

УДК 621.315.592

Управление упругими напряжениями при росте гетероструктур (Al)GaN/SiC

© Е.Е. Заварин^{1,2}, С.Н. Родин^{1,2}, Б.Ю. Ключев², В.В. Лундин¹, А.Е. Николаев¹, Д.С. Артеев^{1,2},
А.В. Сахаров^{1,2}, А.Ф. Цацульников^{1,2}

¹ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия

² НТЦ микроэлектроники Российской академии наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия

E-mail: zavarin@yandex.ru

Поступила в Редакцию 5 мая 2025 г.

В окончательной редакции 27 июня 2025 г.

Принята к публикации 3 июля 2025 г.

Представлен анализ по данным *in situ* оптической рефлектометрии упругих напряжений при росте гетероструктур AlGaIn полевых транзисторов на 4H-SiC методом газовой фазной эпитаксии из металлоорганических соединений. Показано, что изменение режимов роста зародышевого AlN и буферного GaN слоев, позволяет управлять напряжениями сжатия. Проведено сравнение влияния легирования GaN атомами Fe и C на упругие напряжения. Получены режимы роста структур с прогибом < 20 мкм для подложек диаметром до 3 дюймов.

Ключевые слова: AlGaIn, SiC, HEMT, эпитаксия, упругие напряжения.

DOI: 10.61011/FTP.2025.06.61564.8026

Полевые транзисторы на основе III-N соединений уже нашли практическое применение для силовых и высокочастотных применений. В настоящее время мощные СВЧ транзисторы изготавливают в основном на основе гетероструктур AlGaIn/GaN на подложках SiC, обладающих максимальной теплопроводностью из коммерчески доступных вариантов (сапфир, кремний, карбид кремния). Эпитаксия на SiC-подложке сталкивается с 2 проблемами: первая — рассогласование кристаллических параметров решеток AlGaIn и GaN с подложкой, вторая — невозможность плотного однородного зародышеобразования GaN при высокой (~ 1000 °C) температуре. Эти проблемы успешно решаются выбором соответствующих условий роста и состава начального слоя. Буферные и зародышевые слои AlN или AlGaIn между SiC и GaN были предложены еще в конце 1990-х годов [1]. Однако существует и более сложная проблема — упругие напряжения, возникающие в структурах вследствие рассогласования параметров решетки, а также различия коэффициентов термического расширения (КТР) выращенных слоев и подложки. Для GaN и SiC КТР составляют 5.59 и $4.3 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ соответственно, при охлаждении от типичной температуры эпитаксии в 1000 °C до комнатной температуры это создает рассогласование ~ 10^{-3} , приводящее к возникновению растягивающих напряжений в слоях структуры и возможному образованию трещин. Эта проблема может решаться преднамеренным созданием напряжения сжатия в слое GaN при выращивании на Al(Ga)N, которое компенсирует напряжение растяжения, возникающее в дальнейшем при охлаждении, что обеспечивает снижение общих встроенных напряжений

в эпитаксиальной структуре. Наш опыт показывает, что компенсация напряжений и подавление образований трещин возможна в очень широком диапазоне условий выращивания, составов и толщин буферных и зародышевых слоев AlGaIn, однако в большинстве случаев наблюдается избыточная компенсация напряжений, и после остывания структуры оказываются сжатыми в плоскости подложки и имеют относительно высокую кривизну и прогиб. Переход ко все более высоким рабочим частотам требует уменьшения топологических норм, накладывает ограничения на допустимый изгиб готовой структуры при проведении литографии, что в сочетании с постоянно растущим диаметром подложек [2] приводит к необходимости все более точно управлять изгибом структуры, т.е. напряжениями в слоях во время роста структуры.

Изгиб структуры во время роста можно оценить с помощью измерения кривизны. Кривизна растущей структуры определяется формулой Стоуни [3]:

$$k = 6 \cdot S \cdot (1 - n_s) / E_s \cdot h_f / h_s^2,$$

где S — величина упругой деформации, E_s — модуль Юнга материала подложки, n_s — коэффициент Пуассона материала подложки, h_f — толщина выращенного слоя, h_s — толщина подложки. Прогиб структуры связан с кривизной следующим выражением:

$$b = k \cdot d^2 / 8,$$

где k — кривизна, d — диаметр подложки. Величина упругой деформации растущих слоев определяется разностью постоянных решетки нижележащего и растущего

слоев, что в случае отсутствия релаксации приводит к линейному изменению кривизны структуры с набором толщины слоев. Для нитрида галлия с использованием пары Al(Ga)N/GaN-слоев — это напряжение сжатия — структура изгибается так, что центр приподнимается над краями подложки, кривизна растет. Во время остывания вследствие различия КТР SiC и нитридов слои испытывают напряжение растяжения, что приводит к компенсации напряжений сжатия и изгибу структуры в другую сторону, кривизна уменьшается.

Авторами в работе [4] было обнаружено, что начальное напряжение сжатия, релаксация и переход к растягивающему напряжению в последовательности SiC/AlN/AlGaN определяются свойствами слоя AlN, выращенного при различных соотношениях V/III. Автор работы [5] рассматривает несколько механизмов, влияющих на возникновение и релаксацию напряжений в процессе роста AlGaN на SiC: несоответствие параметров решетки; появление прорастающих дислокаций на границе между островками AlGaN и зародышевым слоем AlN; процесс коалесценции островков AlGaN; появление прорастающих дислокаций на неровностях поверхности сплошного слоя; наклон дислокаций в ответ на сжимающее напряжение при росте слоя. Авторами [6] обнаружено, что легирование AlGaN Si приводит к увеличению угла наклона прорастающих дислокаций и релаксации напряжений в растущем слое. Эти исследования показывают, что начальные стадии роста буферных и зародышевых слоев на SiC влияют на напряжения в слоях, что в свою очередь влияет на прогиб структур после процесса эпитаксии. Цель данной работы — исследование влияния начальных стадий роста буферного слоя GaN и его легирования на конечную кривизну (прогиб) структуры.

Все эксперименты проводились на установке Dragon D175, имеющей проточный горизонтальный реактор пониженного давления, с индуктивным нагревом и многозонной инъекцией, с конфигурацией подложкодержателя 7×2 , 3×3 , 1×4 , 1×6 дюймов подложек. Использовались изолирующие подложки 4H-SiC диаметром 2 и 3 дюйма, толщиной 358 мкм. Установка оборудована системой рефлектометрии Burattino, имеющей 4 измерительных головки, позволяющие измерять, кроме коэффициента отражения, изменение геометрии (кривизну) подложки во время роста на двух длинах волн 638 и 405 нм одновременно. Подложки SiC имели исходную кривизну $\pm 10 \text{ км}^{-1}$. Изменения кривизны в результате эпитаксии нормировались на эту величину. Базовая конструкция структуры имела следующую последовательность слоев (от подложки): зародышевый слой AlN толщиной $\sim 15 \text{ нм}$, GaN:Fe толщиной $\sim 1.1 \text{ мкм}$ (рост при давлении 400 мбар), нелегированный GaN толщиной $\sim 0.6 \text{ мкм}$ (рост при давлении 400–800 мбар), активная область НЕМТ транзистора. Кривизна после эпитаксии для такой структуры составляла -40 км^{-1} . Были сделаны эксперименты с изменением условий роста структуры с описанной

выше базовой конструкцией. Во-первых, были выращены структуры, в которых изменялось давление в начале роста буфера GaN (100, 750 мбар). Во-вторых, для структур, в которых буферный слой был выращен при давлении 750 мбар, было исследовано влияние толщины зародышевого слоя (15 и 10 нм) на их кривизну. Также было исследовано влияние легирования Fe и C буфера GaN на развитие напряжений во время роста для идентичных по последовательности слоев структур. Зависимость релаксации напряжений буферного слоя GaN от состава первого слоя AlGaN подробно описана авторами в работе [7]. В серии экспериментов общая толщина, скорость роста буферных слоев и активная область структуры оставались неизменными, поэтому можно сравнивать развитие кривизны от времени экспериментов.

Известно, что увеличение давления влияет на выраженность островкового роста начальных стадий GaN на апфировых подложках и влияет на его дислокационную структуру. В данной работе были проведены три эксперимента, отличающиеся давлением роста буферного слоя GaN на начальных стадиях: 100, 400, 750 мбар. Обнаружено сильное влияние давления на зарождение островков на зародышевом слое AlN (рис. 1, *a*). При давлении 100 мбар наблюдается слоевой (2D) рост слоя GaN с самого начала его роста, в то время как при 400 мбар наблюдается падение отражения на этой стадии, что говорит о выраженном формировании рельефа поверхности. Это соответствует островковому (3D) росту на начальной стадии, с дальнейшим сглаживанием поверхности и переходу к слоевому росту. При давлении 750 мбар этот эффект становится еще более выраженным. На рис. 1, *b* изображены зависимости кривизны выращенных слоев. Наклон зависимости уменьшается с увеличением давления, что говорит о большей релаксации напряжений. Таким образом, более выраженный островковый рост на начальных стадиях роста буферных слоев GaN сопровождается большей релаксацией напряжений в нем. В итоге конечная кривизна структуры для давления 750 мбар составила $< 20 \text{ км}^{-1}$.

Свойства зародышевого слоя AlN также могут оказывать существенное влияние на начальные стадии роста буферного слоя GaN. Были проведены два эксперимента с различной толщиной зародышевого слоя AlN и неизменными условиями роста буферного слоя GaN. Рост буферного слоя GaN осуществлялся при давлении 750 мбар. Толщина AlN зародышевого слоя составляла 15 и 10 нм. В обоих случаях наблюдался островковый рост на начальных стадиях роста GaN (рис. 2, *a*). Однако при уменьшении толщины слоя AlN островковый рост становился значительно более выраженным, и сглаживание поверхности с выходом на слоевой рост заняло значительно большее время. Зависимости кривизны для этих структур (рис. 2, *b*) показывают, что более выраженный трехмерный рост сопровождается большей релаксацией напряжений в растущем слое GaN, что отражается на конечной кривизне

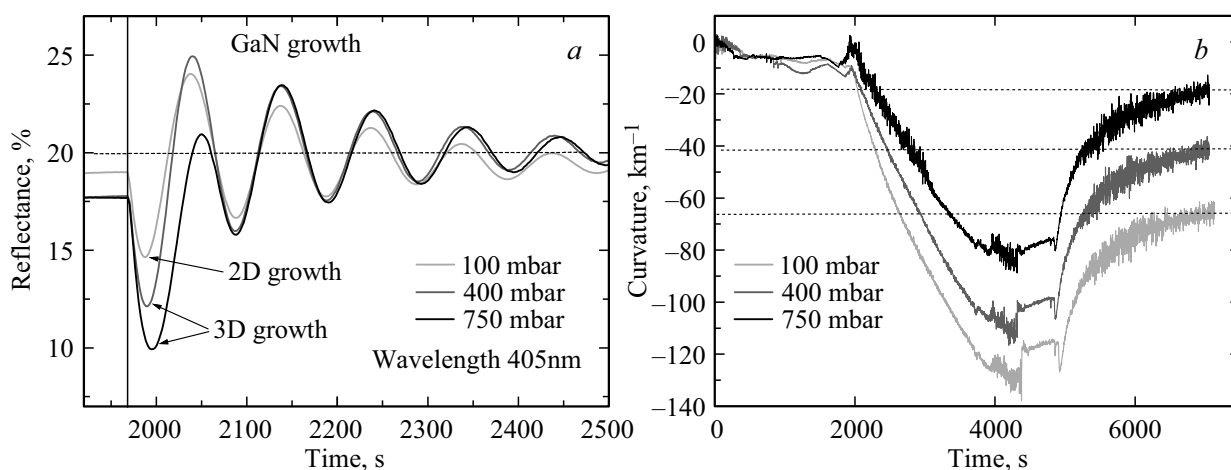


Рис. 1. Влияние давления на начальных стадиях роста буферного слоя GaN: *a* — зависимость коэффициента отражения; *b* — зависимость кривизны подложки.

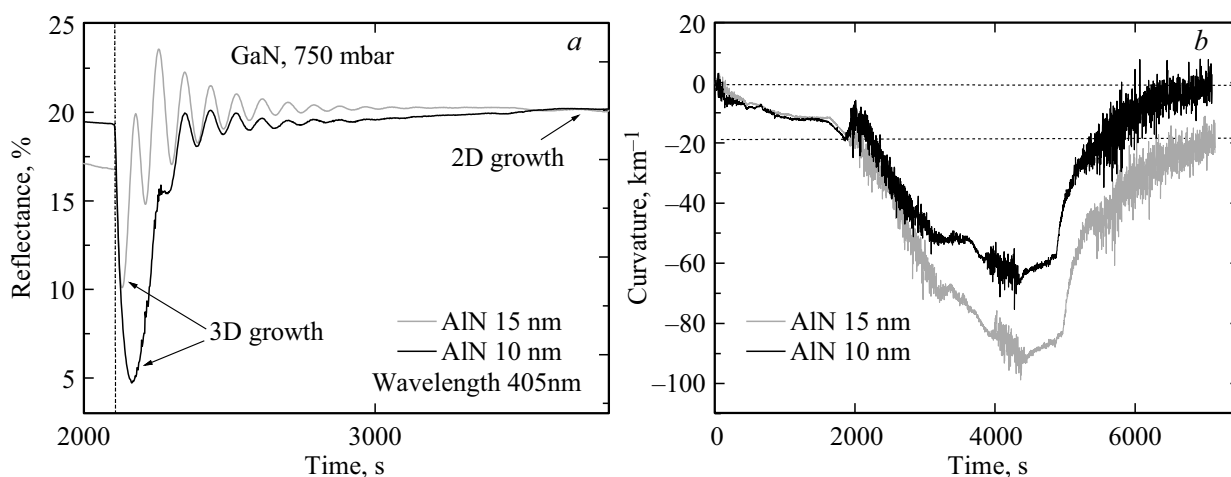


Рис. 2. Влияние толщины зародышевого слоя AlN: *a* — зависимость коэффициента отражения; *b* — зависимость кривизны подложки.

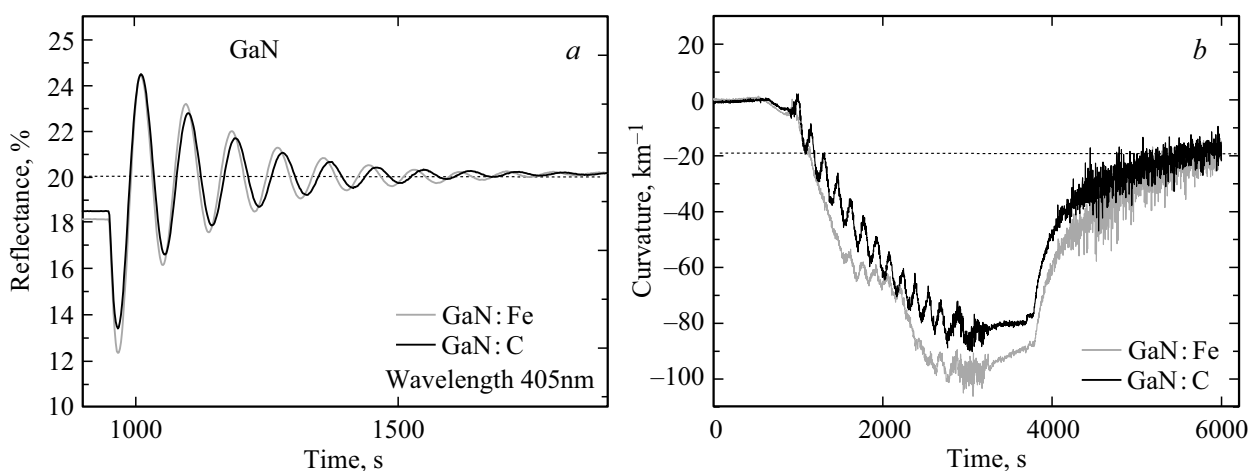


Рис. 3. Влияние замены легирующей примеси Fe на C на рост структуры: *a* — зависимость коэффициента отражения; *b* — зависимость кривизны подложки.

всей структуры после эпитаксии. При толщине слоя AlN 10 нм конечная кривизна была практически нулевой, что говорит об отсутствии прогиба, связанного с эпитаксией. Таким образом, деформация структуры отсутствует, но, конечно, при этом разные слои структуры могут иметь локальные напряжения растяжения и сжатия, компенсирующие друг друга.

Как было показано в работе [5], легирование слоев атомами Si может влиять на картину напряжений в слоях при росте GaN на подложках SiC. Были проведены эксперименты с легированием атомами Fe и C буферных слоев GaN, с концентрацией легирующих примесей $\sim 1-3 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$, стандартной для HEMT структур на SiC. Такой уровень легирования и Fe, и C не оказывает существенного влияния на характер (островковый или слоевой) начальной стадии роста буферного слоя GaN (рис. 3, а). В результате различие в типе легирующих примесей влияет на конечную кривизну структуры после остывания менее чем на 10 км^{-1} (рис. 3, б). Однако известно, что большие уровни легирования как Fe, так и C могут влиять на морфологию растущих слоев и, таким образом, влиять на релаксацию напряжений, что требует дополнительных исследований.

Таким образом, в работе представлены результаты систематического анализа по данным *in situ* оптической рефлектометрии упругих напряжений, возникающих при росте гетероструктур AlGaIn для полевых транзисторов на подложках SiC методом газофазной эпитаксии из металлорганических соединений. Продемонстрирована возможность точного управления величиной встраиваемых напряжений сжатия при эпитаксии слоев III-N, компенсирующих напряжения растяжения, возникающие при охлаждении, что позволило существенно уменьшить конечную кривизну структуры. Показано, что начальные условия роста буферного слоя GaN и толщина зародышевого слоя AlN существенно влияют на релаксацию напряжений в нем. Релаксацию напряжений можно связать с выраженностью островкового роста на начальных стадиях роста буферного слоя GaN. Показано, что легирование буферного слоя глубокими примесями разных типов (Fe и C), в стандартных концентрациях для полевых транзисторов на SiC, не приводит к существенному изменению степени релаксации от типа примеси и влияет на конечную кривизну структур менее чем на 10 км^{-1} . Определены режимы воспроизводимого получения структур с прогибом $< 20 \text{ мкм}$ для подложек диаметром до 3 дюймов.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] I. Nikitina, M. Sheglov, Y. Melnik, K. Irvine, V. Dmitriev. *Diamond. Rerlat. Mater.*, 6, 1524 (1997). DOI: 10.1016/S0925-9635(97)00122-2

- [2] https://compoundsemiconductor.net/article/121133/Infineon_starts_200mm_SiC_product-roll_out
- [3] Maria Rosa Ardigo, Maher Ahmed, Aurélien Besnard. ISSN: 1662-8985, v. 996, pp 361-366. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.996.361
- [4] J. Acord, S. Raghavan, D. Snyder, J. Redwing, J. Cryst. Growth, **272**, 65 (2004). DOI: 10.1016/j.jcrysgro.2004.08.033
- [5] J.D. Acord. *In situ stress measurements during MOCVD growth of aluminum gallium nitride on silicon carbide*, Ph.D. thesis (Pennsylvania State University, 2007). 2007.3284895
- [6] J. Acord, I. Manning, X. Weng, D. Snyder, J. Redwing. *Appl. Phys. Lett.*, **93**, 111910 (2008). DOI: 10.1063/1.2986448
- [7] M.E. Rudinsky, E.V. Yakovlev, W.V. Lundin, A.V. Sakharov, E.E. Zavarin, A.F. Tsatsulnikov, L.E. Velikovskiy. *Phys. Status Solidi A*, **213** (10), 2759 (2016). DOI: 10.1002/pssa.201600210

Редактор Г.А. Оганесян

Control of elastic stress during the growth of heterostructures (Al)GaIn/SiC

E.E. Zavarin^{1,2}, S.N. Rodin^{1,2}, B.Yu. Kluev², W.V. Lundin¹, A.E. Nikolaev¹, D.S. Arteev^{1,2}, A.V. Sakharov^{1,2}, A.F. Tsatsulnikov^{1,2}

¹ Ioffe Institute,

194021 St. Petersburg, Russia

² Submicron Heterostructures for Microelectronics, Research & Engineering Center, Russian Academy of Sciences, 194021 St. Petersburg, Russia

Abstract An analysis based on *in situ* optical reflectometry of elastic stresses during the growth of AlGaIn/SiC HEMT heterostructures by MOVPE is presented. It is shown that changing the growth conditions of the nucleation AlN and buffer GaN layers makes it possible to control the compressive strain. The effect of GaN doping by Fe and C atoms on elastic stresses is compared. Growth conditions of structures with a deflection of less than 20 microns for substrates up to 3 inches in diameter have been obtained.