

УДК 537.311:322

ИК-ИССЛЕДОВАНИЕ ИОННО-СИНТЕЗИРОВАННЫХ ПЛЕНОК КАРБИДА КРЕМНИЯ НА КРЕМНИИ**Нусупов К.Х., Бейсенханов Н.Б., Бейсембетов И.К., Кенжалиев Б.К., Сейтов Б.Ж., Бакранова Д.И.***Казахстанско-Британский технический университет, Алматы, e-mail: beisen@mail.ru*

Настоящая статья посвящена исследованию влияния высокотемпературного изотермического отжига на процессы кристаллизации карбида кремния в кремнии, синтезированного имплантацией в кремний ионов углерода с энергиями 2,5 и 40 кэВ и дозами $3,85 \cdot 10^{16}$ и $2,5 \cdot 10^{17}$ см⁻² соответственно. Методом инфракрасной спектроскопии показано, что изотермический отжиг длительностью менее 30 минут при температурах 1000 и 1070 °С не приводит к превалированию тетраэдрических Si–C-связей и формированию кристаллической структуры в слоях карбида кремния. Предположено, что распад кластеров на границах нанокристаллов происходит при резком увеличении амплитуды упругих колебаний атомов на границах как в результате случайных процессов передачи энергии при тепловых колебаниях решетки, так и при воздействии фононов, распространяющихся в нанокристалле при выделении энергии кристаллизации. Показано, что высокотемпературный отжиг в течение 30 минут более эффективен для кристаллизации слоя карбида кремния в сравнении с изотермическим отжигом при тех же величинах температуры и суммарной длительности отжига 30 минут.

Ключевые слова: карбид кремния, ионная имплантация, структура, кристаллизация**IR STUDY OF ION-SYNTHESIZED SILICON CARBIDE FILMS ON SILICON****Nusupov K.K., Beysenkhanov N.B., Beysembetov I.K., Kenzhaliev B.K., Seytov B.Z., Bakranova D.I.***Kazakh-British Technical University, Almaty, e-mail: beisen@mail.ru*

This article is dedicated to the study of the influence of high temperature isothermal annealing on crystallization of silicon carbide in silicon synthesized by implantation into silicon of carbon ions with energies of 2,5 and 40 keV, and doses $3,85 \cdot 10^{16}$ and $2,5 \cdot 10^{17}$ cm⁻², respectively, is investigated. By infrared spectroscopy is shown, that the isothermal annealing of less than 30 minutes at temperatures of 1000 and 1070 °C does not lead to the predominance of tetrahedral Si–C-bonds and the formation of crystalline structure in the layers of silicon carbide. It is supposed that decay of the clusters at the boundaries of nanocrystals occurs when a sharp increase in the amplitude of elastic vibrations of atoms at the boundary as the result of random processes of energy transfer in the thermal vibrations of the lattice, and under the influence of phonons propagating in a nanocrystal during release of crystallization energy. It is shown that high-temperature annealing for 30 minutes is more effective to crystallize a silicon carbide layer as compared to isothermal annealing at the same values of temperature and total annealing time of 30 minutes.

Keywords: silicon carbide, ion implantation, structure, crystallization

В последние годы гидрогенизированный аморфный карбид кремния [a-SiC:H] находит применение в качестве пассивирующих слоев солнечных элементов благодаря широкой запрещенной зоне, высокой термической и механической стабильности, отличному коэффициенту теплового расширения, соответствующему кремниевым пластинам, и пр. [3, 7, 11].

Созданы тонкопленочные солнечные элементы n–i–р типа на основе аморфного кремния (a-Si:H) с использованием пленок легированного фосфором микрокристаллического $\mu\text{c-3C-SiC:H}$ как оконного слоя [14]. Конфигурацией элемента является TCO (прозрачный проводящий оксид) TiO₂/n-типа $\mu\text{c-3C-SiC:H}$ /внутренний a-Si:H/p-типа $\mu\text{c-SiC}$ (a-SiC_xH_x, содержащий фазу $\mu\text{c-Si:H}$)/Al. Аморфный карбид кремния также является перспективным материалом для применения в солнечной энергетике. В связи с этим исследование закономерностей формирования аморфных и нанокристаллических слоев SiC_x с встроенными

нанокристаллами Si представляет особый интерес.

В настоящее время существует множество способов выращивания пленок карбида кремния, включая методы выращивания пленок из растворов и расплавов, испарение и конденсация, методы твердофазного роста, методы химических транспортных реакций (CVD и MOCVD), методы молекулярной лучевой эпитаксии, катодного и ионного разпыления, различные электрохимические методы осаждения [2, 15], а также оригинальные новые методы, такие как метод замещения атомов в кристаллической решетке кремния [8], и пр. Метод ионной имплантации позволяет посредством имплантации ионов углерода C⁺ в кремниевую подложку создавать слои SiC на заданной глубине в необходимой стехиометрии и с малым уровнем загрязнений [4, 5, 9, 10]. В данной работе исследуется влияние высокотемпературного изотермического отжига на процессы кристаллизации карбида кремния в кремнии, синтезированного имплантацией в кремний ионов углерода с энергиями 2,5 и 40 кэВ.

Материалы и методы исследования

Проведена имплантация в монокристаллические пластины Si ориентации (100) размером $7 \times 7 \times 0,3$ мм³ и удельным сопротивлением 4–5 Ом·см [12, 13] ионов углерода с энергиями 2,5 и 40 кэВ, дозами $3,85 \cdot 10^{16}$ и $2,5 \cdot 10^{17}$ см⁻² соответственно. Для предотвращения разогрева образца (20–25 °С) плотность ионного тока не превышала 3 мкА/см². На рис. 1 представлены расчетные профили N_C распределения атомов углерода по глубине кремния, являющиеся распределениями Гаусса, построенными в соответствии с выражением

$$N(x) = \frac{D}{\Delta R_p (2\pi)^{1/2}} \exp \left[-\frac{(x - R_p)^2}{2\Delta R_p^2} \right],$$

где x – расстояние от поверхности; $R_p(E)$ – проективный пробег ионов углерода в кремнии; $\Delta R_p(E)$ – страгглинг [6]; D – доза ионов.

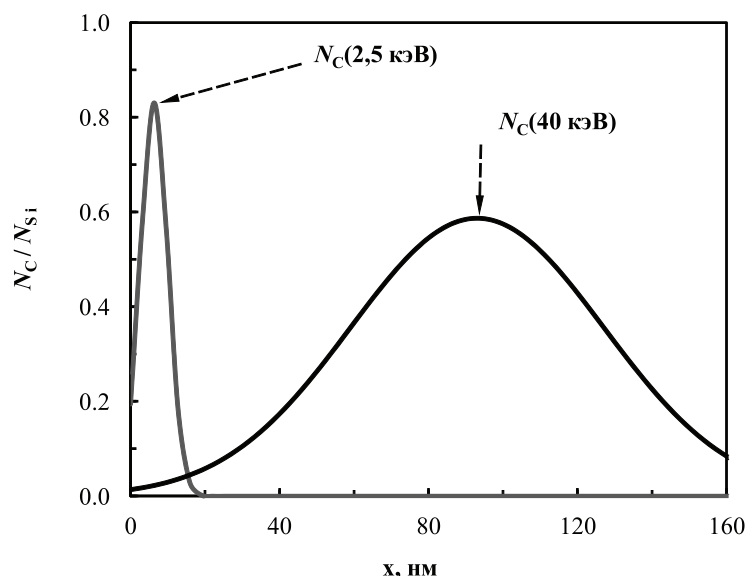


Рис. 1. Гауссовы расчетные имплантационные профили распределения в Si ионов ¹²C с энергиями 2,5 и 40 кэВ и дозами $3,85 \cdot 10^{16}$ и $2,5 \cdot 10^{17}$ см⁻², соответственно

Отношение концентраций атомов N_C/N_{Si} в пике распределений для ионов C^+ с энергиями 2,5 и 40 кэВ составляет величины $SiC_{0,83}$ и $SiC_{0,59}$, т.е. ниже стехиометрического состава SiC, что дает возможность избежать чрезмерной графитизации слоя. Образцы кремния, имплантированные ионами углерода с энергиями 40 и 2,5 кэВ, были подвергнуты изотермическому отжигу в атмосфере азота при температуре 1070 °С в течение 1–90 минут и при температуре 1000 °С в течение 1–55 минут соответственно, с целью изучения влияния температуры и длительности изотермического отжига.

После каждого отжига были сняты спектры ИК пропускания слоя на двухлучевом инфракрасном спектрометре УР-20.

Результаты исследования и их обсуждение

На рис. 2 а, б видно, что наблюдается SiC-пик ИК-пропускания, минимум ко-

торого с увеличением длительности высокотемпературного отжига смещается к положению около 794 см⁻¹, соответствующего тетраэдрическим Si–C-связям. При этом наблюдаются изменения амплитуды и полуширины SiC-пика ИК-пропускания, свидетельствующие о процессах кристаллизации в пленках. Амплитуды пиков ИК-пропускания в случае имплантации ионов углерода с энергией 40 кэВ существенно превосходят аналогичные величины для имплантации ионов с энергией 2,5 кэВ.

Анализ ИК-спектров показывает, что сразу после имплантации положение

минимума SiC-пика составляет 737 и 774 см⁻¹ для имплантаций 40 и 2,5 кэВ, соответственно. Это указывает на аморфную структуру слоев, так как для кристаллической структуры характерно поглощение при 794 см⁻¹ [1, 4, 5, 9, 12, 13]. Кроме того, наблюдается превалирование в слое кластеров, содержащих более удлиненные оптически активные Si–C-связи, если $E = 40$ кэВ. Это связано с наличием слоев с низкой концентрацией углерода у поверхности и вблизи подложки в случае $E = 40$ кэВ (рис. 1). В случае имплантации ионов с энергией 2,5 кэВ с учетом эффекта распыления эти слои гораздо тоньше, а концентрация углерода в имплантированном слое выше (рис. 1). Высокая концентрация углерода и укороченных Si–C-связей приводят к положению максимума при 774 см⁻¹ сразу после имплантации.

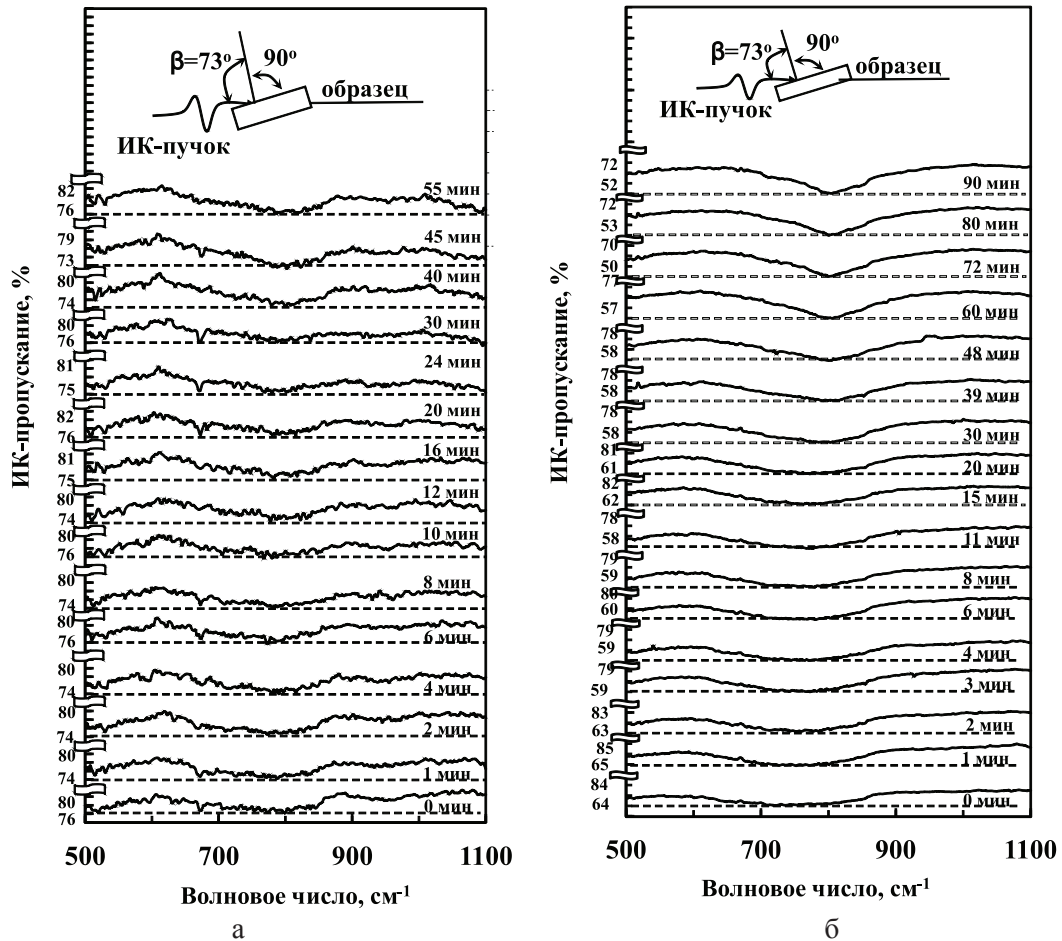


Рис. 2. Зависимость от длительности изотермического отжига спектров ИК-пропускания, снятых при угле падения излучения 73° от нормали к поверхности слоев SiC, синтезированных в Si имплантацией ионов $^{12}\text{C}^+$:
 а – $E = 2,5 \text{ кэВ}$, $D = 3,85 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$, $T_{\text{отж}} = 1000^\circ\text{C}$;
 б – $E = 40 \text{ кэВ}$, $D = 2,5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$, $T_{\text{отж}} = 1070^\circ\text{C}$

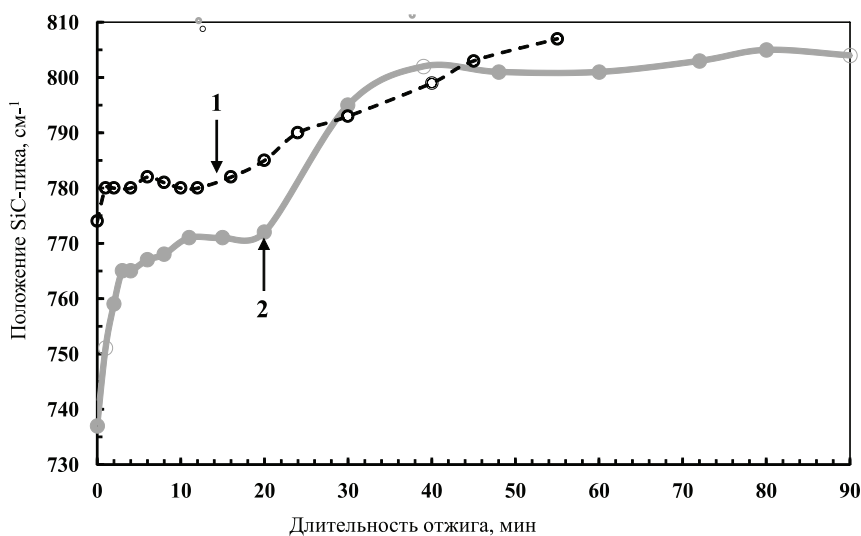


Рис. 3. Зависимость от длительности изотермического отжига положения минимума SiC-пика ИК-пропускания для слоев SiC, синтезированных в Si имплантацией ионов $^{12}\text{C}^+$:
 1 – $E = 2,5 \text{ кэВ}$, $D = 3,85 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$, $T_{\text{отж}} = 1000^\circ\text{C}$; 2 – $E = 40 \text{ кэВ}$, $D = 2,5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$, $T_{\text{отж}} = 1070^\circ\text{C}$

Отжиг в течение 1–3 минут дает скачок в положении минимума пика (рис. 3), указывая на процессы упорядочения слоя. Дальнейший изотермический отжиг длительностью до 20 минут не приводит к существенному смещению минимума пика в направлении 794 см^{-1} вследствие наличия прочных кластеров. Отжиг длительностью от 20 до 30 минут приводит к распаду кластеров и смещению пика для обоих слоев, при этом отжиг в течение 30 минут приводит к формированию и превалированию Si–C-связей тетраэдрической ориентации, поглощающих при 794 см^{-1} и характерных для кристаллического SiC. В случае имплантации 2,5 кэВ смещение пика менее выражено ввиду меньшей температуры изотермического отжига (1000°C). Смещение минимума пика в область выше 794 см^{-1} обусловлено превалированием укороченных Si–C-связей на поверхности мелких нанокристаллов SiC [1, 12].

Для исследуемых пленок были произведены измерения амплитуды ИК-пропускания для ТО-фононов при 800 см^{-1} , пропорциональной концентрации тетраэдрически ориентированных Si–C-связей (рис. 4). Наблюдается тенденция к увеличению количества тетраэдрически ориентированных Si–C-связей с увеличением длительности изотермического отжига до 60 и 40 минут для имплантаций ионов с энергиями 40 и 2,5 кэВ соответственно. Это указывает на распад кластеров и упорядочение структуры слоя при длительном термическом воздействии, хотя температура воздействия не повышается. Смещение положения

SiC-пика в область 794 см^{-1} также не происходит скачкообразно (рис. 3), а требует определенного времени, хотя температура выше 850°C считается достаточной для начала интенсивной твердофазной кристаллизации аморфного карбида кремния [1, 4–6, 9, 10, 12, 13].

Таким образом, практикуемый многими исследователями отжиг длительностью 30 минут является достаточным для превалирования тетраэдрических Si–C-связей, хотя рост объема кристаллической фазы при температурах 1000 и 1070°C продолжается вплоть до 40–60 минут отжига и выше.

Интерпретация полученных результатов может опираться на концепцию о физико-химической неоднородности полученного слоя, представляющего собой не однородную смесь атомов, а сложную систему из кластеров, в которых атомы объединены друг с другом одинарными, двойными, тройными углеродными, кремниевыми и углеродно-кремниевыми связями. Прочность и энергия распада кластеров различна. Температуры 1000 и 1070°C обычно достаточны для распада одиночных Si–Si, Si–C, C–C-связей, но могут оказаться недостаточными для распада прочных кластеров, содержащих двойные и тройные межатомные связи. Однако волнообразное увеличение амплитуды с ростом длительности отжига (рис. 4) предполагает, что с течением времени возможны скачки энергетического воздействия, приводящие к распаду некоторых видов прочных кластеров с присоединением их атомов к нанокристаллам. Это приводит к увеличению амплитуды при 800 см^{-1} .

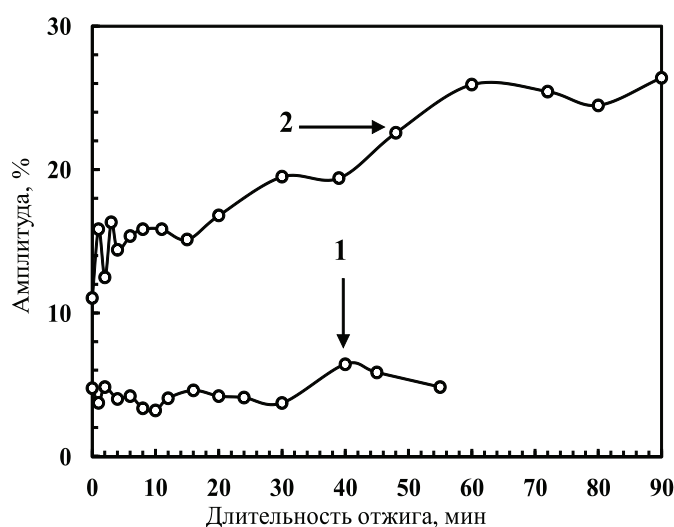


Рис. 4. Зависимость от длительности изотермического отжига амплитуды при 800 см^{-1} SiC-пика ИК-пропускания для слоев SiC, синтезированных в Si имплантацией ионов ^{12}C :
 1 – $E = 2,5\text{ кэВ}$, $D = 3,85 \cdot 10^{16}\text{ см}^{-2}$, $T_{\text{отж}} = 1000^\circ\text{C}$; 2 – $E = 40\text{ кэВ}$, $D = 2,5 \cdot 10^{17}\text{ см}^{-2}$, $T_{\text{отж}} = 1070^\circ\text{C}$

Как известно, колебания кристаллической решетки являются одним из основных видов внутренних движений твердого тела, когда составляющие его атомы, ионы или молекулы колеблются около положений равновесия (узлов кристаллической решетки). Амплитуда колебаний возрастает с увеличением температуры. По достижении некоторого критического значения амплитуды кристаллическая структура разрушается, то есть начинается процесс плавления. На тепловые колебания кристаллической решетки (фон) может произойти наложение звуковых колебаний, вызванных распространением в кристалле упругих волн (фононов), которые порождаются внешними воздействиями (удар, внешняя сила).

Можно предположить, что источником энергетического воздействия, вызывающего распад кластеров, являются нанокристаллы. Скачки энергетического воздействия могут возникать при присоединении атомов к нанокристаллу и выделении энергии кристаллизации. Эта энергия распространяется в нанокристалле в виде фононов, которые приводят к росту кинетической энергии атомов нанокристалла и увеличению амплитуды их колебаний. Перемещение фононов внутри нанокристалла до границ приводит к росту амплитуды упругих колебаний атомов на границах. Эти колебания разрушительно воздействуют на близлежащие кластеры, передавая им энергию.

В целом энергия каждого отдельно взятого атома в нанокристалле при тепловых колебаниях кристаллической решетки не является постоянной и хаотически изменяется во времени. В некоторые моменты времени в течение длительного изотермического отжига атомы, прилегающие к прочным кластерам, могут приобретать высокую энергию как в результате случайных процессов передачи энергии при тепловых колебаниях решетки, так и при воздействии фонона. В результате этого, по истечении времени, может происходить распад прочных кластеров, примыкающих к нанокристаллу. С увеличением длительности отжига распадается значительная количество кластеров, растут размеры нанокристаллов, увеличивается количество Si–C-связей тетраэдрической ориентации и возрастает амплитуда ИК-поглощения при 800 см^{-1} (рис. 4).

Однако амплитуда при 800 см^{-1} SiC-пика ИК-пропускания после изотермического отжига в течение 30 минут (20 %)

существенно меньше амплитуды SiC-пика (35–45 %) после изохронного отжига в течение 30 минут при температурах $1000\text{--}1100\text{ }^\circ\text{C}$ слоя, полученного имплантацией ионов углерода с параметрами $E = 40\text{ кэВ}$, $D = 3,56 \cdot 10^{17}\text{ см}^{-2}$ [1], даже если учесть разницу в величине дозы. Замедление процессов кристаллизации в случае изотермического отжига может быть обусловлено затратами части энергии на распад кластеров, образовавшихся во время охлаждения образца после каждой минуты отжига.

Заключение

1. Исследовано влияние высокотемпературного изотермического отжига на процессы кристаллизации карбида кремния в кремнии, синтезированного имплантацией в кремний ионов углерода с энергиями 2,5 и 40 кэВ и дозами $3,85 \cdot 10^{16}$ и $2,5 \cdot 10^{17}\text{ см}^{-2}$, соответственно.

2. Показано, что изотермический отжиг длительностью менее 30 минут при температурах 1000 и $1070\text{ }^\circ\text{C}$ не приводит к превалированию тетраэдрических Si–C-связей и формированию кристаллической структуры в слоях карбида кремния. Отжиг длительностью 30–40 минут является достаточным для превалирования тетраэдрических Si–C-связей, хотя рост объема кристаллической фазы продолжается вплоть до 60 минут отжига.

3. Показано, что рост количества Si–C-связей тетраэдрической ориентации с увеличением длительности высокотемпературного изотермического отжига обусловлен увеличением размеров нанокристаллов при присоединении атомов распавшихся кластеров. Предположено, что распад кластеров на границах нанокристаллов происходит при резком увеличении амплитуды упругих колебаний атомов на границах как в результате случайных процессов передачи энергии при тепловых колебаниях решетки, так и при воздействии фононов, распространяющихся в нанокристалле при выделении энергии кристаллизации.

4. Показано, что высокотемпературный отжиг в течение 30 минут более эффективен для кристаллизации слоя карбида кремния в сравнении с изотермическим отжигом при тех же величинах температуры и суммарной длительности отжига 30 минут. Замедление процессов кристаллизации в случае изотермического отжига по сравнению с непрерывным отжигом может быть обусловлено затратами части энергии на распад новых кластеров, образующихся во время охлаждения образца после каждой минуты отжига.

Список литературы

1. Бейсембетов И.К., Бейсенханов Н.Б., Жариков С.К., Кенжалиев Б.К., Нусупов К.Х., Ахметов Т.К., Сеитов Б.Ж.. Инфракрасная спектроскопия ионно-синтезированных тонких пленок карбида кремния // Вестник ННГУ. – 2013. – № 4(1). – С. 42–55.
2. Дубровский В.Г. Теоретические основы технологии полупроводниковых наноструктур: учебное пособие. – СПб.: СПбГУ, 2006. – 347 с.
3. Araki K., Yamaguchi M. An Si concentrator cell by single photolithography process // Sol. Energ. Mat. Sol. C. 2001. 65. – P. 437–443.
4. Bayazitov R.M., Haibullin I.B., Batalov R.I., Nurutdinov R.M., Antonova L.Kh., Aksenov V.P., Mikhailova G.N. Structure and photoluminescent properties of SiC layers on Si, synthesized by pulsed ion-beam treatment // Nucl. Instrum. and Meth. in Phys. Res. B. – 2003. – Vol. 206. – P. 984–988.
5. Borders J.A., Picraux S.T., Beezhold W. Formation of SiC in silicon by ion implantation. // Appl. Phys. Lett. – 1971. – Vol. 18. 11. – P. 509–511.
6. Gibbons J.F., Johnson W.S., and Mylroie S.W. Projected Range Statistics: Semiconductors and Related Materials. 2nd Ed. – Stroudsburg, Penn: Dowden, Hutchinson and Ross, Inc. – 1975.
7. Kobayashi H., Imamura K., Kim W.B., Im S.S., Asuha. Nitric acid oxidation of Si (NAOS) method for low temperature fabrication of SiO₂/Si and SiO₂/SiC structures // Appl. Surf. Sci. – 2010. 256. – P. 5744–5756.
8. Kukushkin S.A., Osipov A.V., Feoktistov N.A. Synthesis of Epitaxial Silicon Carbide Films through the Substitution of Atoms in the Silicon Crystal Lattice: A Review // Physics of the Solid State. – 2014. – Vol. 56 (8). – P. 1507–1535.
9. Liangdeng Y., Intarasiri S., Kamwanna T., Singkarat S. Ion beam synthesis and modification of silicon carbide. In book: Ion beam applications in surface and bulk modification of insulators. – Austria, Vienna: IAEA-TECDOC-1607, 2008. – P. 63–92.
10. Lindner J.K.N. High-dose carbon implantations into silicon: fundamental studies for new technological tricks // Appl. Phys. A. – 2003. – Vol. 77. – P. 27–38.
11. Lucovsky G. Atomic structure and thermal stability of silicon suboxides in bulk thin films and in transition regions at Si-SiO₂ interfaces // J. Non. Cryst. Solids. – 1998. – 227. – P. 1–14.
12. Nussupov K.Kh. and Beisenkhanov N.B. The Formation of Silicon Carbide in the SiC_x Layers (x = 0,03–1,4) Formed by Multiple Implantation of C Ions in Si. In book: Silicon Carbide – Materials, Processing and Applications in Electronic Devices. Moomita Mukherjee (Ed.). – Chapter 4. Rijeka, Croatia: InTech. 2011. – P. 69–114.
13. Nussupov K.Kh., Beisenkhanov N.B., Valitova I.V., Mit' K.A., Mukhamedshina D.M., Dmitrieva E.A. Structure properties of carbon implanted silicon layers // Journal of Materials Science: Materials in Electronics. – 2008. – № 19. – P. 254–262.
14. Ogawa S., Okabe M., Ikeda Y., Itoh T., Yoshida N., Nonomura S. Applications of microcrystalline hydrogenated cubic silicon carbide for amorphous silicon thin film solar cells // Thin Solid Films. – 2008. – № 516 (5). – P. 740–742.
15. Pohl U.W. Epitaxy of Semiconductors. Introduction to Physical Principles. – Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2013. – 325 p.

References

1. Beisembetov I.K., Beisenkhanov N.B., Zharikov S.K., Kenzhaliev B.K., Nussupov K.Kh., Akhmetov T.K., Seitov B.Zh., Vestnik NNGU, 2013, no. 4(1), pp. 42–55.

2. Dubrovskii V.G. *Teoreticheskiye osnovy tekhnologii poluprovodnikovyykh nanostruktur. Uchebnoye posobiye* [Theoretical Foundations of the Technology of Semiconductor Nanostructures: A Textbook], St. Petersburg State University, St. Petersburg, 2006. 347 p.
3. Araki K., Yamaguchi M. An Si concentrator cell by single photolithography process // Sol. Energ. Mat. Sol. C. 2001. 65. pp. 437–443.
4. Bayazitov R.M., Haibullin I.B., Batalov R.I., Nurutdinov R.M., Antonova L.Kh., Aksenov V.P., Mikhailova G.N. Structure and photoluminescent properties of SiC layers on Si, synthesized by pulsed ion-beam treatment. // Nucl. Instrum. and Meth. in Phys. Res. B. 2003. Vol. 206. pp. 984–988.
5. Borders J.A., Picraux S.T., Beezhold W. Formation of SiC in silicon by ion implantation. // Appl. Phys. Lett. 1971. Vol. 18. 11. pp. 509–511.
6. Gibbons J. F., Johnson W.S., and Mylroie S.W. Projected Range Statistics: Semiconductors and Related Materials. 2nd Ed. – Stroudsburg, Penn: Dowden, Hutchinson and Ross, Inc. – 1975.
7. Kobayashi H., Imamura K., Kim W.B., Im S.S., Asuha. Nitric acid oxidation of Si (NAOS) method for low temperature fabrication of SiO₂/Si and SiO₂/SiC structures // Appl. Surf. Sci. 2010. 256. pp. 5744–5756.
8. Kukushkin S. A., Osipov A.V., Feoktistov N.A. Synthesis of Epitaxial Silicon Carbide Films through the Substitution of Atoms in the Silicon Crystal Lattice: A Review // Physics of the Solid State. 2014. Vol. 56 (8). pp. 1507–1535.
9. Liangdeng Y., Intarasiri S., Kamwanna T., Singkarat S. Ion beam synthesis and modification of silicon carbide. In book: Ion beam applications in surface and bulk modification of insulators. Austria, Vienna: IAEA-TECDOC-1607. 2008. pp. 63–92.
10. Lindner J.K.N.. High-dose carbon implantations into silicon: fundamental studies for new technological tricks // Appl. Phys. A. 2003. Vol. 77. pp. 27–38.
11. Lucovsky G. Atomic structure and thermal stability of silicon suboxides in bulk thin films and in transition regions at Si-SiO₂ interfaces // J. Non. Cryst. Solids. 1998. 227. pp. 1–14.
12. Nussupov K.Kh. and Beisenkhanov N.B. The Formation of Silicon Carbide in the SiC_x Layers (x = 0,03–1,4) Formed by Multiple Implantation of C Ions in Si. In book: Silicon Carbide – Materials, Processing and Applications in Electronic Devices. Moomita Mukherjee (Ed.). Chapter 4. Rijeka, Croatia: InTech. 2011. pp. 69.
13. Nussupov K.Kh., Beisenkhanov N.B., Valitova I.V., Mit' K.A., Mukhamedshina D.M., Dmitrieva E.A. Structure properties of carbon implanted silicon layers // Journal of Materials Science: Materials in Electronics. 2008. 19. pp. 254–262.
14. Ogawa S., Okabe M., Ikeda Y., Itoh T., Yoshida N., Nonomura S. Applications of microcrystalline hydrogenated cubic silicon carbide for amorphous silicon thin film solar cells // Thin Solid Films. 2008. no. 516 (5). pp. 740–742.
15. Pohl U.W. Epitaxy of Semiconductors. Introduction to Physical Principles. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2013. 325 p.

Рецензенты:

Попов В.П., д.ф.-м.н., заведующий лабораторией физических основ материаловедения кремния, Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова, СО РАН, г. Новосибирск;

Турьянский А.Г., д.ф.-м.н., заведующий лабораторией «Рентгеновские методы диагностики наноструктур», директор по научной работе МК ВУФ МРИ, Физический институт им. П.Н. Лебедева РАН, г. Москва.