

05.1;07.2;08.1;13.1

Особенности роста гетероструктур нитрида галлия на подложках кремния: управляемая пластическая деформация

© И.С. Езубченко, М.Я. Черных, П.А. Перминов, Ю.В. Грищенко, И.Н. Трунькин,
И.А. Черных, М.Л. Занавескин

Национальный исследовательский центр „Курчатовский институт“, Москва, Россия
E-mail: ezivan9@gmail.com

Поступило в Редакцию 12 марта 2021 г.

В окончательной редакции 6 апреля 2021 г.

Принято к публикации 20 апреля 2021 г.

Методом газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений выращены нитрид-галлиевые гетероструктуры на подложках кремния. Обнаружены пластические деформации подложки при температурах 930–975°C, возникающие в процессе роста при эффективном накоплении сжимающих напряжений в пленке. Предложен способ осуществления управляемой пластической деформации кремния за счет проведения высокотемпературного отжига, совмещенного с ростом *in situ* слоя SiN_x, после роста гетероструктуры. Данный подход позволит упростить подбор архитектуры нитрид-галлиевых гетероструктур для различных технологических задач.

Ключевые слова: нитридная гетероструктура, металлоорганическая газофазная эпитаксия, нитрид галлия, кремний, пластическая деформация.

DOI: 10.21883/PJTF.2021.14.51183.18766

Гетероструктуры на основе нитрида галлия являются базой для современных мощных СВЧ-устройств [1,2]. Развитие технологий создания структур GaN на Si и транзисторов на их основе является перспективным с точки зрения удешевления производства ввиду доступности пластин кремния большого диаметра, простоты его механической обработки и возможности адаптации нитридных технологий на кремнии к современному кремниевому производству [3].

Однако значительное различие параметров решеток и коэффициентов теплового расширения (КТР) GaN и Si делает задачу синтеза ненапряженных гетероструктур высокого кристаллического качества на кремнии существенно более сложной, чем в случае подложек сапфира или карбида кремния. Кроме того, архитектура гетероструктуры, состав, толщины, а также степень легирования ее слоев могут варьироваться в зависимости от назначения разрабатываемых устройств.

В настоящей работе предложен подход, использование которого позволит избежать растрескивания структуры в процессе остывания, а также упростить подбор архитектуры слоев для создания гетероструктур нитрида галлия приборного качества за счет осуществления управляемой пластической деформации кремния в процессе роста.

Кремний испытывает переход от хрупкости к пластичности при температурах, составляющих более 60% от его абсолютной температуры плавления (1412°C) [4]. Таким образом, при ростовых температурах, используемых для эпитаксии гетероструктур нитрида галлия, подложка кремния способна пластически деформироваться. Однако условия осуществления и контроль ее пластиче-

ских деформаций, а также возможность использования данного эффекта при создании устройств на основе GaN мало изучены.

Были выращены четыре образца нитридных гетероструктур (*A*, *B*, *C*, *D*) методом газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений на установке Aixtron 2600 G3. В качестве подложек для роста были использованы высокоомные пластины кремния Si(111) диаметром 2" и толщиной 500 μm, полученные методом зонной плавки. Детали роста гетероструктур приведены в [5]. Буферный слой AlN формировался в две стадии и состоял из низкотемпературного (30 nm, 795°C) и высокотемпературного (70 nm, 925°C) слоев. Затем были выращены три слоя AlGaIn с толщинами 270, 350 и 350 nm и процентным содержанием Al 80, 50 и 30% соответственно, канальный слой GaN толщиной 1.35 μm и барьерный слой AlN толщиной 4.5 nm. Для накопления дополнительных сжимающих напряжений образцы *A*, *B* и *C* формировались с включением низкотемпературной вставки AlN (10 nm для образца *A* и 15 nm для образцов *B* и *C*, 800°C) в слой нитрида галлия. Для образца *B* после роста был проведен отжиг. Кроме того, на образцах *C* и *D* был сформирован слой *in situ* пассивации SiN_x толщиной 7 nm с использованием моносилана в качестве источника кремния. Отжиг (для образца *B*) и осаждение слоя пассивации (для образцов *C* и *D*) осуществлялись в идентичных условиях в течение часа непосредственно после роста барьерного слоя (975°C, 5 kPa). В процессе роста обеспечивался контактный нагрев подложки подложкодержателем. *In situ* контроль температуры подложки и толщин слоев проводился при помощи системы Laytec Epi TT на длине

волны $\lambda = 880$ nm. Исследования образцов методами атомно-силовой (АСМ) и просвечивающей растровой электронной микроскопии (ПРЭМ) проводились с использованием микроскопов Ntegra Prima (NT-MDT) и Titan 80-300 (FEI).

Конфигурация буферных слоев нитридной гетероструктуры была подобрана таким образом, чтобы скомпенсировать растягивающие напряжения, возникающие в пленке при охлаждении из-за различий КТР кремния и нитридов. В процессе эпитаксии происходит накопление сжимающих напряжений, что приводит к выпуклой форме образца при температурах роста. По мере накопления напряжений изгиб и соответственно расстояние между центром образца и подложкодержателем увеличивается, что приводит к понижению температуры в центре подложки.

На рис. 1, *a* приведена зависимость температуры центра образца *A* от времени в процессе роста канального слоя GaN после низкотемпературной вставки. На температурной зависимости есть точка излома, в которой происходит изменение скорости понижения температуры. Это указывает на включение дополнительного механизма, оказывающего влияние на изгиб образца. В работе [6] было показано, что в качестве такого механизма могут выступать пластические деформации кремниевой подложки.

На рис. 1, *b* приведено ПРЭМ-изображение гетерограницы AlN–Si образца *A*. Для образца характерно наличие локальных дефектов в кремнии, вызванных смещением кристаллических плоскостей. После остывания образец обладал выпуклой формой с кривизной более 450 km^{-1} , а также определенной степенью асферичности, связанной с неоднородностью протекания процесса пластической деформации по образцу.

Таким образом, пластическая деформация кремния в процессе роста приводит к возникновению существенного изгиба, который не компенсируется разницей КТР и сохраняется после остывания [7], а также асферичности образца [8], что делает невозможным дальнейшее формирование устройств. Кроме того, дефекты, возникающие в кремнии, могут негативно сказаться на работе конечных приборов.

Для остальных образцов была выбрана архитектура, обеспечивающая меньшее накопление сжимающих напряжений, чем на образце *A*, чтобы избежать пластических деформаций непосредственно в процессе роста GaN. Для этого были изменены параметры роста низкотемпературной вставки [9]. На рис. 2, *a* приведены зависимости температур центров образцов от времени после роста канального слоя, т.е. в процессе формирования барьерного слоя и последующего отжига, который для образцов *C* и *D* был совмещен с ростом SiN_x .

На образцах *B* и *C* наблюдалось понижение температуры центра спустя некоторое время после начала отжига, что указывает на протекание процесса пластических деформаций. Однако в отличие от образца *A* они проходили в отсутствие значительного дополнительного

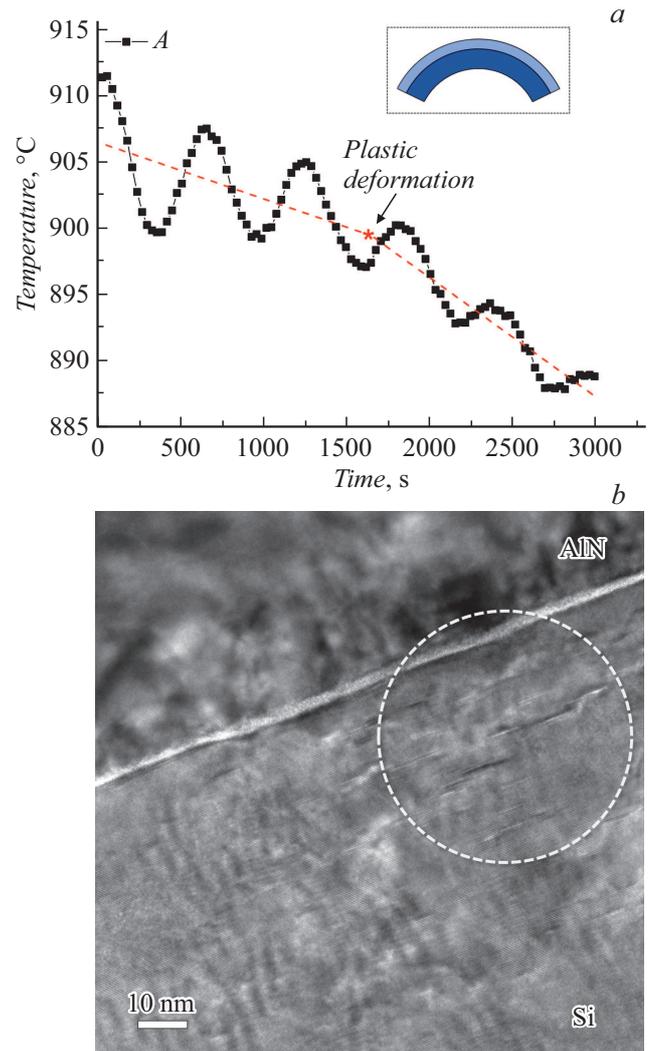


Рис. 1. *a* — зависимость температуры центра образца *A* от времени. На вставке приведено схематическое изображение выгнутой подложки в процессе роста. *b* — ПРЭМ-изображение гетерограницы AlN–Si образца *A*. Выделена дефектная область в кремнии.

накопления сжимающих напряжений, которое происходило при росте GaN после вставки, что выражается в меньшей скорости изменения температуры центра (в несколько раз). Следовательно, процесс пластической деформации кремния в данном случае протекает более плавно. После остывания образцы *B* и *C* имели выпуклую форму с кривизной 50 и 200 km^{-1} соответственно.

На образце *D*, сформированном без вставки в канальном слое, понижения температуры не наблюдалось. Данная архитектура не обеспечила эффективное накопление компенсирующих сжимающих напряжений в процессе роста структуры, после остывания пленка потрескалась, и образец *D* имел вогнутую форму с кривизной 70 km^{-1} . Таким образом, процесс деформации не является результатом только лишь термических преобразований кристаллической решетки кремния, а происходит после

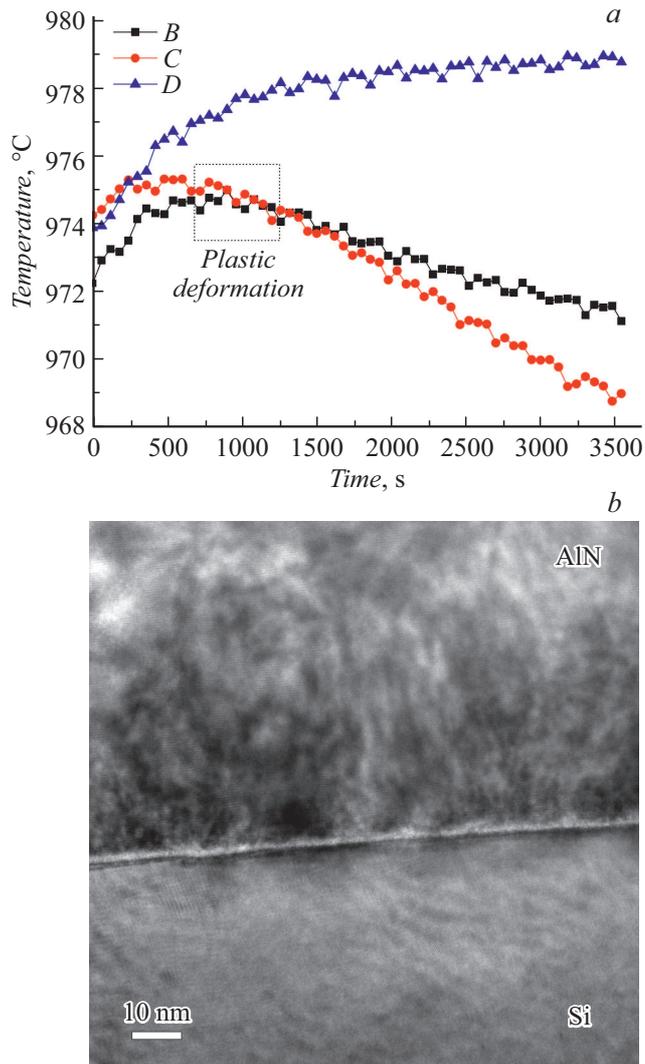


Рис. 2. *a* — зависимости температур центров образцов *B*, *C*, *D* от времени. *b* — ПРЭМ-изображение гетерограницы AlN–Si образца *C*.

накопления определенных для данной ростовой температуры сжимающих напряжений в пленке.

ПРЭМ-исследование гетерограницы AlN–Si для образца *C* показало отсутствие локальных дефектов в кремнии в центре образца (рис. 2, *b*). Для образцов не наблюдалось асферичности. По всей видимости, при пластической деформации дефекты в кремнии возникают в первую очередь на краях и по мере протекания деформации формируются все ближе к центру образца. Контролируя процесс, можно обеспечить незначительные пластические деформации подложки и при этом синтезировать структуру с небольшой кривизной и отсутствием дефектов в центральной части пластины.

АСМ-исследование поверхности сформированных пленок показало, что для образца *B* характерно наличие областей травления, сформированный же на образце *C* слой SiN_x помогает защитить структуру (рис. 3).

Таким образом, с использованием подхода осаждения *in situ* слоя SiN_x удается не только сформировать пассивирующий для структуры слой, защищающий от деградации канала двумерного электронного газа после извлечения образца на атмосферу, а также при проведении последующих технологических операции по созданию транзисторов, но и за счет подбора условий осаждения обеспечить контролируемое осуществление пластических деформаций в подложке при высоких температурах, не допуская растравливания пленки в агрессивной среде водорода.

В работе были выращены нитрид-галлиевые гетероструктуры на подложках кремния методом газовой эпитаксии из металлоорганических соединений. Обнаружено, что при высоких температурах в случае эффективного накопления в нитридной пленке сжимающих напряжений возникают пластические деформации подложки. Одним из способов осуществления управляемой

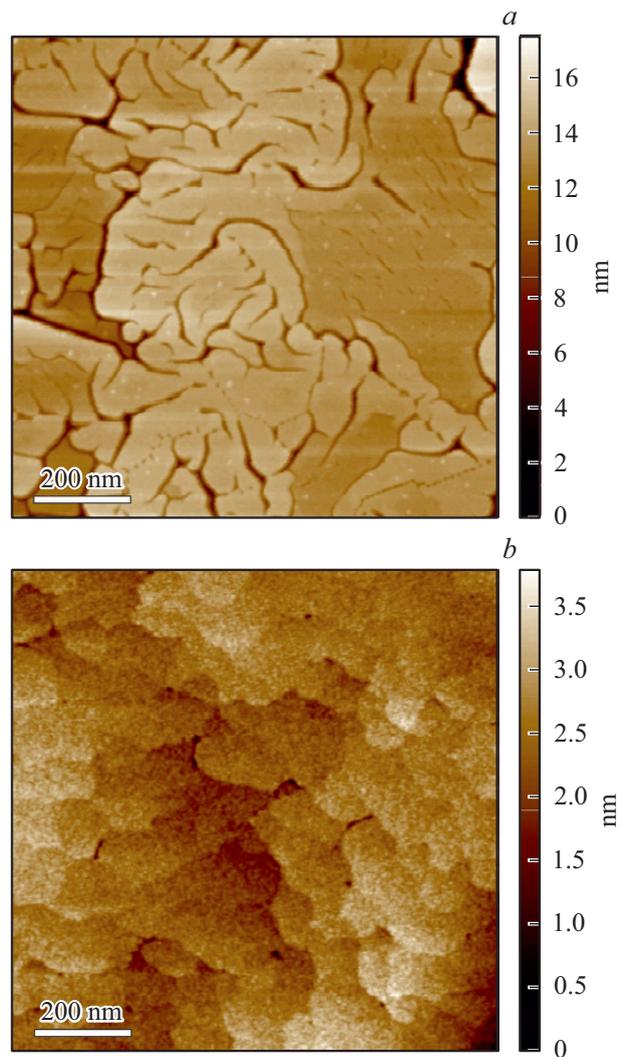


Рис. 3. АСМ-изображения поверхности образцов. *a* — образец *B* без пассивирующего слоя, *b* — образец *C* со слоем *in situ* пассивации SiN_x.

пластической деформации кремния является проведение высокотемпературного отжига после роста гетероструктуры, совмещенного с ростом пассивирующего *in situ* слоя SiN_x. Было показано, что при плавном протекании процесса локальные дефекты в центре пластины отсутствуют. Контроль за деформациями может быть обеспечен путем изменения температуры и времени формирования пассивирующего слоя. Использование данного эффекта позволит формировать гетероструктуры с близкой к нулю кривизной подложки без дефектов в рабочей зоне пластины и значительно упростит подбор архитектуры структуры для разных технологических задач.

Финансирование работы

Работа выполнена при финансовой поддержке Национального исследовательского центра „Курчатовский институт“ (приказ № 1055 от 02.07.2020 г.).

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] T. Ueda, Jpn. J. Appl. Phys., **58**, SC0804 (2019). DOI: 10.7567/1347-4065/ab12c9
- [2] P. Fay, D. Jena, P. Maki, *High-frequency GaN electronic devices* (Springer, Cham, 2020), p. 1–40.
- [3] K.J. Chen, O. Häberlen, A. Lidow, C.L. Tsai, T. Ueda, Y. Uemoto, Y. Wu, IEEE Trans. Electron Dev., **64** (3), 779 (2017). DOI: 10.1109/TED.2017.2657579
- [4] Y. Cao, O. Laboutin, C.-F. Lo, K. O'Connor, D. Hill, W. Johnson, in *2014 CS MANTECH digest* (Denver, 2014), p. 261. <https://csmantech.org/Digests/2014/papers/073.pdf>
- [5] И.С. Езубченко, М.Я. Черных, А.А. Андреев, Ю.В. Грищенко, И.А. Черных, М.Л. Занавескин, Рос. нанотехнологии, **14** (7-8), 77 (2019). DOI: 10.21517/1992-7223-2019-7-8-77-80 [Пер. версия: 10.1134/S1995078019040050].
- [6] L. Zhang, K.H. Lee, I.M. Riko, C.-C. Huang, A. Kadir, K.E. Lee, S.J. Chua, E.A. Fitzgerald, Semicond. Sci. Technol., **32** (6), 065001 (2007). DOI: 10.1088/1361-6641/aa681c
- [7] P.-J. Lin, C.-H. Tien, T.-Y. Wang, C.-L. Chen, S.-L. Ou, B.-C. Chung, D.-S. Wu, Crystals, **7** (5), 134 (2017). DOI: 10.3390/cryst7050134
- [8] A. Dadgar, S. Fritze, O. Schulz, J. Hennig, J. Blasing, H. Witte, A. Diez, U. Heinle, M. Kunze, I. Daumiller, K. Haberlan, A. Krost, J. Cryst. Growth, **370** (1), 278 (2013). DOI: 10.1016/j.jcrysgro.2012.07.017
- [9] A. Krost, A. Dadgar, G. Strassburger, R. Clos, Phys. Status Solidi A, **200** (1), 26 (2003). DOI: 10.1002/pssa.200303428