08

Оптические и фотоэлектрические свойства многослойных структур GaN|InP, сформированных методом плазмохимического атомно-слоевого осаждения

© Э.Я. Ярчук[1,2], А.В. Уваров[2], А.А. Максимова[1,2], А.С. Гудовских[2]

[1] Санкт-Петербургский Государственный электротехнический университет им. В.И. Ульянова (Ленина), Санкт-Петербург, Россия
[2] Санкт-Петербургский Академический университет им. Ж.И. Алфёрова РАН, Санкт-Петербург, Россия

E-mail: ernst_yarchuk@mail.ru

Поступила в Редакцию 30 апреля 2025 г.
В окончательной редакции 8 сентября 2025 г.
Принята к публикации 11 ноября 2025 г.

Представлены результаты исследования возможности использования решеточно-согласованных с кремниевой подложкой многослойных композиций GaN|InP для формирования верхнего перехода методом плазмохимического атомно-слоевого осаждения. В ходе исследования были получены температурные зависимости темновой проводимости и фотопроводимости, что позволило оценить фотоэлектрические свойства пленок на основе сверхрешеток GaN|InP, а также отдельных слоев InP и GaN. Получены значения энергий активации фотопроводимости для структур GaN|InP в диапазоне $0.17-0.25$ eV и для отдельных слоев InP и GaN — 0.1 и 0.4 eV соответственно.

Ключевые слова: солнечная энергетика, фосфид индия, нитрид галлия, фотопроводимость, энергия активации.

DOI: 10.61011/FTT.2025.12.62433.8024k-25

1. Введение

При усиливающемся спросе на возобновляемые источники энергии солнечная энергетика становится одним из главных направлений современной науки. Стремление повысить эффективность преобразования солнечного излучения в электрический ток стимулирует разработку материалов с оптимальными фотоэлектрическими характеристиками и их сочетание при создании солнечных элементов.

Одновременно растет сложность внедрения фотоэлементов в различные функциональные конструкции: предъявляются повышенные требования к прочности, долговечности и экономической эффективности материалов. Хотя классические кремниевые солнечные элементы остаются технологически зрелыми и коммерчески доступными, их практический предел эффективности составляет лишь около 26 % [1].

В настоящей работе исследуется возможность использования решеточно-согласованных с кремниевой подложкой многослойных композиций GaN|InP для формирования верхнего перехода тандемных солнечных элементов.

2. Эксперимент

Использование бинарных соединений нитрида галлия и фосфида индия с противоположно различающейся постоянной кристаллической решетки относительно кремниевой подложки позволяет компенсировать упругие напряжения. Такой подход успешно применяется для управления края поглощения одного из переходов тандемных структур [2]. Вариация толщины квантовых ям InP позволит достичь необходимого значения эффективной ширины запрещенной зоны для верхнего перехода ($1.7-1.8$ eV) [3]. Для формирования короткопериодных сверхрешеток GaN|InP с резкими границами раздела и низким фоновым уровнем легирования было применено плазмохимическое атомно-слоевое осаждение при температуре 380°C. Для исследования оптических и электрических свойств слои GaN и InP формировались данным методом на кварцевых подложках. В многослойных структурах GaN|InP толщина слоев GaN и InP варьировалась в диапазоне от 0.3 до 3 nm и от 0.6 до 6 nm [4] соответственно, см. таблицу ниже.

Структурные свойства исследовались с помощью спектроскопии комбинационного рассеяния (КР) с использованием спектрометра EnSpectr R532 с лазером, работающем на длине волны 532 nm. Полученные спектры КР представлены на рис. 1.

При росте сверхрешеток GaN|InP на кварце кристаллическая структура слоев InP, варьируемых от 0.6 до 6 nm, сохраняется, о чем свидетельствуют спектры комбинационного рассеяния. На спектрах КР наблюдаются четкие линии TO и LO моды InP. При этом наблюдается смещение положения пиков TO и LO моды InP в коротковолновую область с уменьшением толщины слоев InP. На спектрах КР для GaN|InP сверхрешеток не наблю-

Связь толщин слоев и энергии активации

Структура	E_a для σ_{ph}, eV	E_a для σ_d, eV
InP (60 nm) | Si	0.1	0.15
GaN (60 nm) | Si	0.4	0.5
GaN (0.3 nm) | InP (0.6 nm) ×50 циклов	0.17	0.42
GaN (1.5 nm) | InP (3 nm) ×10 циклов	0.22	0.54
GaN (3 nm) | InP (6 nm) ×5 циклов	0.25	0.45

дается характерный для GaN пик E_2 (567–568 cm^{-1}). Однако данный пик не наблюдается и для отдельного слоя GaN, имеющего согласно рентгеновской дифрактометрии, поликристаллическую структуру вюрцита.

Оптические свойства слоев исследовались по результатам измерения спектров пропускания и отражения слоев, осажденных на кварцевых подложках, в диапазоне длин волн 400–1200 nm, определены спектры коэффициента поглощения. По спектрам коэффициента поглощения был определен край поглощения по методу Тауца [5] для прямозонных полупроводников, который соответствует энергиям 1.3–1.35 eV для сверхрешеток GaN|InP, рис. 2.

Для исследования фотоэлектрических свойств на поверхности слоев InP и GaN, а также многослойных структур GaN|InP, методом термического вакуумного напыления через свободную маску наносились серебряные контакты.

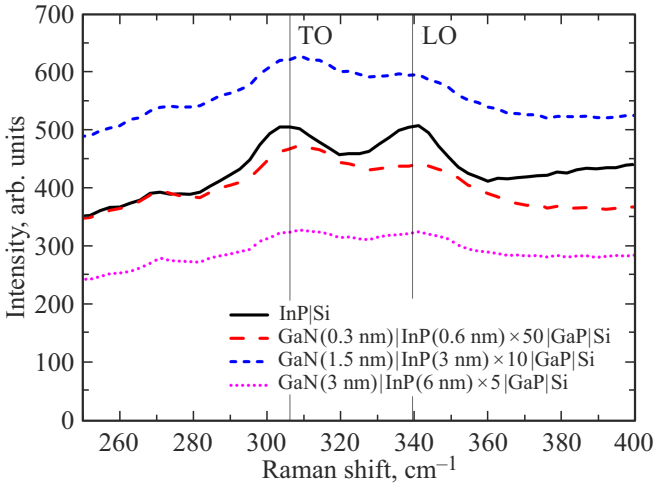


Рис. 1. Спектры комбинационного рассеивания.

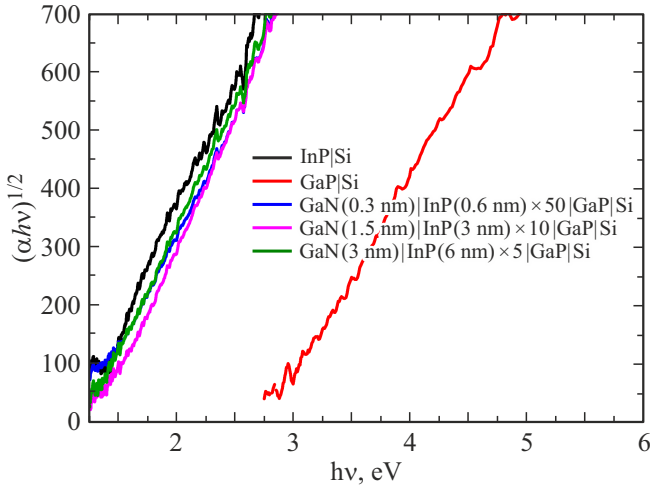


Рис. 2. Определение края поглощения для исследуемых образцов.

3. Результаты и их обсуждение

В ходе исследования были получены температурные зависимости удельной фотопроводимости и удельной темновой проводимости используя данные о толщинах слоев, геометрии электродов и расстоянии между ними, рис. 3. Это позволило оценить фотоэлектрические свойства пленок на основе данных структур. Измерение фотопроводимости проводилось при освещении галогенной лампой. Необходимо отметить, что для многослойных структур GaN|InP с уменьшением толщин слоев число периодов возрастает, так что суммарная толщина GaN и InP остается примерно одинаковой.

Темновая проводимость структур GaN|InP, а также поликристаллических слоев InP и GaN демонстрирует экспоненциальную зависимость от обратной температуры. Полученные значения энергий активации (E_a) фотопроводимости (σ_{ph}) и темновой проводимости (σ_d приведены в таблице.

Наибольшую энергию активации при освещении 0.4 eV имеют слои GaN. Для многослойных структур GaN|InP энергия активации при освещении существенно меньше, чем темновая, причем ее значение снижается с уменьшением толщин слоев GaN и InP с 0.25 до 0.17 eV. Для отдельных слоев InP наблюдается наименьшая энергия активации при освещении 0.1 eV. При отсутствии освещения наблюдаются схожие значения для всех структур со слоями GaN, при этом структура на InP демонстрирует значительно меньшую энергию активации, лишь немногим бóльшую, чем она имеет при освещении. Абсолютные значения фотопроводимости поликристаллических слоев широкозонного GaN существенно ниже по сравнению со слоями InP, а многослойные структуры GaN|InP занимают промежуточное значение. Причем наблюдается немонотонная зависимость проводимости от толщины слоев GaN|InP,

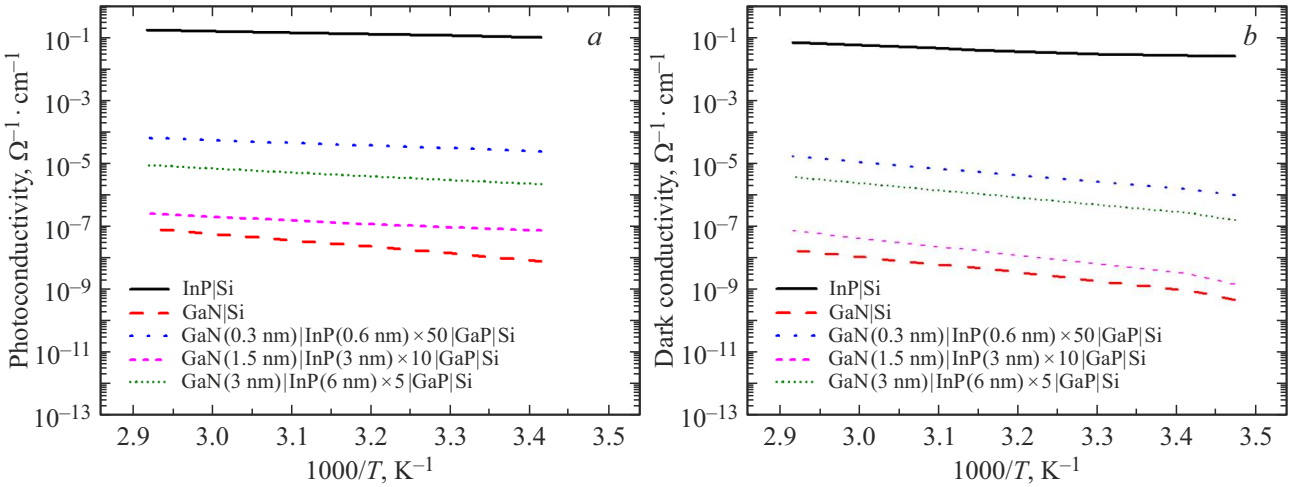


Рис. 3. *a*) Удельная фотопроводимость и *b*) удельная темновая проводимость исследуемых образцов.

которая была воспроизведена при многократных измерениях на структурах с различной конфигурацией контактов. Наибольшей проводимостью обладают структуры с минимальной толщиной GaN|InP (0.3|0.6 nm). При возрастании толщин слоев GaN|InP до 1.5|3 nm наблюдается резкий спад проводимости, а при дальнейшем росте толщин слоев GaN|InP до 3|6 nm проводимость снова возрастает. Аналогичную зависимость от толщины слоев GaN|InP демонстрирует и удельная темновая проводимость многослойных структур, рис. 3, *b*.

Все это позволяет предположить, что увеличение темновой и фотопроводимости структур GaN|InP связано с ростом подвижности. Микрокристаллические слои InP обладают достаточно высоким значением подвижности [6], что приводит к высоким значениям проводимости. Если многослойные структуры GaN|InP рассматривать как набор независимых слоев, можно предположить, что для структур с относительно толстыми слоями GaN (1.5–3 nm) и InP (3–6 nm) транспорт носителей происходит по нанокристаллическим слоям InP. Размер нанокристаллов InP в многослойной структуре, определяемый периодом сверхрешетки, уменьшается с уменьшением периода. Для слоев InP с меньшим размером нанокристаллов ожидаются меньшие значения подвижности в связи с возрастающим влиянием межзеренных границ. Таким образом, наблюдаемое уменьшение темновой и фотопроводимости с изменением толщины слоя InP с 6 до 3 nm может быть связано с возрастающим влиянием межзеренных границ.

Однако структура со слоями GaN|InP толщиной 0.3|0.6 nm демонстрирует бóльшую темновую и фотопроводимость. Данный факт позволяет предположить, что для этой структуры существенным образом меняются структурные свойства. Такую сверхрешетку уже можно рассматривать не как набор независимых слоев GaN и InP, а как поликристаллическую структуру, для которой сохраняются кристаллические свойства в вертикальном направлении. Предварительные исследования с помощью рентгеновской дифрактометрии подтверждают это предположение. Для структуры GaN|InP с толщинами 0.3|0.6 nm, выращенной на кремниевой подложке, наблюдается преимущественная ориентация, в отличие от структур с большим периодом. Предположительно, с ростом толщины слоев GaN происходит его аморфизация, и в этом случае сверхрешетка представляет собой чередующийся набор нанокристаллических слоев InP, разделенных аморфными слоями GaN. Транспорт определяется только нанокристаллическими слоями InP, как было описано выше. В случае очень тонких барьерных слоев GaN (0.3 nm) сверхрешетка GaN|InP представляет собой однородный по структурным свойствам слой. Очевидно, что для дальнейшего анализа требуются более детальные исследования структурных свойств с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Отметим только, что предварительные результаты ПЭМ для структур, выращенных на кремниевой подложке, подтверждают высказанные предположения.

4. Заключение

Показано, что для сверхрешеток GaN|InP фотоэлектрические свойства имеют явную зависимость от толщин периодических слоев. При уменьшении толщин слоев ниже критического значения возможно существенное возрастание фотопроводимости. Изменение фотоэлектрических свойств, по-видимому, связано с изменением структурных свойств барьерных слоев GaN. Данный факт необходимо учитывать при дальнейшей разработке технологии формирования сверхрешеток GaN|InP.

Финансирование работы

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-19-00150.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

[1] M.A. Green, Y. Hishikawa, E.D. Dunlop, D.H. Levi, J. Hohl-Ebinger, M. Yoshita, A.W.Y. Ho-Baillie. Progr. Photovoltaics: Res. Appl. **27**, *1*, 3 (2019). https://doi.org/10.1002/pip.3102

[2] N.J. Ekins-Daukes, J. Adams, I.M. Ballard, K.W.J. Barnham, B. Browne, J.P. Connolly, T. Tibbits, G. Hill, J.S. Roberts. Proc. SPIE 7211, Physics and Simulation of Optoelectronic Devices XVII, 72110L (24 February 2009). https://doi.org/10.1117/12.816946

[3] А.И. Баранов, А.В. Уваров, А.А. Максимова, Е.А. Вячеславова, Н.А. Калюжный, С.А. Минтаиров, Р.А. Салий, Г.Е. Яковлев, В.И. Зубков, А.С. Гудовских. Письма в ЖТФ **49**, *6*, 16 (2023). https://doi.org/10.21883/PJTF.2023.06.54810.19404 [A.I. Baranov, A.V. Uvarov, A.A. Maksimova, E.A. Vyacheslavova, N.A. Kalyuzhnyy, S.A. Mintairov, R.A. Salii, G.E. Yakovlev, V.I. Zubkov, A.S. Gudovskikh. Tech. Phys. Lett. **49**, *3*, 52 (2023)]

[4] A.I. Baranov, J.P. Kleider, A.S. Gudovskikh, A. Darga, E.V. Nikitina, A.Yu. Egorov. J. Phys.: Conf. Ser. **741**, 012077 (2016). https://doi.org/10.1088/1742-6596/741/1/012077

[5] J. Tauc, R. Grigorovici, A. Vancu. Physica Status Solidi b **15**, *2*, 627 (1966). https://doi.org/10.1002/pssb.19660150224

[6] А.С. Гудовских, А.В. Уваров, А.И. Баранов, Е.А. Вячеславова, А.А. Максимова, Д.А. Кириленко. ФТП **57**, *6*, 406 (2023). https://doi.org/10.61011/FTP.2023.06.56466.22k

Редактор Е.В. Толстякова