

УДК 538.911

ИССЛЕДОВАНИЕ ГЕТЕРОСТРУКТУР 3C-SiC/15R-SiC

А.А. Лебедев^а, С.П. Лебедев^а, И.П. Никитина^а, В.А. Школдин^а, Д.Б. Шустов^а

^а ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, 194021, Российская Федерация

Адрес для переписки: lebedev.sergey@mail.ioffe.ru

Информация о статье

Поступила в редакцию 04.12.14, принята к печати 17.12.14

doi: 10.17586/2226-1494-2015-15-1-60-64

Язык статьи – русский

Ссылка для цитирования: Лебедев А.А., Лебедев С.П., Никитина И.П., Школдин В.А., Шустов Д.Б. Исследование гетероструктур 3C-SiC/ 15R-SiC // Научно-технический вестник информационных технологий, механики и оптики. 2015. Том 15. № 1. С. 60–64

Аннотация.

Предмет исследования. Приведены результаты исследований слоев 3C-SiC, полученных на монокристаллических подложках 15R-SiC методом сублимационной эпитаксии в вакууме.

Материалы и методы. В качестве подложки использовались кристаллы Лэли политипа 15R, рост производился на полярных C (000 $\bar{1}$) и Si (0001) гранях подложки. Температура роста составляла 1950–2000 °С, а время роста – 10 мин. В качестве источника использовался коммерческий мелкозернистый порошок карбида кремния с диаметром зерна 10–20 мкм. Для характеристики выращенных эпитаксиальных слоев применялись следующие методы: катодолуминесценция, оптическая микроскопия и двухкристалльная рентгеновская дифрактометрия.

Основные результаты. Продемонстрирована возможность получения эпитаксиальных пленок 3C-SiC на подложке 15R-SiC методом сублимационной эпитаксии в вакууме. Показано, что, как и в случае использования подложки 6H-SiC, грань C является предпочтительной для гетерополитипного роста, поскольку на ней наблюдается более равномерный рост кубического политипа с малым процентом паразитных включений политипа подложки.

Практическая значимость. Сравнение результатов гетерополитипного роста 3C-SiC на подложках других политипов (6H-SiC, 15R-SiC, 4H-SiC) позволит наиболее полно понять механизм трансформации кристаллической решетки во время эпитаксиального роста и разработать теоретическую модель данного процесса.

Ключевые слова: карбид кремния, сублимационная эпитаксия, катодолуминесценция, рентгеновская дифрактометрия.

Благодарности. Работа частично выполнена при государственной финансовой поддержке ведущих университетов Российской Федерации (субсидия 074-U01) и гранта РФФИ 14-02-00552.

INVESTIGATION OF HETEROSTRUCTURES 3C-SiC/15R-SiC

A.A. Lebedev^a, S.P. Lebedev^a, I.P. Nikitina^a, V.A. Shkoldin^a, D.B. Shustov^a

^a Ioffe Institute, Saint Petersburg, 194021, Russian Federation

Corresponding author: lebedev.sergey@mail.ioffe.ru

Article info

Received 04.12.14, accepted 17.12.14

doi: 10.17586/2226-1494-2015-15-1-60-64

Article in Russian

Reference for citation: Lebedev A.A., Lebedev S.P., Nikitina I.P., Shkoldin V.A., Shustov D.B. Investigation of heterostructures 3C-SiC/15R-SiC. *Scientific and Technical Journal of Information Technologies, Mechanics and Optics*, 2015, vol. 15, no. 1, pp. 60–64 (in Russian)

Abstract.

The subject of study. Investigation results for 3C-SiC layers, obtained on single-crystal 15R-SiC substrates by sublimation epitaxy in vacuum are presented.

Materials and methods. 15R polytype Lely crystals were used as a substrate; the growth was carried out on polar C (000 $\bar{1}$) and Si (0001) substrate faces. The growth temperature was 1950–2000 °C, and growth time was equal to 10 min. Commercial silicon carbide powder with a grain diameter equal to 10–20 μm was used as a growth source. The following methods were applied for the characterization of grown epitaxial layers: cathodoluminescence, optical microscopy and two-crystal X-ray diffraction.

Main results. The possibility of obtaining epitaxial 3C-SiC on 15R-SiC substrate by sublimation epitaxy in vacuum was demonstrated. It is shown that, C-face is preferable for heteropolytype growth, since more uniform growth of cubic polytype is observed on it with a small percentage of spurious substrate polytype inclusions; the same situation appears in the case of 6H-SiC substrate application.

Practical significance. Comparison of the results of heteropolytype growth for 3C-SiC on substrates of other polytypes (6H-SiC, 15R-SiC, 4H-SiC) will give the possibility to understand more completely the transformation mechanism of the crystal

lattice during epitaxial growth and to develop a theoretical model of the process.

Keywords: silicon carbide, sublimation epitaxy, cathodoluminescence, X-ray diffractometry.

Acknowledgements. This work was partially financially supported by the Government of the Russian Federation (grant 074-U01) and RFBR grant 14-02-00552.

Введение

Известно, что кубический карбид кремния (3C-SiC) отличается от других политипов SiC наибольшей подвижностью электронов ($1200 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$) [1, 2], которая не зависит от кристаллографического направления. Остальные параметры 3C (критическое электрическое поле, максимальные рабочие температуры, скорость насыщения электронов, теплопроводность) незначительно отличаются от параметров гексагональных политипов [3, 4]. Таким образом, 3C-SiC является весьма перспективным материалом для создания различных типов полупроводниковых приборов [5–7]. В настоящее время технология выращивания объемных кристаллов 3C-SiC еще не разработана, и основным методом получения пленок 3C-SiC является гетероэпитаксия на подложках других материалов, в том числе гексагональном SiC [8–10].

В предыдущих работах [11, 12] нами сообщалось о получении эпитаксиальных слоев 3C-SiC методом сублимации в вакууме на основе подложек 6H-SiC. Однако в работе [13] было показано, что эпитаксиальные слои 3C-SiC, выращенные на подложках 15R-SiC, обладают меньшей плотностью двойников, чем слои, выращенные на подложках 6H-SiC в тех же технологических условиях. Авторы [14] объясняли это различной кинетикой механизма роста террас для 15R-SiC и 6H-SiC.

Целью настоящей работы было получение методом сублимации в вакууме и исследование гетероэпитаксиальных структур 3C-SiC/15R-SiC и сравнение полученных результатов с результатами роста на подложках 6H-SiC.

Материалы и методы

Рост эпитаксиальных слоев 3C-SiC осуществлялся методом сублимационной эпитаксии в вакууме. В качестве подложки использовались кристаллы Лэли политипа 15R, рост производился на полярных C (000 $\bar{1}$) и Si (0001) гранях подложки. Температура роста составляла 1950–2000 °С, а время роста – 10 мин. В качестве источника использовался коммерческий мелкозернистый порошок карбида кремния с диаметром зерна 10–20 мкм. Для характеристики выращенных эпитаксиальных слоев применялись следующие методы: катодолуминесценция (КЛ) (рентгеноспектральный микроанализатор «Самебах» с оригинальной конструкцией КЛ спектрометра), оптическая микроскопия (Биолам-М) и двухкристалльная рентгеновская дифрактометрия (Дрон-2).

Спектры катодолуминесценции

Метод КЛ применялся для определения политипного состава эпитаксиального слоя. Исследования выращенных эпитаксиальных пленок методом КЛ показали, что на обеих гранях подложки в эпитаксиальном слое преобладал политип 3C-SiC. Помимо кубического политипа, в эпитаксиальном слое наблюдались включения 15R-SiC. Появление этих включений свидетельствует о том, что во время начальной стадии роста в данной области не произошло трансформации политипа 15R→3C, и впоследствии шел рост политипа подложки. Плотность включений 15R-SiC в эпитаксиальном слое, выращенном на C-границе (2–3% от общей площади эпислея), на порядок меньше плотности включений у образца, выращенного на Si-границе (10–15% от общей площади эпислея). Разница относительной плотности этих включений говорит о том, что пленка 3C-SiC на C-границе росла более равномерно и содержит меньше структурных дефектов. Спектры КЛ поверхности 3C-слоя для образцов, выращенных на C-границе (рис. 1, а) и Si-границе (рис. 1, б), показывают характерную для 3C-SiC люминесценцию. Широкая полоса 1,8–2,2 эВ с тремя максимумами – 1,95, 2,04 и 2,13 эВ – это характерная люминесценция излучательных переходов с участием глубоких акцепторных примесей Al [15–20]. Разница между спектрами, полученными на слоях, выращенных на Si- и C-гранях, состоит в наличии пика с центром на 2,3 эВ, который относится к переходам с донорного уровня *N*, называемым краевой люминесценцией. Наличие и относительная интенсивность этой полосы в спектре зависит от структурного качества кристалла: при большом количестве дефектов интенсивные излучательные переходы, связанные с этими дефектами, и безызлучательные переходы подавляют краевую люминесценцию. Сравнение интенсивностей люминесценции также показывает, что на образце со слоем, выращенном на Si-границе, люминесценция слабее, т.е. подавлена большим количеством структурных дефектов в кристалле. Таким образом, можно заключить, что слой, выращенный на C-границе, имеет меньше дефектов, чем слой, выращенный на Si-границе.

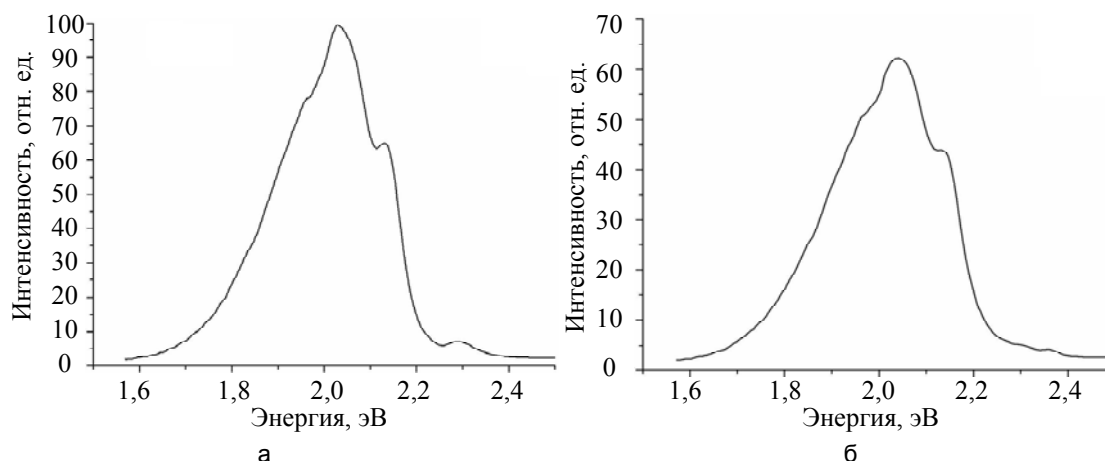


Рис. 1. Спектр катодолуминесценции слоя 3C-SiC, выращенного на: C-грани (а); Si-грани (б)

Структурные исследования

В случае гетерополитипного роста пленка 3C-SiC имеет кристаллографическую ориентацию, отличную от использовавшейся для роста подложки 15R-SiC. При использовании подложки с поверхностью (0001) рост кубического политипа проходит в направлении $\langle 111 \rangle$. При зарождении кубического эпитаксиального слоя одновременно в разных точках (местах) гексагональной подложки ориентация отдельных доменов 3C-SiC вдоль поверхности роста может иметь два кристаллографических положения, которые отличаются друг от друга разворотом на 60° . На границе двух доменов (двойников) из-за несовпадения кристаллографической ориентации наблюдается значительное увеличение плотности дефектов упаковки. Такие двойниковые границы легко различимы в оптическом микроскопе. В настоящее время одной из основных проблем в гетероэпитаксии 3C-SiC является увеличение площади отдельных доменов 3C-SiC.

На рис. 2 представлены оптические фотографии эпитаксиальных слоев 3C-SiC, выращенных на полярных гранях. У обоих образцов наблюдается достаточно высокая плотность двойниковых границ, однако на C-грани распределение этих границ имеет более равномерный характер (рис. 2, а). Помимо этого, отдельные домены 3C-SiC, заключенные между двойниковыми границами, в среднем имеют большую площадь по сравнению с Si-гранью (рис. 2, б).

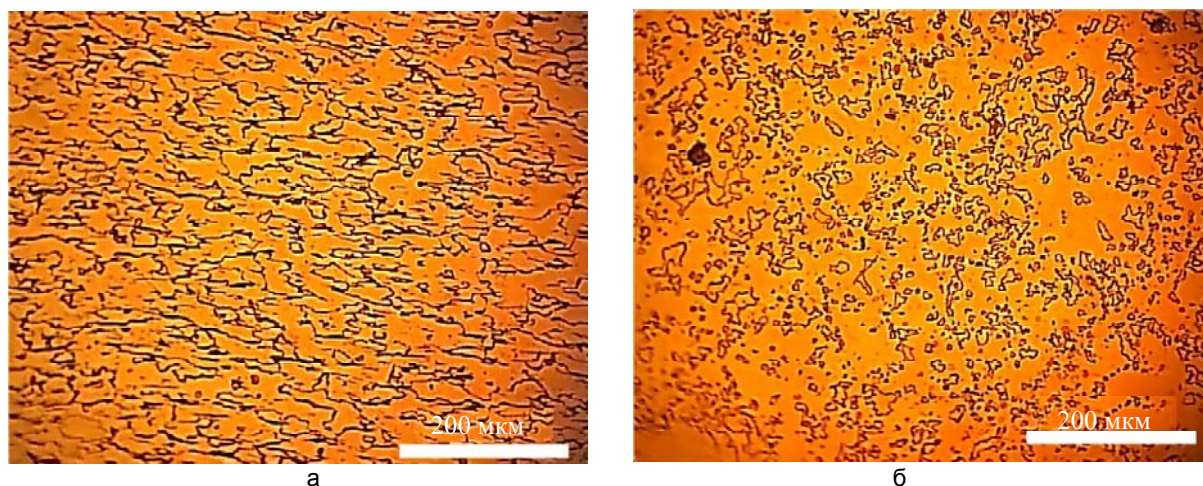


Рис. 2. Оптическое изображение поверхности эпитаксиального слоя 3C-SiC: рост на C-грани (а); рост на Si-грани (б)

Для определения структурного совершенства эпитаксиального слоя применялся метод рентгеновской дифрактометрии. На рис. 3 представлены рентгеновские кривые качания образцов, выращенных на C- и Si-гранях подложки 15R-SiC.

Как видно из рис. 3, на кривой качания от слоя, выращенного на Si-грани (рис. 3, б), наблюдаются два ярко выраженных пика от эпитаксиального слоя, в то время как на кривой качания (рис. 3, а) множественные пики от слоя отсутствуют. Положение пиков на кривой качания рис. 3, б, позволяет предположить, что в эпитаксиальном слое, выращенном на Si-грани, присутствуют области гомо- и гетероэпитаксиального роста, что подтверждает выводы, полученные из анализа спектров КЛ. Большая разница в значениях полуширины кривой качания для 3C-SiC для разных граней может объясняться тем, что при рент-

геновском исследовании захватывается не только эпитаксиальный слой, но переходная область между подложкой и эпислоем. По-видимому, при гетерополитипном росте на С-границе возникают напряжения на границе слой–подложка, что влечет за собой образование переходного слоя с увеличенной плотностью дефектов. КЛ захватывает только эпитаксиальный слой 3C-SiC, поэтому при исследовании данным методом на характер спектра оказывают влияние только дефекты, присутствующие в эпитаксиальном слое.

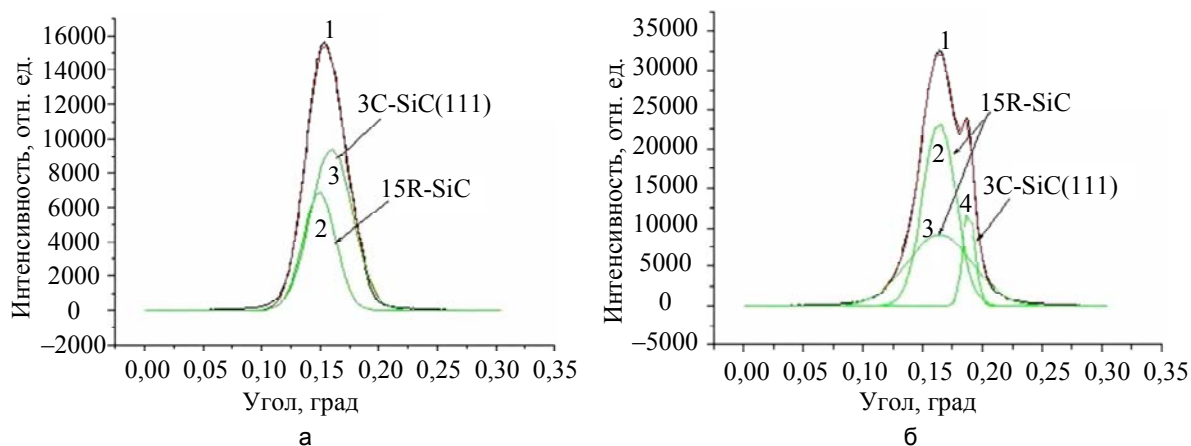


Рис. 3. Рентгеновская кривая качания образца 3C-SiC/15R-SiC.

- (а) Рост на С-границе. Общая кривая качания (1). Результат разложения по Гауссу: подложка 15R-SiC, полуширина пика - 100 arcsec (2); слой 3C-SiC, полуширина пика - 127 arcsec (3)
 (б) Рост на Si-границе. Общая кривая качания (1). Результат разложения по Гауссу: подложка 15R-SiC, полуширина пика - 98 arcsec (2); область включения политипа 15R-SiC в эпитаксиальном слое, полуширина пика - 197 arcsec (3); слой 3C-SiC, полуширина пика — 36 arcsec (4)

Заключение

Проведенные исследования показали возможность получения эпитаксиальных слоев 3C-SiC на подложках 15R-SiC. При этом, как и в случае использования подложки 6H-SiC, C(000 $\bar{1}$)-грань является предпочтительной для гетерополитипного роста, поскольку на ней наблюдается более равномерный рост кубического политипа с малым процентом паразитных включений политипа подложки.

В выполненных экспериментах не наблюдалось обнаруженного в работе [5] уменьшения средней плотности двойников в слое 3C-SiC по сравнению с ростом на подложках 6H-SiC. Возможно, это связано с тем, что в работе [5] использовался метод газотранспортной эпитаксии, и рост происходил при более низких температурах (1500 °C вместо 2000 °C в настоящей работе).

References

1. *Properties of Advanced Semiconductor Materials: GaN, AlN, InN, BN, SiC, SiGe*. Eds. M.E. Levinshtein, S.L. Rumyantsev, M.S. Shur. NY, John Wiley & Sons, 2001, 226 p.
2. Gorin S.N., Ivanova L.M. Cubic silicon carbide (3C-SiC): structure and properties of single crystals grown by thermal decomposition of methyl trichlorosilane in hydrogen. *Physica Status Solidi (B) Basic Research*, 1997, vol. 202, no. 1, pp. 221–245.
3. Nishino S., Powell J.A., Will H.A. Production of large area single-crystal wafers of cubic SiC for semiconductor devices. *Applied Physics Letters*, 1983, vol. 42, no. 5, pp. 460–462. doi: 10.1063/1.93970
4. Nilsson H.-E., Englund U., Hjelm M., Bellotti E., Brennan K. Full band Monte Carlo study of high field transport in cubic silicon carbide. *Journal of Applied Physics*, 2003, vol. 93, no. 6, pp. 3389–3394. doi: 10.1063/1.1554472
5. Spry D.J., Trunek A.J., Neudeck P.G. High breakdown field P-type 3C-SiC schottky diodes grown on step-free 4H-SiC mesas. *Materials Science Forum*, 2004, vol. 457–460, pp. 1061–1064.
6. Eriksson J., Weng M.H., Roccaforte F., Giannazzo F., Leone S., Raineri V. Toward an ideal Schottky barrier on 3C-SiC. *Applied Physics Letters*, 2009, vol. 95, no. 8, art. 081907. doi: 10.1063/1.3211965
7. Eriksson J., Weng M.-H., Roccaforte F., Giannazzo F., Leone S., Raineri V. Demonstration of defect-induced limitation on the properties of Au/3C-SiC Schottky barrier diodes. *Solid State Phenomena*, 2009, vol. 156–158, pp. 331–336. doi: 10.4028/www.scientific.net/SSP.156-158.331
8. Steckl A.J., Devrajan J., Tlali S., Jackson H.E., Tran C., Gorin S.N., Ivanova L.M. Characterisation of 3C-SiC crystals grown by thermal decomposition of methyltrichlorosilane. *Applied Physics Letters*, 1996, vol. 69, no. 25, pp. 3824–3826.
9. Bayazitov R.M., Khaibullin 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. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B*, 2003, vol. 206, pp. 984–988. doi: 10.1016/S0168-583X(03)00907-8
10. Yamanaka M., Daimon H., Sakuma E., Misawa S., Yoshida S. Temperature dependence of electrical properties of n-and p-type 3C-SiC. *Journal of Applied Physics*, 1987, vol. 61, no. 2, pp. 599–603. doi: 10.1063/1.338211
 11. Lebedev A.A. Heterojunctions and superlattices based on silicon carbide. *Semiconductor Science and Technology*, 2006, vol. 21, no. 6, pp. R17–R34. doi: 10.1088/0268-1242/21/6/R01
 12. Lebedev A.A., Zamoryanskaya M.V., Davydov S.Yu., Kirilenko D.A., Lebedev S.P., Sorokin L.M., Shustov D.B., Scheglov M.P. A study of the intermediate layer in 3C-SiC/6H-SiC heterostructures. *Journal of Crystal Growth*, 2014, vol. 396, pp. 100–103. doi: 10.1016/j.jcrysgro.2014.03.030
 13. Bulat P.V., Lebedev A.A., Makarov Yu.N. Issledovanie vozmozhnosti vyrashchivaniya ob'emnykh kristallov karbida kremniya politipa 3S dlya silovykh priborov [Possibility research for silicon carbide bulk crystals growth of 3C polytype for power devices]. *Scientific and Technical Journal of Information Technologies, Mechanics and Optics*, 2014, no. 3 (91), pp. 64–69.
 14. Chien F.R., Nutt S.R., Yoo W.S., Kimoto T., Matsunami H. Terrace growth and polytype development in epitaxial β -SiC films on α -SiC (6H and 15R) substrates. *Journal of Materials Research*, 1994, vol. 9, no. 4, pp. 940–954.
 15. Ikeda M., Matsunami H., Tanaka T. Site effect on the impurity levels in 4H, 6H and 15R SiC. *Physical Review B*, 1980, vol. 22, no. 6, pp. 2842–2854. doi: 10.1103/PhysRevB.22.2842
 16. Suzuki A., Matsunami H., Tanaka T. Photoluminescence due to Al, Ga, and B acceptors in 4H-, 6H-, and 3C-SiC grown from Si Melt. *Journal of the Electrochemical Society*, 1997, vol. 124, no. 2, pp. 241–246.
 17. Clemen L.L., Devaty R.P., MacMillan M.F., Yoganathan M., Choyke W.J., Larkin D.J., Powel J.A., Edmond J.A., Kong H.S. Aluminium acceptor four particle bound exciton complex in 4H, 6H, and 3C SiC. *Applied Physics Letters*, 1993, vol. 62, no. 23, pp. 2953–2955. doi: 10.1063/1.109627
 18. Yoganathan M., Choyke W.J., Devaty R.P., Neudeck P.G. Free to bound transition-related electroluminescence in 3C and 6H SiC p^+n junctions at room temperature. *Journal of Applied Physics*, 1996, vol. 80, no. 3, pp. 1763–1767.
 19. Choyke W.J., Patrick L. Luminescence of donor-acceptor pairs in cubic SiC. *Physical Review B*, 1970, vol. 2, no. 12, pp. 4959–4965. doi: 10.1103/PhysRevB.2.4959
 20. Altaiskii Yu.M., Avramenko S.F., Guseva O.A., Kiselev V.S. Kraevaya fotoluminescenciya kubicheskogo karbida kremniya [Edge photoluminescence of cubic silicon carbide]. *Soviet Physics. Semiconductors*, 1987, vol. 21, p. 2072.

Лебедев Александр Александрович	– доктор физико-математических наук, профессор, руководитель отделения, ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, 194021, Российская Федерация, Shura.lebe@mail.ioffe.ru
Лебедев Сергей Павлович	– научный сотрудник, ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, 194021, Российская Федерация, lebedev.sergey@mail.ioffe.ru
Никитина Ирина Петровна	– ведущий инженер, ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, 194021, Российская Федерация, Irina.nikitina45@gmail.com
Школдин Виталий Алексеевич	– лаборант, ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, 194021, Российская Федерация, mail@al404.spb.ru
Шустов Денис Борисович	– научный сотрудник, ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, 194021, Российская Федерация, daka.df@gmail.com
Alexander A. Lebedev	– D.Sc., Professor, Divisional head, Ioffe Institute, Saint Petersburg, 194021, Russian Federation, Shura.lebe@mail.ioffe.ru
Sergei P. Lebedev	– scientific researcher, Ioffe Institute, Saint Petersburg, 194021, Russian Federation, lebedev.sergey@mail.ioffe.ru
Irina P. Nikitina	– leading engineer, Ioffe Institute, Saint Petersburg, 194021, Russian Federation, Irina.nikitina45@gmail.com
Vitaliy A. Shkoldin	– laboratory assistant, Ioffe Institute, Saint Petersburg, 194021, Russian Federation, mail@al404.spb.ru
Denis B. Shustov	– scientific researcher, Ioffe Institute, Saint Petersburg, 194021, Russian Federation, daka.df@gmail.com