

Плазмохимическое атомно-слоевое осаждение слоев InP и многослойных наноструктур InP/GaP на кремнии

© А.С. Гудовских^{1,2}, А.В. Уваров¹, А.И. Баранов¹, Е.А. Вячеславова¹,
А.А. Максимова^{1,2}, Д.А. Кириленко³

¹ Санкт-Петербургский национальный исследовательский Академический университет им. Ж.И. Алфёрова
Российской академии наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия

² Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет „ЛЭТИ“ им. В.И. Ульянова (Ленина),
197376 Санкт-Петербург, Россия

³ Физико-технический институт им. Иоффе Российской академии наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия

E-mail: gudovskikh@spbau.ru

Поступила в Редакцию 24 августа 2023 г.

В окончательной редакции 1 сентября 2023 г.

Принята к публикации 1 сентября 2023 г.

Впервые с помощью метода плазмохимического атомно-слоевого осаждения были выращены слои InP при температуре 380 °С на Si-подложках. Согласно исследованиям с помощью рентгенодифракционного анализа и просвечивающей электронной микроскопии слои имеют микрокристаллическую структуру с размером зерен 20–30 нм и преимущественной ориентацией (111). На спектрах комбинационного рассеяния света четко различим пик LO на 341.9 см⁻¹, характерный для кристаллического InP. Микрокристаллические слои InP, выращенные на кварцевых подложках, продемонстрировали фотопроводимость 2.3 Ом⁻¹ · см⁻¹ при освещении солнечным спектром AM1.5G (100 мВт/см²). Исследования по интеграции роста слоев бинарных соединений InP и GaP в одном процессе атомно-слоевого плазмохимического осаждения продемонстрировали принципиальную возможность контроля состава цифровых твердых растворов InP/GaP. Для цифровых твердых растворов InP/GaP характерно сливание LO пиков InP (341.9 см⁻¹) и GaP (365 см⁻¹) на спектрах комбинационного рассеяния света. При этом с ростом доли GaP наблюдается расширение отклика от слоя за счет сдвига края в сторону TO пика GaP (402 см⁻¹). Исследования с помощью измерения пропускания и отражения оптических свойств микрокристаллических слоев цифровых твердых растворов InP/GaP, осажденных на прозрачные подложки, продемонстрировали возможность вариации оптической ширины запрещенной зоны в широком диапазоне 1.3–2 эВ.

Ключевые слова: GaP, InP, атомно-слоевое осаждение, многослойные структуры, фотопроводимость.

DOI: 10.61011/FTP.2023.06.56466.22k

1. Введение

Интеграция соединений A^{III}B^V с Si дает возможность создавать новые оптоэлектронные устройства, такие как светоизлучающие диоды, оптические интегральные схемы и многопереходные солнечные элементы. С технологической точки зрения наиболее подходящим материалом для роста на Si-подложке является GaP. Это связано с тем, что GaP имеет наименьшее среди всех бинарных соединений A^{III}B^V рассогласование параметров кристаллической решетки с Si (0.36% при комнатной температуре). Поэтому GaP активно используется в качестве нуклеационного слоя для роста соединений A^{III}B^V на Si-подложках. При этом ширина запрещенной зоны GaP (2.26 эВ) значительно больше кремния, что позволяет использовать GaP в качестве широкозонного эмиттера для фотопреобразовательных структур на основе Si [1–4]. Немаловажным является то, что для GaP разрыв зон проводимости с Si составляет всего 0.25 эВ, что исключает возникновение нежелательных барьеров на интерфейсе гетероперехода n-GaP/p-Si [5–9]. Однако GaP является непрямозонным полупроводником,

что сильно ограничивает его применение в качестве активных слоев оптоэлектронных приборов. В связи с этим интерес представляют многослойные структуры, выращенные на кремниевой подложке, состоящие из комбинации слоев непрямозонного GaP и прямозонных соединений, например квантовых ям InP [10]. Использование последовательности слоев в виде короткопериодных сверхрешеток (цифровых растворов) InP/GaP потенциально может обеспечить точный контроль эффективной ширины запрещенной зоны, требуемый для достижения оптимального согласования переходов.

Однако если рассматривать применение в фотоэлектрических преобразователях солнечного излучения, то технология формирования таких устройств должна обеспечивать возможность широкомасштабного производства с минимальными энергозатратами. Были достигнуты перспективные для солнечной энергетики результаты по росту микрокристаллических слоев InP, обладающие достаточно высокими значениями времени жизни носителей заряда [11,12]. Однако используемые технологические подходы к формированию слоев тре-

буют сравнительно высоких температур ($> 500^\circ\text{C}$) и не позволяют варьировать состав слоев для управления шириной запрещенной зоны.

В данной работе в качестве метода синтеза слоев $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$ рассмотрен низкотемпературный технологический подход, заключающийся в использовании плазмохимического атомно-слоевого осаждения. Данная методика обеспечивает потенциальную возможность прецизионного контроля состава слоев в условиях широкомасштабного производства. Ранее с помощью этого метода были выращены микрокристаллические слои GaP [13,14], причем обеспечивая начальный (первые 20 нм) эпитаксиальный рост на кремнии [15].

2. Экспериментальная часть

Слои GaP, InP и многослойные InP/GaP-структуры формировались методом атомно-слоевого плазмохимического осаждения на подложках кристаллического кремния с ориентаций (100) *n*- и *p*-типа проводимости, а также на кварцевые подложки. Метод плазмохимического атомно-слоевого осаждения был реализован на основе установки Oxford Plasmalab 100 PECVD. В качестве источника In и Ga использовались триметилиндий (ТМИ) и триметилгаллий (ТМГ) соответственно, а в качестве источника фосфора — фосфин (PH_3). Разложение ТМИ и ТМГ происходило за счет температуры, а разложение фосфина (PH_3) в плазме ВЧ (13.56 МГц) разряда с плотностью мощности 90 мВт/см^2 . Рост слоев осуществлялся при давлении 350 мТорр и температуре 380°C . Температура подложки была выбрана для обеспечения двух условий: 1) достаточной для испарения атомов фосфора, не связанных с галлием или индием, т.е. формировался монослой (ML) фосфора на поверхности; 2) обеспечивающей термическое разложение металлорганических соединений (ТМИ, ТМГ) на поверхности растущей пленки. Дозы металлорганических соединений и фосфина за один цикл составляли 50 и $0.5 \text{ нмоль} \cdot \text{см}^2$ соответственно. Проведенные ранее исследования зависимости скорости роста от дозы прекурсоров за один цикл для GaP показали, что эти условия обеспечивают режим атомно-слоевого осаждения [15]. Толщина слоя GaP, формируемого за один цикл, равна $0.1 \pm 0.01 \text{ нм}$ (~ 0.5 монослоя), в то время как скорость роста слоев InP гораздо выше и составляет $0.17 \pm 0.01 \text{ нм}$ (~ 0.7 монослоя) за один цикл.

Были выращены две InP/GaP-структуры с одинаковыми значениями суммарной толщины, составляющей $\sim 35 \text{ нм}$. Первая структура представляет собой цифровой твердый раствор, где один цикл осаждения GaP чередовался с одним циклом осаждения InP. С учетом скорости роста структуру можно представить как периодическое сочетание 0.5 монослоя GaP и 0.7 монослоя InP ($0.5 \text{ GaP ML}/0.7 \text{ InP ML}$). Вторая структура представляет собой периодическое сочетание 15 монослоев GaP и 4.2 монослоя InP ($15 \text{ GaP ML}/4.2 \text{ InP ML}$).

Толщины и морфология слоев исследовались с помощью метода растровой электронной микроскопии (РЭМ), используя микроскоп Supra 25 Zeiss. Структурные свойства исследовались с помощью рентгеновской дифрактометрии, просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) (микроскоп Jeol JEM-2100F), а также спектроскопии комбинационного рассеяния света (КРС) с использованием лазера на длине волны 532 нм (спектрометр EnSpectr R532). Оптические свойства исследовались, используя результаты измерения спектров пропускания и отражения слоев, осажденных на кварцевых подложках, в диапазоне длин волн 400–1200 нм. Для исследования фотоэлектрических свойств на поверхность слоя InP, осажденного на кварцевые подложки, методом термического вакуумного напыления через свободную маску наносились серебряные контакты.

3. Результаты и обсуждение

Изображение скола слоя InP, осажденного на Si-подложку, полученное под углом 20° с помощью метода растровой электронной микроскопии, представлено на рис. 1. Слой InP имеет зернистую структуру с шероховатой поверхностью, характерной для микрокристаллических слоев GaP [13,14]. Исследование структурных свойств InP с помощью рентгенодифракционного анализа подтверждает их микрокристаллическую структуру. На дифрактограмме, представленной на рис. 2, кроме отклика от кремниевой подложки присутствуют рефлексы, соответствующие InP с кристаллической структурой цинковой обманки [11]. На дифрактограмме можно различить отклики от различных кристаллографических плоскостей (111), (100), (110) и (311), что свидетельствует о микрокристаллической структуре слоя InP, выращенного на Si-подложке. Однако доминирование пика (111) говорит о том, что нанокристаллиты InP имеют преимущественную ориентацию в направлении (111).

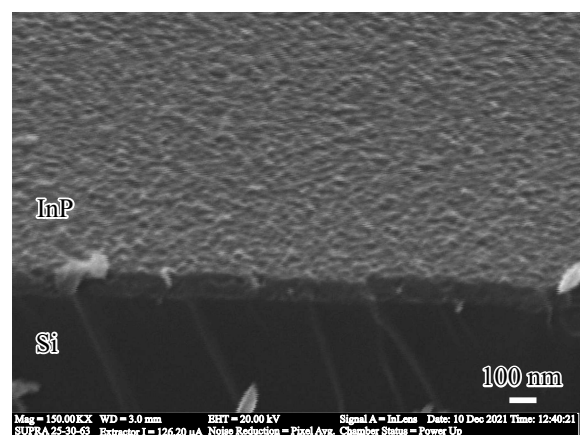


Рис. 1. Изображение РЭМ скола слоя InP, осажденного на Si-подложку, полученное под углом 20° .

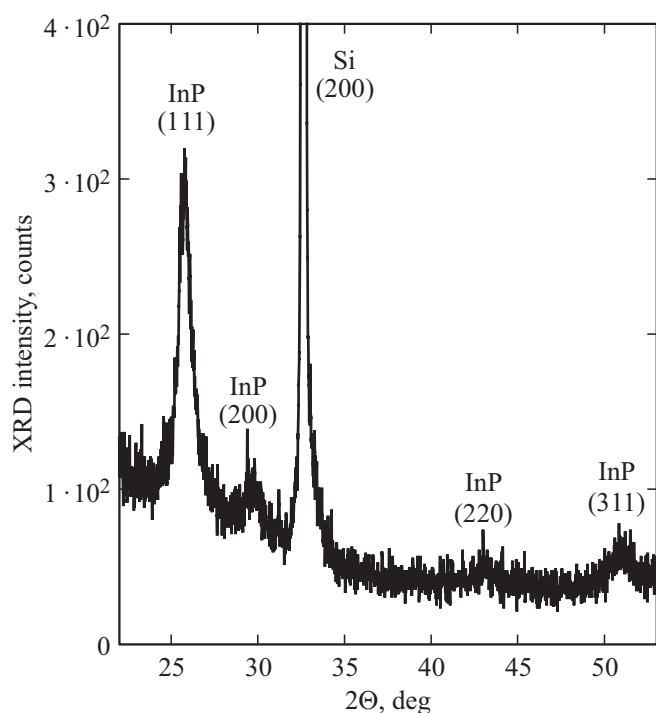


Рис. 2. Дифрактограмма слоя InP, осажденного на Si-подложку.

Исследования, проведенные с помощью просвечивающей микроскопии (рис. 3), подтверждают результаты рентгенодифракционного анализа. Согласно изображению поперечного сечения слоя InP на Si-подложке (рис. 3, *a*) и картины дифракции электронов из выбранной области (SAED) (рис. 3, *b*) слой InP состоит из разориентированных нанокристаллитов размером

20–30 нм, имеющих преимущественную ориентацию в направлении (111). Принципиальное различие для микроструктурных слоев InP и GaP, выращенных методом атомно-слоевого плазмохимического осаждения на Si-подложке, заключается в отсутствии двумерного эпитаксиального роста InP на начальном этапе, характерного для GaP [15]. Очевидно, что в первую очередь это обусловлено существенным различием в параметрах кристаллических решеток между InP и Si. Кроме этого, как показывают исследования с помощью сканирующей ПЭМ в темном поле с большим углом (HAADF–STEM) слоя InP на Si и ПЭМ высокого разрешения (рис. 4), на границе раздела InP/Si наблюдаются пустоты, а в местах пустот присутствуют ямки на поверхности подложки. Формирование ямок на поверхности Si, по-видимому, происходит в результате травления Si в процессе роста слоя InP. Следует отметить, что при росте GaP на Si в аналогичных условиях эффект травления не наблюдается [15]. Для определения причин наблюдаемого эффекта планируется провести дополнительные исследования.

На рис. 5 представлены карты распределения основных элементов для слоя InP на Si, полученные с помощью энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии. Следует заметить, что фосфор и индий распределены достаточно однородно по слою InP. В пределах разрешающей способности методики избыточной концентрации этих элементов на границе раздела с подложкой не наблюдается. Количественные оценки спектров энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии свидетельствуют о том, что состав слоев InP близок к стехиометрическому в пределах погрешности измерений. Наблюдается повышенная концентрация кислорода и углерода на границе раздела InP/Si, что может быть связано с образованием пустот. В самом слое

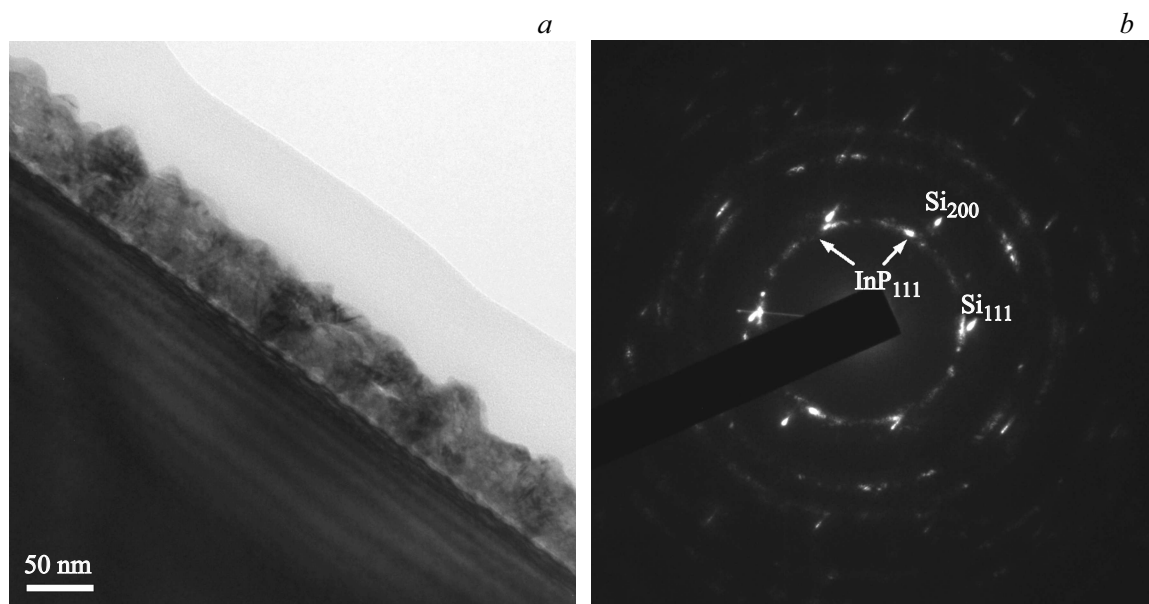


Рис. 3. Изображение слоя InP на Si-подложке, полученное с помощью просвечивающей электронной микроскопии (*a*), и изображение дифракции электронов (*b*).

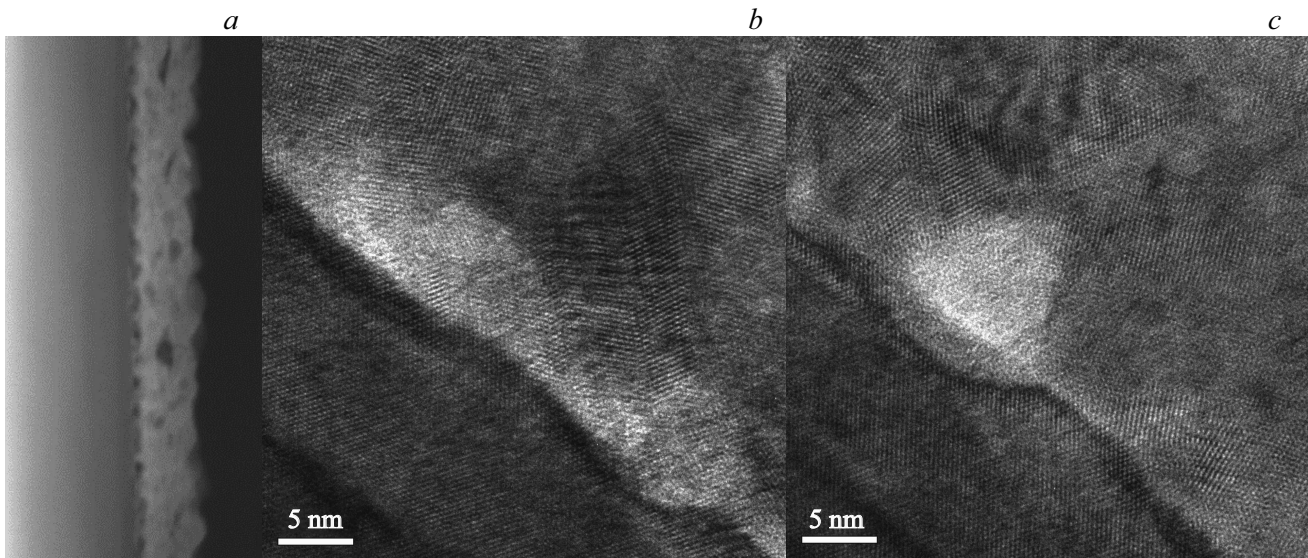


Рис. 4. Изображения HAADF–STEM слоя InP на Si (a) и ПЭМ высокого разрешения (b, c) границы раздела Si/InP.

InP, в пределах чувствительности методики, присутствие кислорода, углерода, а также кремния не наблюдается. Следует отметить, что для кислорода (O) и углерода (C) сигнал получен на пределе детектирующей способности и на картах распределения (рис. 5, e, f) виден фоновый сигнал как в слое InP, так и в подложке Si. Одинаково малый уровень сигнала, детектируемого в слое InP и Si-подложке, свидетельствует о том, что концентрация этих элементов находится ниже уровня определяющей способности.

Для анализа структурных свойств большую значимость имеет спектроскопия КРС, так как этот метод позволяет провести неразрушающую экспресс-диагностику тонких поликристаллических слоев, осажденных на различные подложки. На рис. 6 представлены спектры КРС для слоев InP, осажденных на Si и кварцевую подложку, а также для сравнения приведен спектр микрокристаллического слоя GaP на подложке [13]. На спектрах КРС слоя микрокристаллического InP на Si четко различим пик LO на 347 см^{-1} , характерный для кристаллического InP [16]. Другой характерный для InP пик TO на 303.7 см^{-1} сливается с откликом от Si-подложки на 307 см^{-1} , что значительно затрудняет его идентификацию. Спектр слоя InP, выращенного на кварцевой подложке, также имеет два характерных для кристаллического InP пика (TO и LO), что свидетельствует о том, что этот слой также является микрокристаллическим. Для микрокристаллического GaP характерно наличие двух пиков на 365 и 402 см^{-1} , советуемых дуплету TO–LO кристаллического GaP [17].

Чтобы избежать влияния подложки исследование фотоэлектрических свойств микрокристаллического InP проводилось для слоев, осажденных на непроводящую кварцевую подложку. Измерения фотопроводимости слоя InP толщиной 70 нм при освещении сол-

нечным спектром AM1.5 G (100 мВт/см^2) дало значение $2.3\text{ Ом}^{-1} \cdot \text{см}^{-1}$. Полученное значение на несколько порядков превосходит фотопроводимость аморфного и микрокристаллического кремния при том же уровне генерации ($\sim 10^{22}\text{ см}^{-3} \cdot \text{с}^{-1}$) [18,19], что свидетельствует о более высоких значениях произведения подвижности и времени жизни ($\mu\tau$) для микрокристаллических слоев InP. Высокие значения произведения $\mu\tau$ являются одним из ключевых требований к слоям, используемым в тонкопленочных фотоэлектрических преобразователях солнечного излучения [20]. Спектральная зависимость фотопроводимости представлена на рис. 7. Спектр фоточувствительности слоя соответствует ожидаемому для InP и находится в диапазоне $350\text{--}950\text{ нм}$, что представляет интерес для создания фотоэлектрических преобразователей. Однако если рассматривать применение для многопереходных солнечных элементов с нижним переходом, сформированным на основе кремния, то край поглощения верхнего перехода должен быть смещен в коротковолновую область.

Сдвиг края поглощения может быть достигнут за счет формирования твердых растворов GaInP или короткопериодных сверхрешеток InP/GaP. Оба подхода были реализованы с помощью интеграции роста слоев бинарных соединений InP и GaP в одном процессе атомно-слоевого плазмохимического осаждения. На рис. 8 представлены изображения, полученные с помощью РЭМ, для слоев цифрового твердого раствора ($0.3\text{ GaP ML}/0.7\text{ InP ML}$) и короткопериодной сверхрешетки InP/GaP ($15\text{ GaP ML}/4.2\text{ InP ML}$), выращенных на Si-подложке. Микрокристаллические слои имеют зернистую структуру с размером зерен $30\text{--}50\text{ нм}$. Результаты измерений энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии свидетельствуют о возрастающей концентрации Ga с ростом отношения числа монослоев InP/GaP,

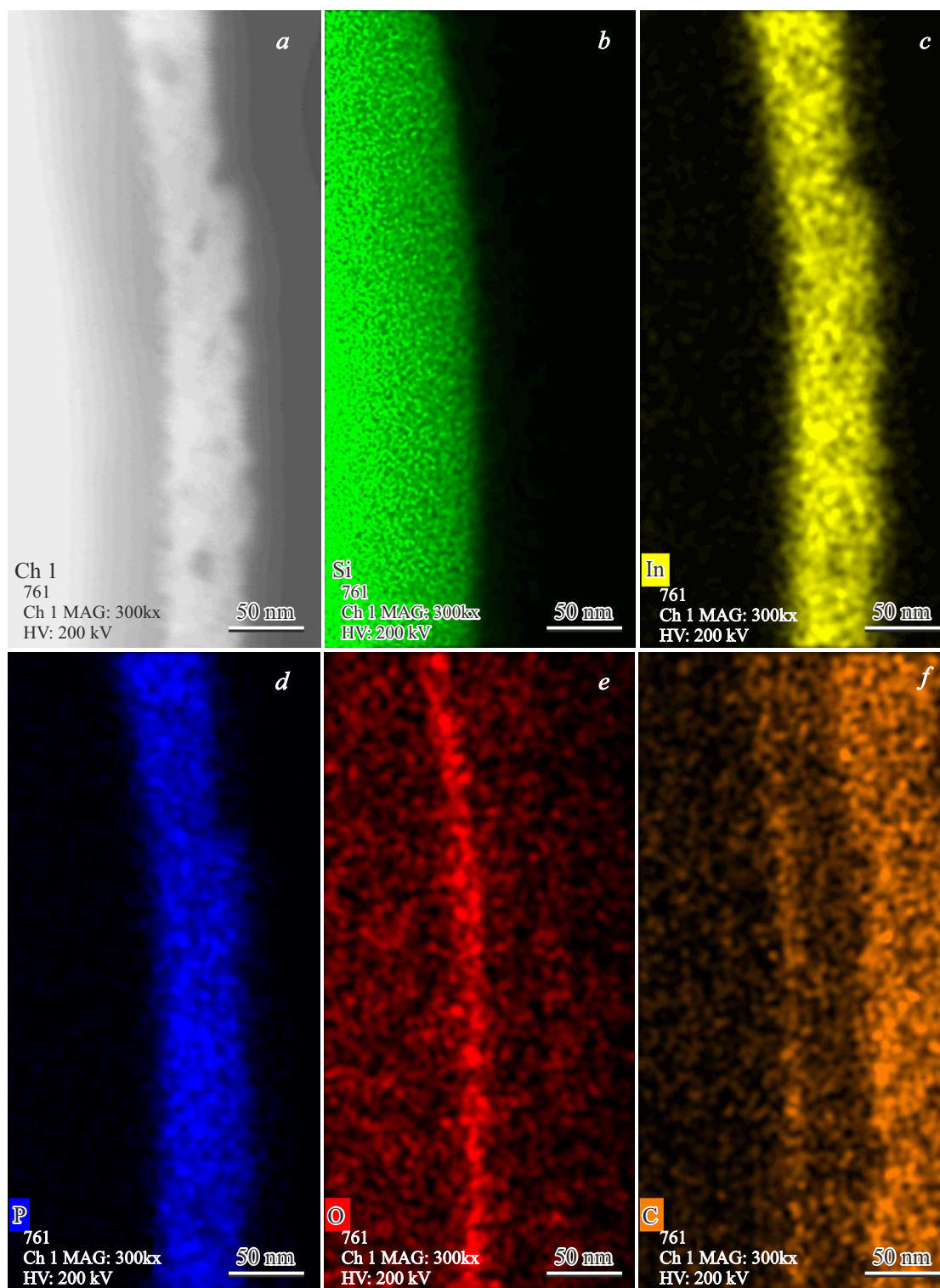


Рис. 5. Изображение ПЭМ слоя InP на Si-подложке (a) и карты распределения основных элементов для этого участка: Si (b), In (c), P (d), O (e), C (f). (Цветной вариант рисунка представлен в электронной версии статьи).

однако численная оценка концентрации затруднительна из-за слишком малой толщины слоев.

Для цифровых твердых растворов InP/GaP характерно сливание LO пиков InP (347 см^{-1}) и GaP (365 см^{-1})

на спектрах КРС, приведенных на рис. 9. При этом с ростом концентрации GaP наблюдается расширение отклика от слоя за счет сдвига края в сторону TO пика GaP (402 см^{-1}).

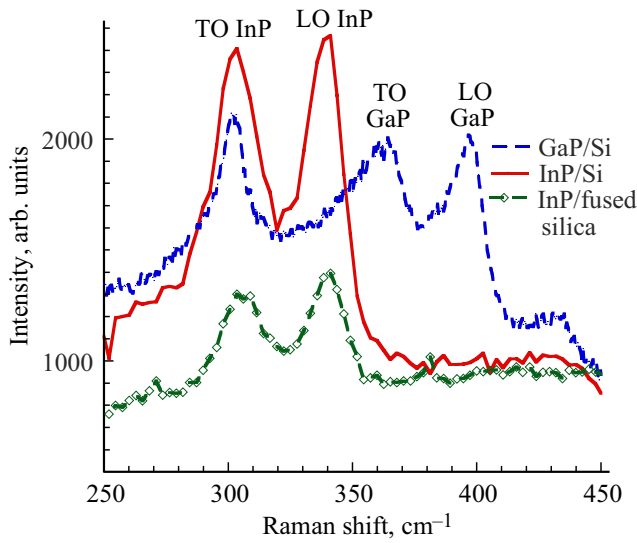


Рис. 6. Спектры комбинационного рассеяния света слоев InP на подложках Si и кварца. Для сравнения приведен спектр GaP, выращенный на Si.

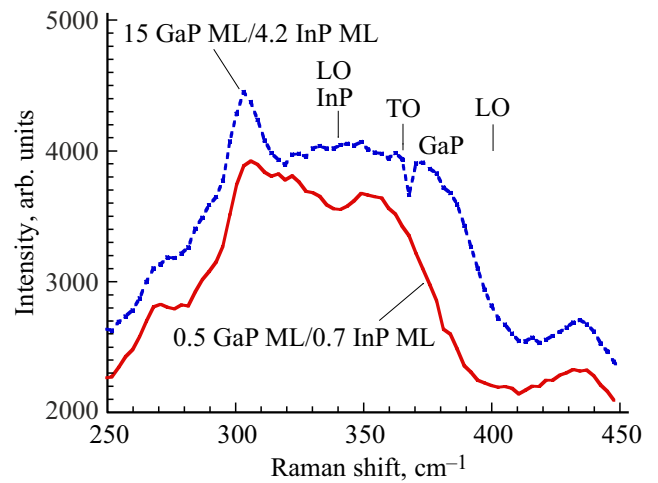


Рис. 9. Спектр комбинационного рассеяния света цифрового твердого раствора (0.3 GaP ML/0.7 InP ML) и короткопериодной сверхрешетки GaP/InP (15 GaP ML/4.2 InP ML), выращенных на Si-подложке.

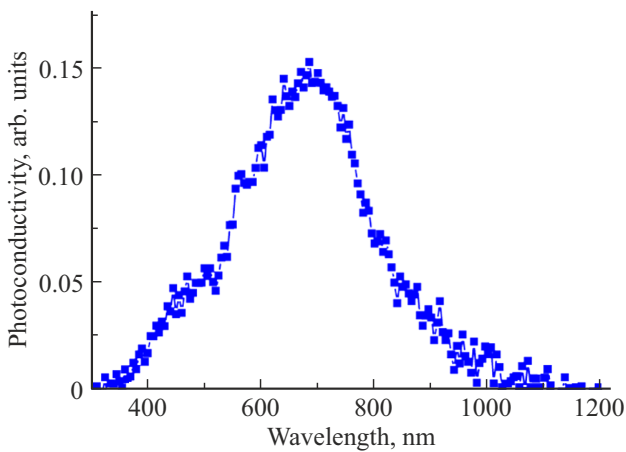


Рис. 7. Спектр фотопроводимости слоя InP на кварцевой подложке.

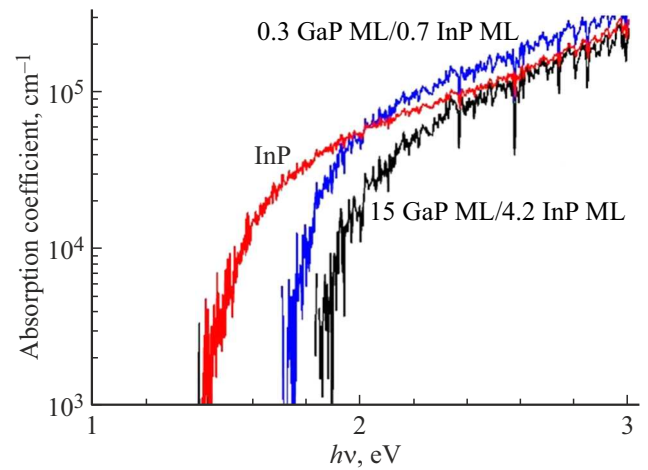


Рис. 10. Спектральная зависимость коэффициента поглощения для слоев InP и твердых растворов InP/GaP.

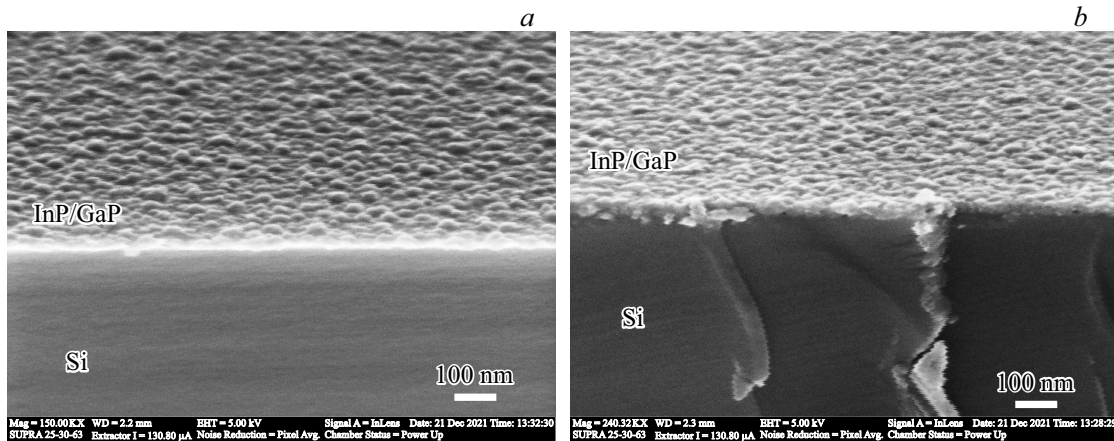


Рис. 8. Изображения РЭМ цифрового твердого раствора (0.3 GaP ML/0.7 InP ML) и короткопериодной сверхрешетки GaP/InP (15 GaP ML/4.2 InP ML), выращенных на Si-подложке.

Для слоев InP и многослойных структур InP/GaP, осажденных на прозрачные подложки, были проведены исследования оптических свойств. На основе результатов измерений спектров пропускания и отражения были получены спектральные зависимости коэффициента пропускания, представленные на рис. 10. Видно, что с ростом доли GaP край поглощения смещается в сторону больших энергий. Таким образом, продемонстрирована принципиальная возможность вариации оптической ширины запрещенной зоны в достаточно широком диапазоне 1.3–2 эВ за счет вариации соотношения количества монослоев бинарных соединений InP и GaP в одном процессе атомно-слоевого плазмохимического осаждения.

4. Заключение

Впервые были выращены слои InP и цифровые твердые растворы InP/GaP с помощью метода атомно-слоевого плазмохимического осаждения на Si подложках. Исследования с помощью рентгенодифракционного анализа и электронной микроскопии показали, что пленки имеют микрокристаллическую структуру с преимущественной ориентацией (111). Микрокристаллические слои InP продемонстрировали высокое значение фотопроводимости, что обуславливает перспективность этого материала для использования в фотоэлектрических преобразователях, работающих в диапазоне длин волн 350–950 нм. Сдвиг края поглощения в коротковолновую сторону возможен за счет применения цифровых твердых растворов InP/GaP. Исследования с помощью измерения пропускания и отражения оптических свойств слоев цифровых твердых растворов InP/GaP, осажденных на прозрачные подложки, продемонстрировали возможность вариации оптической ширины запрещенной зоны в диапазоне 1.3–2 эВ.

Финансирование работы

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования РФ (проект № 0791-2023-0007).

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] P. Caño, C.M. Ruiz, A.L. Navarro, B. Galiana, I. García, I. Rey-Stolle. *Solar Cells. Coatings*, **11** (4), 398 (2021).
- [2] D.L. Lepkowski, T.J. Grassman, J.T. Boyer, D.J. Chmielewski, Ch. Yi, M.K. Juhl, A.H. Soeriyadi, N. Western, H. Mehrvarz, U. Römer, A. Ho-Baillie, Ch. Kerestes, D. Derkacs, S.G. Whipple, A.P. Stavrides, S.P. Bremner, S.A. Ringel. *Solar Energy Mater. Solar Cells*, **230**, 111299 (2021).
- [3] J.T. Boyer, A.N. Blumer, Z.H. Blumer, D.L. Lepkowski, T.J. Grassman. *J. Cryst. Growth*, **571**, 126251 (2021).
- [4] A. Navarro, E. García-Tabarés, Q.M. Ramasse, P. Caño, I. Rey-Stolle, B. Galiana. *Appl. Surf. Sci.*, **610**, 155578 (2023).
- [5] I. Sakata, H. Kawanami. *Appl. Phys. Express*, **1**, 091201 (2008).
- [6] P. Perfetti, F. Patella, F. Sette, C. Quaresima, C. Capasso, A. Savoia, G. Margaritondo. *Phys. Rev. B*, **30**, 4533 (1984).
- [7] A.D. Katnani, G. Margaritondo. *Phys. Rev. B*, **28**, 1944 (1983).
- [8] O. Romanyuk, T. Hannappel, F. Grosse. *Phys. Rev. B*, **88**, 115312 (2013).
- [9] A.S. Gudovskikh, A.I. Baranov, A.V. Uvarov, D.A. Kudryashov, J.-P. Kleider. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **55**, 135103 (2022).
- [10] F. Hatami, W.T. Masselink, J.S. Harris. *Nanotechnology*, **17**, 3703 (2006).
- [11] R. Kapadia, Z. Yu, H.H. Wang, M. Zheng, C. Battaglia, M. Hettick, D. Kiriya, K. Takei, P. Lobaccaro, J.W. Beeman, J.W. Ager, R. Maboudian, D.C. Chrzan, A. Javey. *Sci. Rep.*, **3**, 2275 (2013).
- [12] W. Metaferia, Y.-T. Sun, S.M. Pietralunga, M. Zani, A. Tagliaferri, S. Lourdudoss. *J. Appl. Phys.*, **116**, 033519 (2014).
- [13] A.S. Gudovskikh, I.A. Morozov, A.V. Uvarov, D.A. Kudryashov, E.V. Nikitina, A.S. Bukatin, V.N. Nevedomskiy, J.-P. Kleider. *J. Vac. Sci. Technol. A*, **36**, 21302 (2018).
- [14] S. Yun, C.-H. Kuo, P.-C. Lee, S.T. Ueda, V. Wang, H. Kashyap, A.J. Mcleod, Z. Zhang, C.H. Winter, A.C. Kummel. *Appl. Surf. Sci.*, **619**, 156727 (2023).
- [15] A.V. Uvarov, A.S. Gudovskikh, V.N. Nevedomskiy, A.I. Baranov, D.A. Kudryashov, I.A. Morozov, J.-P. Kleider. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **53**, 345105 (2020).
- [16] M.J. Seong, Olga I. Mičić, A.J. Nozik, A. Mascarenhas, Hyeonsik M. Cheong. *Appl. Phys. Lett.*, **82**, 185 (2003).
- [17] S. Hayashi. *Sol. St. Commun.*, **56**, 375 (1985).
- [18] А. Меден, М. Шо. *Физика и применение аморфных полупроводников* (М., Мир, 1991) с. 131. [Пер. с англ.: A. Madan, M.P. Shaw. *The Physics and Applications of Amorphous Semiconductors* (Boston–San Diego–N.Y.–London–Sydney–Tokyo–Toronto, Academic Press, 1988)].
- [19] M. Goerlitzer, N. Beck, P. Torres, J. Meier, N. Wyrsh, A. Shah. *J. Appl. Phys.*, **80** (9), 5111 (1996).
- [20] N. Beck, N. Wyrsh, Ch. Hof, A. Shah. *J. Appl. Phys.*, **79** (12), 9361 (1996).

Редактор А.Н. Смирнов

Plasma enhanced atomic layer deposition of InP layers and multilayer InP/GaP structures on Si substrate

A.S. Gudovskikh^{1,2}, A.V. Uvarov¹, A.I. Baranov¹,
E.A. Vyacheslavova¹, A.A. Maksimova^{1,2},
D.A. Kirilenko³

¹ Alferov University,
194021 St. Petersburg, Russia

² St. Petersburg Electrotechnical University „LETI“,
197376 St. Petersburg, Russia

³ Ioffe Institute,
194021 St. Petersburg, Russia

Abstract For the first time, InP layers were grown on Si substrates at a temperature of 380°C using the plasma-enhanced atomic layer deposition. According to X-ray diffraction analysis and transmission electron microscopy, the layers are microcrystalline with a grain size of 20–30 nm and a preferred orientation (111). Raman spectra exhibit clearly distinguish the LO peak at 341.9 cm⁻¹, which is characteristic of crystalline InP. Microcrystalline InP layers grown on fused silica substrates demonstrated a high photoconductivity of 2.3 Ω⁻¹ · cm⁻¹ under solar spectrum AM1.5G (100 mW/cm⁻²) illumination. The study of the growth of layers of binary compounds InP and GaP in one process of plasma-enhanced atomic layer deposition demonstrated the fundamental possibility of controlling the composition of InP/GaP digital alloy. The InP/GaP digital alloys are characterized by the coalescence of the LO peaks of InP (341.9 cm⁻¹) and GaP (365 cm⁻¹) in the Raman spectra. Increase of GaP component in the layer leads to boarding of this feature in the Raman spectra due to a shift of the edge towards the GaP peak (402 cm⁻¹). A study of the optical properties by transmission and reflection measurements of microcrystalline InP/GaP digital alloy layers deposited on transparent substrates demonstrated the possibility of varying the optical gap in the range of 1.3–2 eV.