

УДК 539.534.9:538.971:544.277.4

ИОННО-КЛАСТЕРНАЯ ОБРАБОТКА ПОВЕРХНОСТИ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КРЕМНИЯ И ГЕРМАНИЯ ПОД УГЛОМ 60°

© 2025 г. И. В. Николаев^{a,*}, Н. Г. Коробейников^{a, **}, А. В. Лапега^a

^aНовосибирский государственный университет, Новосибирск, 630090 Россия

*e-mail: i.nikolaev@nsu.ru

**e-mail: korobei@nsu.ru

Поступила в редакцию 27.07.2024 г.

После доработки 12.09.2024 г.

Принята к публикации 12.09.2024 г.

Рассмотрено формирование самоупорядоченных наноструктур на поверхности монокристаллических кремния и германия с помощью ионно-кластерной обработки. Использованы низкоэнергетические кластерные ионы аргона для более эффективного наноструктурирования поверхности мишеней. С помощью атомно-силового микроскопа проанализирована морфология поверхности мишеней до и после обработки ионно-кластерным пучком аргона. Показано, что обработка низкоэнергетическими кластерными ионами аргона при угле падения 60° относительно нормали к поверхности приводит к эффективному наноструктурированию поверхности кремния и германия при глубине травления, соизмеримой с амплитудой наноструктур. Приведены параметры шероховатости (среднеквадратичная шероховатость и максимальный перепад высот) исходной и обработанных поверхностей мишеней. Проведено сравнение периодов и амплитуд наноструктур, сформированных на поверхностях кремния и германия. Определено, что для дозы облучения $1 \times 10^{15} \text{ см}^{-2}$ период наноструктур на поверхностях монокристаллического кремния и германия составляет около 200 нм, в случае германия период больше. Амплитуда наноструктур на поверхности кремния и германия составила около 65 и 50 нм соответственно. После обработки кластерными ионами аргона формируется более развитая поверхность монокристаллического кремния по сравнению с германием.

Ключевые слова: наноструктурирование, полупроводники, газовый кластер, ионно-кластерный пучок, атомно-силовая микроскопия, морфология поверхности, шероховатость поверхности.

DOI: 10.31857/S1028096025020089, EDN: ЕНKNOR

ВВЕДЕНИЕ

Известно, что кремний и германий широко распространены в полупроводниковой продукции благодаря своим свойствам и характеристикам: высокой подвижности электронов и дырок, узкой запрещенной зоне, формированию нанометрового слоя оксида на поверхности [1–3].

Ранее было показано, что при обработке поверхности монокристаллического германия [4–7] и кремния [5, 8] мономерными ионами на них формируются наноструктуры при определенных условиях. Например, в [4] проводили экспериментальные работы по формированию наноструктур

на поверхности Ge пучком ионов Xe^+ с энергией 1 кэВ. Позднее были опубликованы аналогичные работы других авторов по наноструктурированию поверхности Ge с использованием тяжелых ионов Kr^+ и Xe^+ [5–7]. В [5] авторы утверждают, что для формирования упорядоченных структур (pattern formation) падающий ион должен иметь определенную массу по отношению к массе материала мишени: либо близкую, либо даже большую массу. В [6] было исследовано формирование наноструктур на поверхности Ge(100) с помощью ионного пучка различных благородных газов (Ne , Ar , Kr , Xe). В соответствии с результатами [5] было обнаружено, что для ионов Ne^+ и Ar^+ , масса

которых меньше массы атомов мишени германия, наблюдается только сглаживание поверхности при всех углах падения ионов [6]. В то же время при обработке германия более тяжелыми ионами (Kr^+ , Xe^+) формированиеnanoструктур начинается при углах падения около 65° в зависимости от энергии ионов. Как известно, Kr и Xe более редкие и более дорогие газы по сравнению с Ar . Таким образом, при обработке кремния ионами Ne^+ и при обработке германия ионами Ne^+ и Ar^+ не возникают упорядоченные структуры, а для формирования nanoструктур мономерными пучками тяжелых ионов требуется длительное время (до сотен минут). Глубина травления тяжелыми ионами во много раз превышает амплитуду образующихся nanoструктур, что, например, недопустимо для тонких пленок.

Ионно-кластерная обработка применяется для эффективной модификации поверхности различных материалов — травления [9–14], сглаживания [10–12, 15–18], nanoструктурирования [10–12, 19–28]. В отличие от мономерных ионных пучков глубина аморфизированного или поврежденного кластерными ионами приповерхностного слоя мишени составляет единицы нанометров [9, 13–15, 29]. При взаимодействии кластера с поверхностью мишени происходит высокое локальное энерговыделение в малой приповерхностной области, приводящее к нелинейным эффектам [10–12, 16–18]. Среди элементарных полупроводников nanoструктурирование относительно подробно изучено для Si [19, 22]. Образцы Si с различной ориентацией обрабатывали кластерными ионами аргона с кинетической энергией 30 кэВ и размером кластера 3000 атомов. Было показано, что периодические nanoструктуры формируются при угле падения около 60° от нормали к поверхности. Период и амплитуда nanoструктур увеличиваются с углом падения начиная с 45° и до 70° . При схожих дозах облучения период nanoструктур составляет несколько сотен нанометров при использовании кластерных ионов, тогда как при использовании мономерных ионов — несколько десятков нанометров. В то же время, несмотря на схожесть кристаллических структур кремния и германия, nanoструктурирование поверхности

германия с помощью ионно-кластерного пучка аргона не исследовано.

В настоящей работе приведены экспериментальные результаты nanoструктурирования поверхности монокристаллических пластин $\text{Si}(100)$ и $\text{Ge}(100)$ ионно-кластерным пучком аргона при угле падения 60° . В [19] показаны сравнительные морфологические результаты для образцов $\text{Si}(111)$, $\text{Si}(110)$, $\text{Si}(100)$, облученных дозой 5×10^{15} кластер/ cm^2 при 50° , 60° и 70° от нормали к поверхности. Авторы утверждают, что нет заметной разницы в результирующем рельфе между различными ориентациями Si . Поэтому в рамках настоящей работы не исследовали влияние кристаллографической ориентации образца на результирующий рельеф. Направление падения ионно-кластерного пучка было перпендикулярно кристаллографической ориентации (100) для обеих мишеней.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В работе использовали пластины монокристаллического $\text{Si}(100)$ размером $17 \times 8 \times 0.38$ мм и $\text{Ge}(100)$ размером $18 \times 9 \times 0.15$ мм. Размер области обработки составлял 7.5×8 мм. Поверхность образцов была предварительно отполирована химико-механическим методом с помощью суспензии на водной основе с алмазным абразивом субмикронного размера.

Ионно-кластерную обработку монокристаллических пластин Si и Ge осуществляли на экспериментальной установке КЛИУС [18]. С помощью времязадержки диагностики ранее были получены распределения по размерам и определены средние размеры кластеров для различных режимов обработки [13].

На основе данных различных авторов [19–23, 26, 27] и результатов, полученных ранее [28], был выбран низкоэнергетический режим обработки — удельная энергия кластерных ионов аргона около 10 эВ/ат., угол падения 60° , обеспечивающий эффективное формирование nanoструктур на поверхности мишеней. Для определения глуби-

Таблица 1. Параметры режима обработки поверхности монокристаллических пластин кремния и германия ионно-кластерным пучком аргона

Образцы	Энергия атома в кластере E/N_{mean} , эВ/ат.	Доза облучения, 10^{15} ион/ cm^2	Глубина травления $\langle H \rangle$, нм
Обработанный Si	10	2	28 ± 15
Обработанный Ge			40 ± 7

бины травления использовали маску, закрывающую часть поверхности образца. За счет маски формировался перепад высот между исходной и обработанной областями. В табл. 1 приведены параметры режима обработки.

Измерения топографии поверхности образцов и глубины травления проводили с помощью атомно-силового микроскопа (ACM) NTEGRA Prima HD (NT-MDT, РФ) с использованием зондов ETALON HA_C (ScanSens GmbH, Германия). Радиус закругления зондов составляет менее 10 нм. Размер области сканирования 2×2 мкм с пространственным разрешением 1024×1024 пикселей. Достоверности результатов достигали, проводя измерения в нескольких областях мишени, находящихся на расстоянии несколько миллиметров друг от друга.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 представлены ACM-изображения исходной поверхности монокристаллических кремния (рис. 1а) и германия (рис. 1в) и после обработки кластерными ионами аргона (рис. 1б, г). На исходных поверхностях кремния и германия наблюдается максимальный перепад высот 1–2 нм, что характерно для эффективной химико-механической полировки (рис. 1а, б). Обработка низкоэнергетическими кластерными ионами аргона приводит к эффективному формированию периодическихnanoструктур с соответствующим возрастанием максимального перепада высот (рис. 1б, г). В табл. 2 представлены параметры шероховатости исходных и обработанных образцов Si и Ge. Как видно из таблицы,

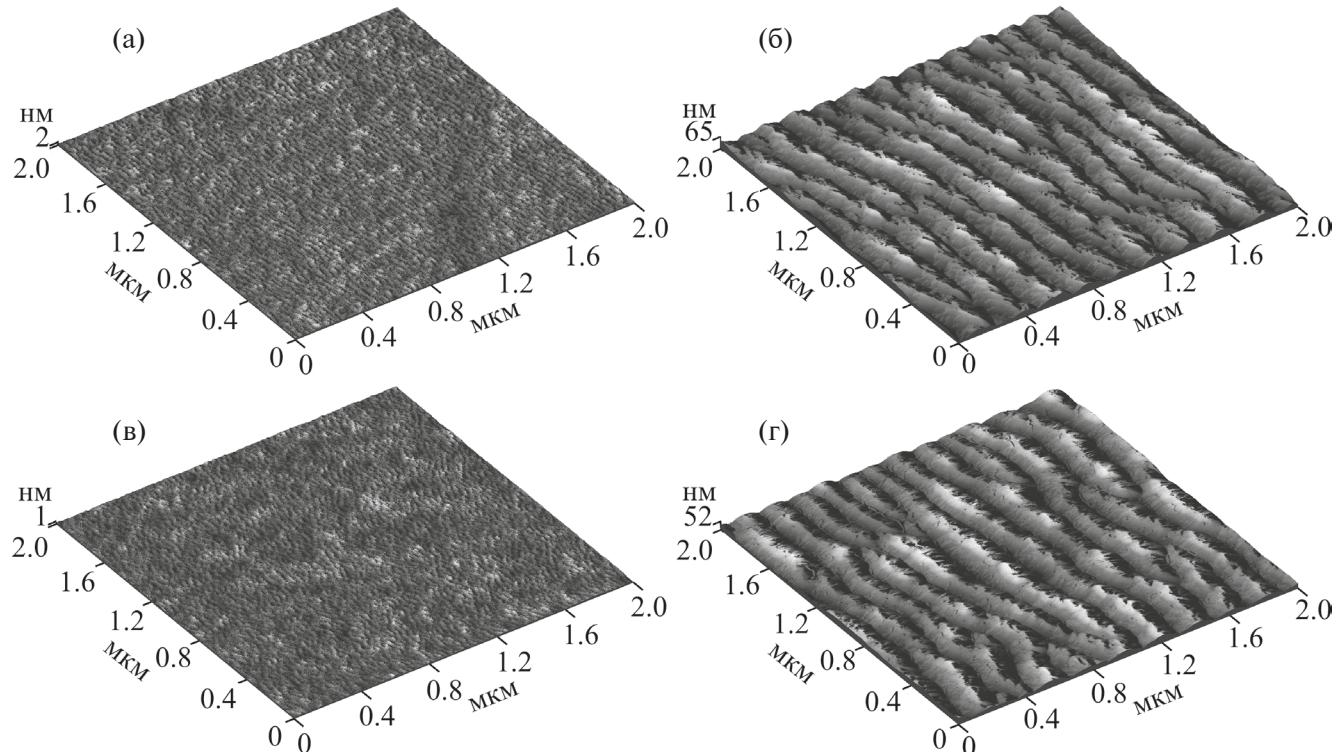


Рис. 1. 3D ACM-изображения исходной (а, в) и наноструктурированной (б, г) поверхности монокристаллических образцов Si (а, б) и Ge (в, г), размер области 2×2 мкм.

Таблица 2. Параметры шероховатости поверхности монокристаллических пластин кремния и германия до и после обработки кластерными ионами аргона

Образцы	Среднеквадратичная шероховатость R_q , нм	Максимальный перепад высот R_p , нм
Исходный Si	0.30 ± 0.03	2.3 ± 0.5
Исходный Ge	0.13 ± 0.05	1.0 ± 0.3
Обработанный Si	10.7 ± 0.3	65.0 ± 2.5
Обработанный Ge	9.0 ± 0.5	52.0 ± 1.5

после обработки максимальный перепад высот R_q на поверхности кремния больше на 25%, чем на поверхности германия. Среднеквадратичная шероховатость R_q на поверхности кремния больше на 20%, чем на поверхности германия. Таким образом, при одинаковых условиях обработки на поверхности кремния формируется более развитый рельеф. Усредненные периоды наноструктур на поверхности мишени составляют 190 ± 60 нм для Si и 210 ± 40 нм для Ge. Различие усредненных периодов наноструктур для Si и Ge находится в диапазоне статистического отклонения. Таким образом, свойства и характеристики материала (такие как плотность, атомная масса и энергия связи) в большей степени влияют на параметры шероховатости обрабатываемой поверхности, но в то же время слабо влияют на период наноструктур. Стоит отметить, что низкоэнергетический режим обработки эффективно формирует периодические самоупорядоченные наноструктуры, так как средняя глубина травления мишени составляет 25–40 нм, что соизмеримо с амплитудой наноструктур.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе приведены результаты экспериментального исследования обработки кластерными ионами аргона поверхности монокристаллических кремния и германия под углом падения 60°. Показано, что низкоэнергетические кластерные ионы эффективно формируют самоупорядоченные наноструктуры на поверхности монокристаллических кремния и германия при глубине травления менее 50 нм. Стоит отметить, что в случае ионно-кластерной обработки для эффективного формирования периодических наноструктур достаточно 20 мин, что может быть результатом слабого распыления и одновременно эффективного перемещения атомов мишени вдоль поверхности.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-79-10061 (<https://rscf.ru/project/23-79-10061/>) с использованием оборудования ЦКП “Прикладная физика” НГУ.

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Bao S.Y., Wang Y., Lina K., Zhang L., Wang B., Sasangka W.A., Lee K.E.K., Chua S.J., Michel J., Fitzgerald E., Tan C.S., Lee K.H.* // *J. Semicond.* 2021. V. 42. № 2. P. 023106.
<https://doi.org/10.1088/1674-4926/42/2/023106>
2. *Haller E.E.* // *Mater. Sci. Semicond. Process.* 2006. V. 8. Iss. 4–5. P. 408.
<https://doi.org/10.1016/j.mssp.2006.08.063>
3. *Toriumi A., Nishimura T.* // *Jpn. J. Appl. Phys.* 2018. V. 57. № 1. P. 010101.
<https://doi.org/10.7567/JJAP.57.010101>
4. *Chason E., Mayer T.M., Kellerman B.K., McIlroy D.T., Howard A.J.* // *Phys. Rev. Lett.* 1994. V. 72. P. 3040.
<https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.72.3040>
5. *Ziberi B., Cornejo M., Frost F., Rauschenbach B.* // *J. Phys.: Condens. Matter.* 2009. V. 21. P. 224003.
<https://doi.org/10.1088/0953-8984/21/22/224003>
6. *Teichmann M., Lorbeer J., Ziberi B., Frost F., Rauschenbach B.* // *New J. Phys.* 2013. V. 15. P. 103029.
<https://doi.org/10.1088/1367-2630/15/10/103029>
7. *Perkinson J.C., Madi C.S., Aziz M.J.* // *J. Vac. Sci. Technol. A.* 2013. V. 31. P. 021405. <http://doi.org/10.1116/1.4792152>
8. *Lopez-Cazalilla A., Chowdhury D., Il'inov A., Mondal S., Barman P., Bhattacharyya S.R., Ghose D., Djurabekova F., Nordlund K., Norris S.* // *J. Appl. Phys.* 2018. V. 123. P. 235108.
<https://doi.org/10.1063/1.5026447>
9. *Toyoda N., Yamada I.* // *AIP Conf. Proc.* 2006. V. 866. P. 210.
<https://doi.org/10.1063/1.2401497>
10. *Popok V.N., Barke I., Campbell E.E.B., Meiwes-Broer K.-H.* // *Surf. Sci. Rep.* 2011. V. 66. P. 347.
<https://doi.org/10.1016/j.surfrep.2011.05.002>
11. *Yamada I.* // *Materials Processing by Cluster ion Beams: History, Technology, and Applications.* Boca Raton, Florida: CRC Press, 2016.
12. *Иешкин А.Е., Толстогузов А.Б., Коробейщиков Н.Г., Пеленович В.О., Черныш В.С.* // Успехи физических наук. 2021. Т. 192. С. 722.
[\(Ieshkin A.E., Tolstoguzov A.B., Korobeishchikov N.G., Pelenovich V.O., Chernysh V.S. // *Phys. Usp.* 2022. V. 65. P. 677.](https://doi.org/10.3367/UFNr.2021.06.038994)
13. *Korobeishchikov N.G., Nikolaev I.V., Roenko M.A., Atuchin V.V.* // *Appl. Phys. A.* 2018. V. 124. P. 833.
<https://doi.org/10.1007/s00339-018-2256-3>
14. *Korobeishchikov N.G., Nikolaev I.V., Atuchin V.V., Prosvirin I.P., Kapishnikov A.V., Tolstoguzov A., Fu D.J.* // *Mater. Res. Bull.* 2023. V. 158. P. 112082.
<https://doi.org/10.1016/j.materresbull.2022.112082>
15. *Ieshkin A.E., Kireev D.S., Ermakov Yu.A., Trifonov A.S., Presnov D.E., Garshev A.V., Anufriev Yu.V., Prokhorova I.G., Krupenin V.A., Chernysh V.S.* // *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B.* 2018. V. 421. P. 27.
<https://doi.org/10.1016/j.nimb.2018.02.019>
16. *Teo E.J., Toyoda N., Yang C., Bettoli A.A., Teng J.H.* // *Appl. Phys. A.* 2014. V. 117. P. 719.
<https://doi.org/10.1007/s00339-014-8728-1>

17. Коробейщиков Н.Г., Николаев И.В., Роенко М.А. // ПЖТФ. 2019. Т. 45, № 6. С. 30. <https://doi.org/10.21883/PJTF.2019.06.47496.17646>
(*Korobeishchikov N.G., Nikolaev I.V., Roenko M.A. // Tech. Phys. Lett. 2019. V. 45. No.3. P. 274. https://doi.org/10.1134/S1063785019030295.*)
18. Korobeishchikov N.G., Nikolaev I.V., Roenko M.A. // Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B. 2019. V. 438. P. 1. <https://doi.org/10.1016/j.nimb.2018.10.019>
19. Lozano O., Chen Q.Y., Tilakaratne B.P., Seo H.W., Wang X.M., Wadekar P.V., Chinta P.V., Tu L.W., Ho N.J., Wijesundera D., Chu W.K. // AIP Adv. 2013. V. 3. P. 062107. <https://doi.org/10.1063/1.4811171>
20. Sumie K., Toyoda N., Yamada I. // Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B. 2013. V. 307. P. 290. <http://doi.org/10.1016/j.nimb.2013.01.087>
21. Tilakaratne B.P., Chen Q.Y., Chu W.K. // Materials. 2017. V. 10. P. 1056. <https://doi.org/10.3390/ma10091056>
22. Toyoda N., Tilakaratne B., Saleem I., Chu W.K. // Appl. Phys. Rev. 2019. V. 6. P. 020901. <https://doi.org/10.1063/1.5030500>
23. Zeng X., Pelenovich V., Xing B., Rakhimov R., Zuo W., Tolstogouzov A., Liu C., Fu D., Xiao X. // Beilstein J. Nanotechnol. 2020. V. 11. P. 383. <https://doi.org/10.3762/bjnano.11.29>
24. Pelenovich V., Zeng X., Rakhimov R., Zuo W., Tian C., Fu D., Yang B. // Mater. Lett. 2020. V. 264. P. 127356. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2020.127356>
25. Ieshkin A., Kireev D., Ozerova K., Senatulin B. // Mater. Lett. 2020. V. 272. P. 127829. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2020.127829>
26. Kireev D.S., Ryabtsev M.O., Tatarintsev A.A., Ieshkin A.E. // Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B. 2022. V. 520. P. 8. <https://doi.org/10.1016/j.nimb.2022.03.017>
27. Иешкин А.Е., Ильина Т.С., Киселев Д.А., Сенатулин Б.Р., Скрылева Е.А., Suchaneck G., Пархоменко Ю.Н. // Физика твердого тела. 2022. Т. 64, Вып. 10. С. 1489. <https://doi.org/10.21883/FTT.2022.10.53095.384>
(*Ieshkin A.E., Ilina T.S., Kiselev D.A., Senatulin B.R., Skryleva E.A., Suchaneck G., Parkhomenko Yu.N.// Phys. Solid State. 2022. V. 64. Iss. 10. P. 1465. https://doi.org/10.21883/PSS.2022.10.54237.384.*)
28. Nikolaev I.V., Korobeishchikov N.G. // Applied Nano. 2021. V. 2. P. 25. <https://doi.org/10.3390/applnano2010003>
29. Kirkpatrick A., Kirkpatrick S., Walsh M., Chau S., Mack M., Harrison S., Svriluga R., Khouri J. // Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B. 2013. V. 307. P. 281. <https://doi.org/10.1016/j.nimb.2012.11.084>

Cluster Ion Treatment of the Surface of Single-Crystal Silicon and Germanium at an Angle of 60°

I. V. Nikolaev^{1,*}, N. G. Korobeishchikov^{1, **}, A. V. Lapega¹

¹Novosibirsk State University, Novosibirsk, 630090 Russia

*e-mail: i.nikolaev@nsu.ru

**e-mail: korobei@nsu.ru

The formation of self-ordered nanostructures on the surface of single-crystal silicon and germanium using cluster ion treatment is considered. Low-energy argon cluster ions are used for more efficient nanostructuring of the target surface. Using an atomic force microscope, the morphology of the target surface is analyzed before and after treatment with an argon cluster ion beam. It is shown that the treatment with low-energy argon cluster ions at an incidence angle of 60° relative to the surface normal leads to effective nanostructuring of the silicon and germanium surface at an etching depth commensurate with the amplitude of the nanostructures. The roughness parameters (root mean square roughness and total roughness) of the original and processed target surfaces are given. The period and amplitude of the nanostructures formed on the surfaces of silicon and germanium are compared. It has been determined that for an ion fluence of $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$, the period of nanostructures on the surfaces of single-crystal silicon and germanium is about 200 nm, in the case of germanium, the period is larger. The amplitude of nanostructures on the surface of silicon and germanium is about 65 and 50 nm, respectively. After treatment with argon cluster ions, a more developed surface of monocrystalline silicon is formed compared to germanium.

Keywords: nanostructuring, semiconductors, single crystals, gas cluster, cluster ion beam, atomic force microscopy, surface morphology, surface roughness.