивания слоя AlN с одновременным испарением подложки SiC. Экспериментально проведенное испарение подложек SiC в одном процессе с выращиванием на них монокристаллических слоев AlN сублимационным сэндвич-методом позволило предотвратить растрескивание этих слоев. Результатом этих экспериментов стали сплошные (нерастресканные) пластины толщиной 0,2–0,8 мм без подложек. Согласно рентгеновским изображениям в синхротронном излучении, они состоят из монокристаллического AlN политапа 2H, содержат дислокации, но не содержат трещин. Степень кристалличности этих тонких пластин, которую оценивали по полуширине кривых качания рентгеновских дифракционных отражений, соответствует степени кристалличности толстых (толщиной 3–5 мм) слоев AlN, выращенных на неиспаренных подложках SiC.

М.Ю. Гуткин благодарит Российский научный фонд (грант РНФ № 14-29-00086) и Е.Н. Мохов благодарит Российский фонд фундаментальных исследований (грант РФФИ № 13-02-00802) за поддержку исследований. The work of J.H. Lim was supported by National Research Foundation of Korea, grant No. NRF-2012M2A2A9035884.

1. Введение

Кристаллический нитрид алюминия (AlN) является идеальным материалом для подложек, используемых при эпитаксиальном выращивании слоев нитридов металлов III группы (III-нитридов). Однако в настоящее время ни размер, ни структурное качество подложек из AlN не соответствуют существующим промышленным стандартам. Подложки из других материалов, например из сапфира или карбида кремния (SiC), хотя и соответствуют этим стандартам, но не могут обеспечить получение качественных эпитаксиальных слоев из-за большого несоответствия параметров решетки, различия коэффициентов термического расширения и химической несовместимости. Кристаллическая решетка III-нитридов, полученных осаждением на эти инородные подложки, содержат высокую плотность дефектов, оказывающих отрицательное влияние на параметры приборов. В свою очередь приборы на основе AlN выгодно отличаются от последних пониженным уровнем остаточных механических напряжений и существенно более высокой эф-

фективностью [1]. Таким образом, задача получения высококачественных монокристаллических подложек AlN требуемого размера остается чрезвычайно актуальной.

Перспективным методом получения объемных монокристаллов AlN является сублимация поликристаллического AlN и осаждение его паров на подложки SiC большой площади [2–4]. Проблема в том, что в процессе охлаждения структур AlN/SiC слои AlN растрескиваются вследствие большого различия коэффициентов термического расширения AlN и SiC. Чтобы зарастить эти трещины, подложки механически удаляют и наращивают новые слои AlN [5,6]. Тем не менее, растрескивание AlN/SiC уменьшает площадь, пригодную для использования, и затрудняет изготовление подложек для гомоэпитаксиального осаждения [5]. В результате осаждения на такие подложки в объеме кристаллов образуются нежелательные субзерна.

Теоретический и экспериментальный анализы механических напряжений в структурах AlN/SiC [7] показывают, что уменьшение растрескивания наблюдается в толстых, толщиной ≥ 2 мм [7] или даже до 10 мм [2],

слоях AlN на сравнительно более тонких, толщиной соответственно ~ 0.1 мм [7] и ~ 1 мм [2], подложках SiC. Однако выращивание толстых слоев AlN является технически сложным и слишком долгим процессом. В то же время кристаллы без трещин можно получить, если постепенно испарять подложку в процессе роста [8]. Реализации этой идеи препятствует существенное различие в упругости паров. При оптимальных температурах роста слоя AlN упругость пара для подложки SiC значительно ниже, чем для слоя, в результате чего скорость нормального испарения подложки очень мала. Можно было бы проводить испарение SiC при повышенной температуре, но температурный диапазон оптимального роста AlN весьма узок.

В настоящей статье показано, каким путем можно реализовать выращивание слоев AlN и испарение подложек SiC в одном процессе таким образом, чтобы предотвратить растрескивание слоев AlN. Кристалличность, однородность и структурное совершенство пластин AlN, свободных от подложек SiC, исследованы рентгеновскими методами изображения микроструктуры в синхротронном излучении (СИ) и дифрактометрией.

2. Модель распределения термических напряжений в структурах AlN/SiC

Рассмотрим сначала теоретическую модель распределения термонапряжений в двухслойной структуре AlN/SiC. Предположим, что остаточные напряжения решеточного несоответствия релаксировали уже в процессе высокотемпературного выращивания AlN. Кроме того, предположим, что в модельной системе реализуется плоское напряженное состояние. Согласно [9], возьмем за основу уравнение совместности полных (собственных и упругих) деформаций, которое в данном случае имеет решение в виде линейной функции единственной координаты x с началом на границе раздела слоя AlN и подложки SiC, направленной от границы раздела к поверхности подложки (см. верхнюю вставку на рис. 1). Решение содержит постоянные, которые определяются из условий равенства нулю средних упругих напряжений и средних моментов. Действуя таким образом, получаем две ненулевые компоненты тензора упругих напряжений $\sigma_{yy}^{(k)}$ и $\sigma_{zz}^{(k)}$ в виде

$$\sigma_{yy}^{(k)} = \sigma_{zz}^{(k)} = C_k f \left\{ \Theta(-x) + \frac{C_2 h_2}{S_2^2 - S_1 S_3} \times \left[(2S_2 - S_1 h_2)x + 2S_3 - S_2 h_2 \right] \right\}, \quad (1)$$

где k — номер слоя: $k = 1$ для подложки SiC, $k = 2$ для слоя AlN, $C_k = 2C_k(1 + \nu_k)/(1 - \nu_k)$, G_k — модуль сдвига, ν_k — коэффициент Пуассона, $f = (\alpha_2 - \alpha_1)(T - T_r)$, α_k — коэффициент теплового расширения, T — температура роста слоя, T_r — комнатная температура, $\Theta(-x)$ — функция Хэвисайда, равная 1 при $x < 0$ и 0 при $x > 0$, h_k — толщина слоя ($k = 2$) или подложки ($k = 1$), $S_1 = 2(C_1 h_1 + C_2 h_2)$, $S_2 = C_2 h_2^2 - C_1 h_1^2$, $S_3 = (2/3)(C_1 h_1^3 + C_2 h_2^3)$.

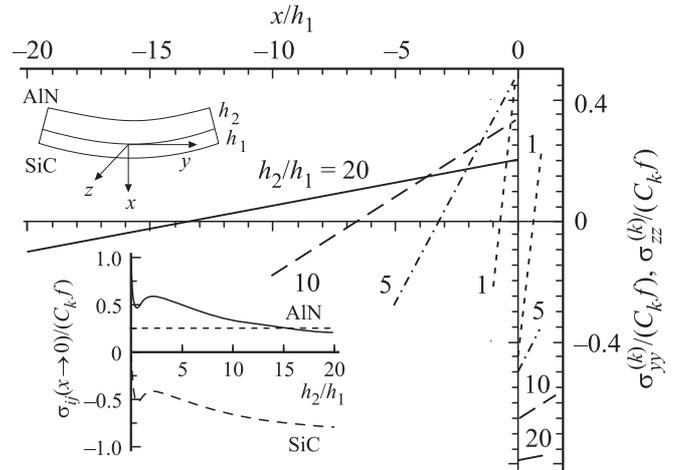


Рис. 1. Распределение термоупругих напряжений в модельной структуре AlN/SiC. На верхней вставке показано схематичное изображение модельной структуры. На нижней вставке показаны зависимости приведенных напряжений вблизи границы раздела в AlN и SiC от отношения h_2/h_1 толщин слоя AlN и подложки SiC.

Для упругих констант 6H-SiC и AlN примем следующие величины: $G_1 = 200$ ГПа и $\nu_1 = 0.168$ [10], $G_2 = 130$ ГПа и $\nu_2 = 0.267$ [11]. Это дает $C_1 \approx 561.5$ ГПа и $C_2 \approx 449.4$ ГПа. Подстановка этих значений в выражение (1) дает зависимости $\sigma_{ij}^{(k)}(x)$, показанные на рис. 1 для четырех типичных отношений толщин слоя AlN и подложки SiC ($h_2/h_1 = 1, 5, 10$ и 20), и зависимости напряжений $\sigma_{ij}^{(k)}(x \rightarrow 0)$ вблизи границы раздела в AlN и SiC от отношения h_2/h_1 (см. нижнюю вставку на рис. 1). Видно, что приведенное напряжение $\sigma_{ij}^{(2)}(-0)/(C_2 f)$ на границе в AlN всегда положительно и изменяется от 1 (при $h_2 \rightarrow 0$) до 0 (при $h_1 \rightarrow 0$, на рисунке не показано). С увеличением отношения h_2/h_1 это напряжение сначала быстро уменьшается и достигает минимума при $h_2/h_1 \approx 0.5$, затем увеличивается и достигает максимума при $h_2/h_1 \approx 2.2$, а затем монотонно уменьшается до нуля. Аналогичные результаты были ранее получены в работах [7,12]. Поэтому, увеличивая отношение h_2/h_1 , можно уменьшить термические напряжения в AlN вблизи границы раздела AlN/SiC и таким образом уменьшить вероятность растрескивания слоя AlN.

Оценим с помощью (1) критическое значение отношения $(h_2/h_1)_{cr}$, начиная с которого, при $h_2/h_1 > (h_2/h_1)_{cr}$, будет подавлено растрескивание. Возьмем, например, $\alpha_1 = 3.1 \cdot 10^{-6}$ К $^{-1}$ и $\alpha_2 = 4.2 \cdot 10^{-6}$ К $^{-1}$ [11], $T = 2120^\circ$ С и $T_r = 20^\circ$ С; в таком случае $f \approx 2.3 \cdot 10^{-3}$. Авторы [7] предложили использовать в качестве критического растягивающего напряжения σ_c , необходимого для растрескивания чистых кристаллов AlN, предел прочности керамических образцов AlN (266 МПа). Используя эту оценку, имеем $\sigma_{ij}^{(2)}(-0) = \sigma_c/(C_2 f) \approx 0.257$. Этот уровень напряжений, показанный тонким пунктиром в нижней вставке на рис. 1, соответствует критическому значению $(h_2/h_1)_{cr} \approx 15$.

3. Выращивание кристаллов AlN на подложках SiC, испаряемых в процессе роста

Кристаллы AlN были выращены сублимационным сэндвич-методом [4]. В этом методе рост кристалла осуществляется при относительно малых зазорах между подложкой и источником, и скорость массопереноса может весьма сильно зависеть от величины зазора. Эту зависимость можно использовать для проведения процесса, в течение которого рост и испарение материалов происходят одновременно, а упругости паров существенно различаются. Другим достоинством узкой замкнутой ячейки является то, что в ней преобладают ламинарные потоки, способствующие реализации постоянных перепадов по всей поверхности как затравки, так и источника. Низкие перепады обеспечиваются слоевой рост.

Схема установки показана на рис. 2. Подложка 1 расположена над источником 2. Повышение температуры обеспечивает графитовый нагреватель 3. Растовая ячейка помещается в замкнутый контейнер из карбида тантала (TaC) 4. Зазор 5 между источником AlN и подложкой SiC может изменяться в пределах $d_1 = 1-5$ мм. Над испаряемой поверхностью подложки на расстоянии $d_2 = 2-8$ мм помещается пластина из TaC 6. Подложки были вырезаны из кристаллов 6H-SiC диаметром 15 мм и тщательно отполированы с обеих сторон до толщин $\sim 140-200$ мкм. Они не содержали дислокационных микротрещин и имели плотность дислокаций на уровне 10^3 см⁻². Осаждение проводилось на поверхность с полярностью C и ориентацией (0001) (± 1 угловая минута). Источником паров служил поликристаллический AlN. Для уменьшения содержания кислорода порошок отжигался в течение 2 h вначале в вакууме при температуре 1750°C, а затем длительное время в атмосфере азота при температуре 2100°C. Для дальнейшей очистки источник AlN перегонялся путем сублимации через газовую фазу при температуре 2150°C. Растовый процесс проводился в атмосфере азота под давлением 200–1200 mBar.

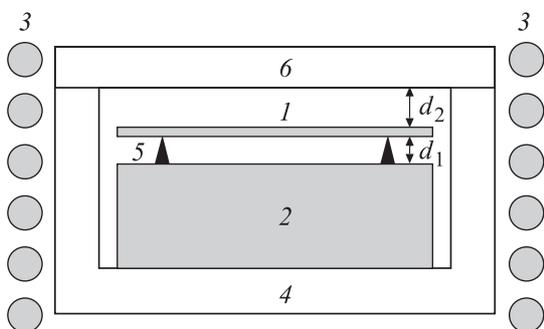


Рис. 2. Схема установки для выращивания кристаллов AlN. 1 — подложка SiC; 2 — источник AlN; 3 — графитовый нагреватель; 4 — контейнер из TaC; 5 — ограничитель зазора; 6 — крышка из TaC. Расстояния от подложки d_1 и d_2 равны соответственно величине зазора между подложкой и источником, и подложкой и крышкой.

Скоростью массопереноса управляли, изменяя ширину зазоров d_1 и d_2 . Только за счет этого, без изменения температуры, скорость массопереноса AlN и SiC может быть повышена на порядок и более. Растовый процесс включал в себя две стадии. Вначале после вакуумного отжига проводилась низкотемпературная стадия роста при температуре 1750–1850°C в течение 5–10 h. На этой стадии на поверхности подложки выращивали тонкий сплошной слой AlN. Основная высокотемпературная стадия роста проводилась при 1980–2030°C. Скорость роста составляла от 30 до 100 мкм · h⁻¹. Продолжительность процесса изменялась от 12 до 20 h. За это время вырастал слой AlN, толщиной не менее 800 мкм, а подложка SiC полностью испарялась. Следует отметить, что скорость испарения существенно зависит от геометрических размеров подложки, от кристаллографической ориентации и полярности испаряемой поверхности. Тем не менее, при сравнительно малых расстояниях между источником и подложкой эффективность массопереноса была весьма высокой ($\sim 80\%$), и формирование слоя завершалось одновременно с полным удалением подложки.

4. Оценка структурного качества кристаллов AlN рентгеновскими методами

Исследование дефектов кристаллической структуры было выполнено с помощью рентгеновских фазово-контрастных и дифракционных изображений (топограмм) на источнике СИ третьего поколения Pohang Light Source (с энергией электронов 3 GeV) в г. Поханге (Южная Корея). На станции 6D поворотный магнит, расположенный на расстоянии $D = 35$ м от образца, обеспечивает источник с размерами $S_h = 160$ мкм по горизонтали (H) и $S_v = 60$ мкм по вертикали (V). Полихроматический спектр ограничен естественным образом в силу уменьшения интенсивности и поглощения в образце соответственно для высоких и низких энергий. Благодаря малому угловому размеру источника ($\alpha = S_v/D = 0.35$ arcsec) достигается большая длина пространственной когерентности, $L_s = \lambda/\alpha = 42$ мкм (для длины волны $\lambda = 0.775$ Å на вершине спектра), и фазово-контрастные изображения формируются в зависимости от расстояния до образца. После преобразования рентгеновского излучения при помощи кристалл-сцинтиллятора CdWO₄ их записывали на детектор, чувствительный к видимому свету. Оптический объектив увеличивал изображение в 20 раз и фокусировал его на матрицу детектора с разрешением 4008×2672 pixel, в результате чего эффективный размер пиксела уменьшался до 0.45×0.45 мкм².

В условиях малой собственной угловой расходимости α , полихроматического спектра и большого размера пучка на образце каждое пятно лауэграммы представляло собой топограмму высокого разрешения. Топограммы регистрировали на пленку Kodak SR-45. Настройка

образца выполнялась по лауэграммам при помощи детектора большой площади фирмы Naomí, когда размер пучка был ограничен входными щелями.

Лауэграмма, записанная на детектор, показана на рис. 3а. Образец представляет собой пластину AlN, выращенную на подложке, которую испарили в процессе роста. Пластина отполирована с обеих сторон до полного удаления нарушенного слоя. Отражения пучка от кри-

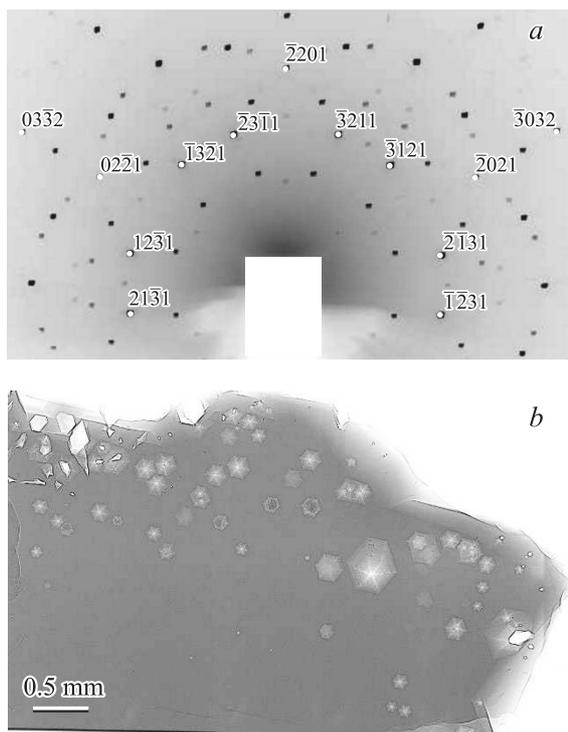


Рис. 3. а) Лауэграмма пластины AlN, выращенной на испаряемой подложке. Поверхность пластины перпендикулярна пучку и расстояние до детектора равно 193 мм. Расчетные и экспериментальные изображения интенсивных отражений перекрываются, когда грани (0001) и $(\bar{1}100)$ расположены соответственно перпендикулярно и параллельно пучку. б) Фазово-контрастное изображение другого образца AlN, выращенного в аналогичных условиях.

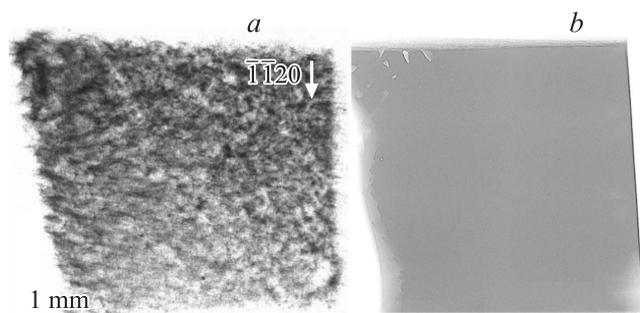


Рис. 4. Топограмма (а) и фазово-контрастное изображение (б) одного и того же кристалла AlN, полученного с испарением подложки, в полихроматическом синхротронном излучении. Расстояния от кристалла до пленки (а) и до детектора (б) равны соответственно 193 и 170 мм.

сталлических плоскостей расположены в соответствии с симметрией решетки и ориентацией образца относительно пучка. Согласно лауэграмме, пластина состоит из монокристаллического AlN. Индексирование интенсивных отражений было выполнено на основе стандартных данных для структуры 2H-AlN. На рис. 3, а расчетные и экспериментальные отражения перекрываются, когда грани (0001) и $(\bar{1}100)$ расположены соответственно перпендикулярно и параллельно пучку. Поскольку пластина выставлена перпендикулярно пучку, перекрытие отражений подтверждает, что ее поверхность имеет ориентацию (0001). На топограммах и фазово-контрастных изображениях данного образца (не показанных на рис. 3) трещины не наблюдались.

Отметим, что исходная толщина подложки SiC была равна $h_1^{(1)} = 140 \mu\text{m}$. Согласно нашей модели, растрескивание AlN на неиспаренной подложке можно было предотвратить при толщине слоя $h_{2,\text{cr}}^{(1)} \geq 2000 \mu\text{m}$. Благодаря испарению подложки растрескивания пластины AlN (ее лауэграмма показана на рис. 3(а)) удалось избежать уже при ее толщине $h_2^{(1)} = 750 \mu\text{m}$.

Фазово-контрастное изображение другого кристалла AlN представлено на рис. 3(б). Видно, что на изображении нет трещин. Фигуры гексагональной формы представляют собой фасетированные пустоты микроскопического размера. Их появление можно отнести к границе раздела между слоем и подложкой. По мере роста слоя эти пустоты зарастают [3]. Толщина кристалла, показанного на рис. 3(б) равна $h_2^{(2)} = 800 \mu\text{m}$, что в 4 раза меньше, чем могла быть ожидаемая толщина нерастресканного (сплошного) слоя на неиспаренной подложке.

На рис. 4 показаны топограмма (а) и фазово-контрастное изображение (б) одного и того же образца, выращенного с испарением подложки. Из лауэграммы (не показанной на рисунке) следует, что он представляет собой монокристалл AlN политаипа 2H. Оба изображения подтверждают отсутствие трещин. Изображения дислокаций на топограмме перекрываются вследствие суперпозиции дальнедействующих полей их напряжений. В дифракционной геометрии прохождения пучка сквозь образец перекрытие наступает, начиная с плотности дислокаций $\geq 10^4 \text{cm}^{-2}$. Дислокационная структура на рис. 4, а имеет более высокую плотность, причем распределение дислокаций неоднородно. Однако ориентационный контраст границ не наблюдается на топограмме, что свидетельствует о высокой степени кристалличности. Толщина пластины здесь равна $h_2^{(3)} = 600 \mu\text{m}$, что превышает толщину подложки ($h_1^{(3)} = 140 \mu\text{m}$) всего в 4 раза.

Методом высокоразрешающей рентгеновской дифрактометрии были измерены кривые качания в геометрии Брэгга. Монохроматором служил почти совершенный кристалл Ge, настроенный на отражение $004 \text{CuK}\alpha_1$. Путем сканирования образца вблизи угла брэгговского отражения 0002 при неподвижном детекторе были получены ϑ -кривые от кристаллов AlN, выращенных с испарением и без испарения подложки. Результаты измерений представлены в таблице.

Характеристики образцов: номер образца, полуширина двух-кристалльной кривой качания w_ϑ отражения 0002; толщина слоя AlN h_2 ; толщина подложки SiC h_1 и отношение h_2/h_1

No	$w_\vartheta, \text{arcsec}$	$h_2, \mu\text{m}$	$h_1, \mu\text{m}$	h_2/h_1
707	120	2190	820	2.7
572	240	1700	960	1.8
692	240	1100	960	1.2
598	180	1500	1330	1.1
429	120	190	100	n/a
456	150	350	270	n/a
406	120	600	170	n/a

В трех нижних строках отношения h_2/h_1 не определялись, поскольку подложки SiC полностью испарились при выращивании слоев AlN.

Хорошо известно, что структурное качество слоя AlN улучшается с расстоянием от подложки SiC. Весьма узкие ϑ -кривые с полушириной $w_\vartheta = 58 \text{ arcsec}$ характерны для толстых ($\sim 8 \text{ mm}$) слоев AlN на подложках 6H-SiC [2]. В то же время слои AlN толщиной 3–5 mm на подложках политипов 6H- и 4H-SiC имеют кривые качания с полушириной $w_\vartheta \sim 100\text{--}120 \text{ arcsec}$ [3]. Расчет термонапряжений в рамках нашей модели позволяет утверждать, что критерием структурного качества слоя является отношение толщин слоя и подложки h_2/h_1 . Характеристики четырех образцов, выращенных без испарения подложки (Nos. 707, 572, 692 и 598), приведены в четырех верхних строках таблицы. Отношение h_2/h_1 уменьшается сверху вниз. Видно, что полуширина w_ϑ увеличивается в том же направлении.

Три образца (Nos. 429, 456 и 406), занимающие три нижние строки таблицы, имеют весьма разные значения толщины слоя AlN и начальной толщины подложки SiC. Подложки этих образцов полностью испарили в процессе роста, так что критерий величины отношения h_2/h_1 к ним не применим (not applicable, n/a). Несмотря на заметное различие толщин этих образцов AlN, их кривые качания, с одной стороны, имеют весьма близкие значения полуширины $w_\vartheta \sim 120\text{--}150 \text{ arcsec}$, а с другой стороны, эти значения не больше, чем полуширины w_ϑ , характерные для гораздо более толстых (толщиной 3–5 mm) слоев AlN на неиспаренных подложках SiC [3]. Следует отметить, что структурное качество слоя AlN на испаряемой подложке SiC зависит от режима роста на его начальной стадии. Слоевой рост способствует формированию достаточно совершенной решетки, тогда как при трехмерном росте степень ее совершенства падает, и полуширина w_ϑ увеличивается в несколько раз.

5. Заключение

Теоретический анализ распределения термоупругих напряжений в двухслойной структуре AlN/SiC показал, что, увеличивая отношение h_2/h_1 толщины слоя AlN (h_2) к толщине подложки SiC (h_1), можно уменьшить вероятность растрескивания слоя AlN. Критическое значение отношения, начиная с которого растрескивание

будет подавлено, можно оценить как $(h_2/h_1)_{\text{cr}} \approx 15$. Полное испарение подложки в процессе роста слоя полностью предотвращает растрескивание слоя AlN.

Сублимационный сандвич-метод позволил реализовать рост AlN и испарение SiC в течение одного процесса. Установлено, что только за счет изменения ширины зазора между источником и подложкой скорость массопереноса AlN может быть повышена на порядок и более. Регулируя зазор с обратной стороны подложки, можно ускорить массоперенос SiC. Таким образом, процессы роста слоя и испарения подложки происходят одновременно без изменения температуры, несмотря на существенно различные упругости паров. В результате можно получать тонкие пластины AlN (0.2–0.8 mm) без опоры на подложки. Благодаря отсутствию трещин они прочны и выдерживают механическую обработку.

При малых зазорах реализуется слоевой рост, поэтому тонкие пластины имеют хорошее структурное качество. Согласно рентгеновским данным, они состоят из монокристаллического AlN политипа 2H и их структурные характеристики не уступают тем, которые свойственны гораздо более толстым (толщиной 3–5 mm) слоям AlN на неиспаренных подложках. Полученные кристаллы AlN могут найти применение как в качестве затравок для роста объемных кристаллов, так и в качестве подложек для приборов с улучшенными функциональными свойствами.

Список литературы

- [1] M. Kneissl, T. Kolbe, C. Chua, V. Kueller, N. Lobo, J. Stellmach, A. Knauer, H. Rodriguez, S. Einfeldt, Z. Yang, N.M. Johnson, M. Weyers. *Semicond. Sci. Technol.* **26**, 014036 (2011).
- [2] I. Nagai, T. Kato, T. Miura, H. Kamata, K. Naoe, K. Sanada, H. Okumura. *J. Crystal Growth* **312**, 2699 (2010).
- [3] R.R. Sumathi, R.U. Barz, P. Gille, T. Straubinger. *Phys. Status Solidi C* **8**, 2107 (2011).
- [4] E. Mokhov, I. Izmaylova, O. Kazarova, A. Wolfson, S. Nagalyuk, D. Litvin, A. Vasiliev, H. Helava, Yu. Makarov. *Phys. Status Solidi C* **10**, 445 (2013).
- [5] T.Yu. Chemekova, O.V. Avdeev, I.S. Barash, E.N. Mokhov, S.S. Nagalyuk, A.D. Roenkov, A.S. Segal, Yu.N. Makarov, M.G. Ramm, S. Davis, G. Humnic, H. Helava. *Phys. Status Solidi C* **5**, 1612 (2008).
- [6] M. Bickermann, B.M. Epelbaum, O. Filip, P. Heimann, S. Nagata, A. Winnacker. *Phys. Status Solidi C* **5**, 1502 (2008).
- [7] L. Liu, B. Liu, J.H. Edgar, S. Rajasingam, M. Kuball. *J. Appl. Phys.* **92**, 5183 (2002).
- [8] R. Dalmau, R. Schlessler, B.J. Rodriguez, R.J. Nemanich, Z. Sitar. *J. Cryst. Growth* **281**, 68 (2005).
- [9] Ю.А. Тхорик, Л.С. Хазан. Пластическая деформация и дислокации несоответствия в гетерозипитаксиальных системах. Наук. Думка, Киев (1983).
- [10] Р.А. Андриевский, А.Г. Ланин, Г.А. Римашевский. Прочность тугоплавких соединений. Металлургия, М. (1974).
- [11] L.E. McNeil, M. Grimsditch, R.H. French. *J. Am. Ceram. Soc.* **76**, 1132 (1993).
- [12] M. Miyanaga, N. Mizuhara, S. Fujiwara, M. Shimazu, H. Nakahata, T. Kawase. *J. Cryst. Growth* **300**, 45 (2007).