Министерство науки и высшего образования
Российской Федерации
Федеральное государственное
бюджетное образовательное учреждение
высшего образования
«Тверской государственный университет»

**ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ
ИЗУЧЕНИЯ КЛАСТЕРОВ,
НАНОСТРУКТУР
И НАНОМАТЕРИАЛОВ**

**PHYSICAL AND CHEMICAL ASPECTS
OF THE STUDY OF CLUSTERS,
NANOSTRUCTURES AND
NANOMATERIALS**

**FIZIKO-HIMIČESKIE ASPEKTY
IZUČENIÂ KLASTEROV,
NANOSTRUKTUR I NANOMATERIALOV**

выпуск 13

ТВЕРЬ 2021

УДК 620.22:544+621.3.049.77+539.216.2:537.311.322: 530.145

ББК Ж36:Г5+В379

Ф50

Рецензирование статей осуществляется на основании Положения о рецензировании статей и материалов для опубликования в журнале «Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов».

Официальный сайт издания в сети Интернет:

<https://www.physchemaspects.ru>

Ф50 Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов [Текст]. – Тверь: Издательство Тверского государственного университета, 2021. – Вып. 13. – 956 с.

Зарегистрирован Федеральной службой по надзору в сфере связи, информационных технологий и массовых коммуникаций, свидетельство о регистрации СМИ ПИ № ФС77-47789 от 13.12.2011.

Издание составлено из оригинальных статей, кратких сообщений и обзоров теоретического и экспериментального характера, отражающих результаты исследований в области изучения физико-химических процессов с участием кластеров, наноструктур и наноматериалов физики, включая межфазные явления и нанотермодинамику. Журнал предназначен для научных и инженерно-технических работников, преподавателей ВУЗов, студентов и аспирантов. Издание подготовлено на кафедре общей физики Тверского государственного университета.

Переводное название: Physical and chemical aspects of the study of clusters, nanostructures and nanomaterials

Транслитерация названия: Fiziko-himičeskie aspekty izučeniâ klasterov, nanostruktur i nanomaterialov

УДК 620.22:544+621.3.049.77+539.216.2:537.311.322: 530.145

ББК Ж36:Г5+В379

Print ISSN 2226-4442

Online ISSN 2658-4360

© Коллектив авторов, 2021

© Тверской государственнй университет, 2021

УДК 621.315.592

Оригинальная статья

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ СНИЖЕНИЯ ПЛОТНОСТИ ДИСЛОКАЦИЙ НЕСООТВЕТСТВИЯ В ПЛЕНКАХ Ge / Si С БУФЕРНЫМ СЛОЕМ

В.А. Лапин^{1,2}, А.А. Кравцов^{1,2}, Д.С. Кулешов², Ф.Ф. Малявин²

¹ФГБУН «Федеральный исследовательский центр Южный научный центр Российской академии наук»

344006, Россия, Ростов-на-Дону, пр. Чехова, 41

²ФГАОУ ВО «Северо-Кавказский федеральный университет»

355017, Россия, Ставрополь, ул. Пушкина, 1

viacheslavlapin@yandex.ru

DOI: 10.26456/pcascnn/2021.13.263

Аннотация: В работе исследована возможность улучшения качества гетероэпитаксиальных структур *Ge/Si* с буферным слоем. Показано, что при использовании подготовительного слоя, состоящего из наноструктур, заросших низкотемпературным буферным слоем, возможно проявление так называемого эффекта аннигиляции дислокаций несоответствия в объеме буферного слоя *Buf*, что значительно улучшает приборное качество получаемых структур. Представлена зависимость морфологии поверхности слоя чистого *Ge* на буфере от времени роста наноструктур в интерфейсе *Si/Buf*. Выявлены оптимальные технологические параметры роста наноструктур для получения слоя *Ge* с минимальным значением шероховатости. Наилучших результатов удалось достичь при времени осаждения наноструктур 2 мин. При этом была достигнута минимальное значение шероховатости поверхности, равное 78 нм. Показано, что при дальнейшем увеличении размеров наноструктур, процесс аннигиляции дефектов замедляется, и рост низкотемпературного буферного слоя сменяется трехмерным островковым ростом, что увеличивает перепады рельефа поверхности выращиваемого слоя.

Ключевые слова: гетероэпитаксия, молекулярно-лучевая эпитаксия, дислокации несоответствия, буферный слой, аннигиляция дефектов.

1. Введение

Получение германий-кремниевых слоев приборного качества с минимальными значениями плотности дислокации и шероховатости поверхности является перспективной задачей технологии полупроводниковых материалов [1-3]. Ранее было показано [4, 5], что в зависимости от условий роста рассогласованных по параметрам решетки материалов возможно получение структур различной топологии. Это может быть как островковый рост, при котором реализуется преимущественно механизм упругой релаксации [6], так и рост сплошных пленок, релаксация напряжений в которых происходит за счет генерации дислокаций несоответствия (ДН). При определенных условиях дислокации могут смещаться. При встрече противоположно направленных дислокаций может произойти их взаимоуничтожение, т.н. аннигиляция дефектов, что позволяет выйти на параметр решетки гетероэпитаксиального материала в режиме двумерного роста.

© В.А. Лапин, А.А. Кравцов, Д.С. Кулешов, Ф.Ф. Малявин, 2021

Настоящее исследование направлено на изучение возможности аннигиляции дислокаций в пленке *Ge/Buf/Si* при помощи особой методики выращивания буферного слоя. В качестве источника зарождения плотной упорядоченной сетки ДН использован массив регулярных hut-островков. Качество конечной структуры анализировалось по топологии поверхности верхнего слоя чистого *Ge*. Подобный механизм генерации ДН и их последующей аннигиляции является весьма перспективным при создании искусственных подложек *SiGe*.

2. Теоретический анализ

Аннигиляция дефектов способствует снижению плотности дислокаций. В качестве оптимальных условий увеличения скорости аннигиляции пронизывающих дислокаций (ПД) необходим большой радиус взаимодействия ПД, а также повышенная концентрация точечных дефектов [7]. Таким образом, вероятность аннигиляции постепенно снижается по мере релаксации структуры. Для повышения концентрации точечных дефектов, как правило, используются низкотемпературные слои или ионно-имплантированные подложки.

Для того чтобы доля аннигилировавших ПД увеличивалась, предпочтительным является создание низкой плотности протяженных ДН, а не формирование «коротких» сегментов ДН высокой плотности. Отсюда следует, что скорость зарождения дислокаций необходимо снижать и создать благоприятные условия для увеличения скорости разбегания ПД.

Очень важны свойства источников зарождения ДН. Ведь необходимы условия для их умеренного введения и последующего разбегания ПД. Генерация дислокаций несоответствия на поверхности оказывается реальной даже при низких температурах ~ 350 °С [8]. Самоорганизация первичной сетки ДН на точечных дефектах низкотемпературных (low temperature – LT) слоев кремния (LT *Si*) или кремний-германия (LT *GeSi*) также может играть важную положительную роль для увеличения вероятности аннигиляции ДН в слое.

В некоторых исследованиях [9] для создания плотной сетки дислокаций применялась имплантация гетероструктуры *GeSi/Si* ионами Ge^+ на глубину ниже гетерограницы с последующим отжигом. Тем самым стимулировалось равномерное распределение прорастающих сегментов дислокаций. Этим и объясняется низкая плотность ПД в структуре. Иногда применяется подготовленная подложка *Si*, имплантированная ионами Ge^+ или Si^+ . После высокотемпературной обработки производится рост *SiGe* слоя [10].

В качестве другой методики в работе [11] применялся трехступенчатый эпитаксиальный рост со структурой

$Ge / Ge_{seed} / GeSi_{buffer} / Si(100)$. Упорядоченные асимметричные краевые дислокации на буферном интерфейсе располагаются с определённой периодичностью. При этом утверждается, что они являются промежуточной стадией при формировании «правильных» краевых ДН с низкой плотностью в процессе пластической релаксации напряженной пленки.

3. Методика эксперимента

Образцы данной серии были получены по следующей методике: на поверхности подложки Si выращиваются островки Ge . В зависимости от эффективной толщины Ge (от времени распыления) варьируется их размер и плотность. Сформированные nanoостровки германия в дальнейшем зарастаются буферным слоем сплава Ge_x / Si_{1-x} при пониженной температуре роста (см. рис. 1 в). Возникшие в низкотемпературном слое дислокации «скользят» и аннигилируют при последующем термоциклировании. Таким образом, снижается плотность пронизывающих дислокаций. Данная структура, полученная на подложке кремния, будет являться «подготовительным» слоем. Об изменении качества структуры в подготовительном слое можно судить по топологии поверхности «контрольного» слоя.

Рис. 1. Схематическое изображение профиля структур: а) $Ge / Si(100)$; б) $Ge / LTGe_xSi_{1-x} / Si(100)$; в) $Ge / LTGe_xSi_{1-x} / ni / Si(100)$; г) $Ge / (LTGe_xSi_{1-x} / ni)_3 / Si(100)$.

Данная серия экспериментов нацелена на выявление зависимости морфологии «контрольного» слоя германия от состава и условий получения «подготовительного» слоя. Идея «подготовительного» слоя состоит в том, что в нем за счет аннигиляции будет происходить снижение плотности дислокаций, появление которых обусловлено разностью параметров решетки германия и кремния. Центрами зарождения дислокаций служат островки германия с высокой плотностью

распределения. Областью, где зародившиеся дислокации «скользят» и, при термоциклировании, аннигилируют, является низкотемпературный слой Ge_x/Si_{1-x} . По параметрам структуры «контрольного» слоя можно косвенно судить о плотности дислокаций. Предельное значение остаточных газов в ростовой камере в процессе роста составляло $3 \cdot 10^{-6}$ Па. Подготовка пластин кремния перед эпитаксией состояла из 2 этапов: 1) удаление оксидного слоя SiO_2 плавиковой кислотой HF с последующей промывкой в деионизованной воде; 2) отжиг в условиях сверхвысокого вакуума при температуре $850^\circ C$ в течение 10 минут. «Подготовительный» слой формировался следующим образом: рост островков германия происходил при температуре подложки $T_s = 550^\circ C$ с эффективной скоростью роста $v = 0,8$ нм/мин. Далее в течение 10 минут температура понижалась до $350^\circ C$, затем выращивался низкотемпературный слой Ge_x/Si_{1-x} толщиной 100 нм. При последующем термоциклировании температура изменялась между 400 и $750^\circ C$ (см. рис. 2).

Рис. 2. Изменение температуры подложки при термоциклировании (высокотемпературного отжига).

Таблица 1. Варьируемые параметры экспериментальных образцов.

Номер образца	Количество «подготовительных» слоев	Время выращивания наноструктур Ge , мин	Термоциклирование	Значение x в сплаве Ge_xSi_{1-x}
1	—	—	—	—
2	1	—	+	0,5
3	1	1	+	0,5
4	1	2	+	0,5
5	1	3	+	0,5
6	1	4	+	0,5
7	1	4	—	0,5
8	1	6	+	0,5
9	3	1 слой – 4	+	1 слой – 0,3
		2 слой – 4	+	2 слой – 0,5
		3 слой – 4	+	3 слой – 0,9

Количество «подготовительных» слоев для каждого образца приведено в Таблице 1. Так, образцы 2-8 имеют по одному подготовительному слою, в образце 9 таких слоев 3. «Контрольный слой» *Ge* выращен при температуре подложки 600°C и имеет эффективную толщину 250 нм для всех образцов. Варьируемые параметры образцов приведены в Таблице 1. Полученные образцы были исследованы с помощью атомно-силового микроскопа (АСМ) NT-MDT Ntegra. Обработка полученных изображений произведена в программной среде Nova 1000.

4. Результаты и их обсуждение

Образец 1 имеет слой германия эффективной толщиной 250 нм (см. рис. 1 а) и представляет собой эталон, с параметрами которого проводилось сравнение остальных образцов. Так как *Ge*-пленка данного образца выращивалась без применения буфера, то при таком сравнении возможно оценить целесообразность применения обсуждаемой методики.

Таблица 2. Статистические параметры рельефа поверхности «контрольного» слоя.

Образец	Средняя длина l , нм	Средняя ширина d , нм	Средняя высота h , нм	Шероховатость σ , нм	Плотность массива островков N , 10^{11} см $^{-2}$
1	2233	1603	428,4	110,8	3,1
2	2981	1667	538,4	121,5	3,2
3	2824	1647	398,5	129,8	2,8
4	1659	1313	299,9	78,4	3,8
5	2255	1641	389,5	99,2	3,6
6	2039	1255	373,6	141,7	2,6
7	2340	1737	301,1	81,0	3,4
8	2314	1373	467,0	146,9	2,5
9	2535	1619	347,4	85,4	3,6

Образец 7 был получен без термоциклирования низкотемпературного слоя. Все остальные параметры роста идентичны с образцом 6. Однако шероховатость поверхности образца 7 ниже (см. Таблицу 2). Такой парадокс объясняется тем, что при формировании пленки параллельно происходят два процесса, влияющие на конечную шероховатость: релаксация слоя и аннигиляция дислокаций. Причем первый процесс происходит во всех образцах независимо от размера nanoостровков, в то время как для второго процесса зависимость от их размера является основополагающей. Чтобы выяснить, какой размер nanoостровков является оптимальным, проанализируем график влияния этого параметра на шероховатость σ , плотность массива островков N , высоту островковых образований на поверхности h (см. рис. 3). Так как размер nanoостровков коррелирует со временем их осаждения, то и графики зависимости перечисленных параметров от размера будут идентичными таковым от времени. Это сделано для удобства технологического контроля.

Рис. 3. Зависимость морфологии поверхности структуры $Ge/LTGe_xSi_{1-x}/ni/Si(100)$ от времени осаждения наноструктур.

Из графика зависимости шероховатости поверхности от времени осаждения наноструктур (см. рис. 2 а) видно, что лучших результатов с точки зрения структурного совершенства удалось достичь при времени осаждения наноструктур $t_{ni} = 2$ мин (шероховатость $\sigma = 78$ нм), т.е. в образце 4. Предположение об аннигиляции дислокаций в «подготовительном» слое при помощи наноструктур подтверждается тем, что в образце 4 значение шероховатости значительно меньше, чем у образца 2 со структурой $Ge/LTGe_xSi_{1-x}/ni/Si(100)$ с шероховатостью $\sigma = 121$ нм и высотой $h = 538$ нм. Однако, при увеличении t_{ni} до 4 мин, как отмечалось выше, «контрольный» слой становится даже более рельефным, чем без «подготовительного» слоя, т.е. аннигиляции ДН не происходит, режим роста пленки переходит к трехмерному на стадии низкотемпературного роста. Влияние нескольких подготовительных слоев (образец 9) на совершенство структуры типа $Ge/(LTGe_xSi_{1-x}/ni)_3/Si(100)$ не обеспечивает желаемого результата. Предполагается, что это связано с большим числом генерируемых «коротких» ДН. Следовательно, более перспективной представляется структура типа $Ge/LTGe_xSi_{1-x}/ni/Si(100)$, в которой возникшие на наноструктурах «длинные» ДН имеют возможность

аннигилировать при термоциклировании в низкотемпературном слое.

5. Заключение

Сравнение полученных образцов с эталонным показало состоятельность методики улучшения структуры путем взаимоуничтожения ПД. Применение каскада подготовительных слоев, в которых аннигиляция дефектов должна последовательно снижать плотность пронизывающих дислокаций, не принесло ожидаемых результатов. Образцы, полученные данным способом, оказались хуже по исследуемым параметрам образцов, в которых применялся только один буферный слой, что объясняется зарождением большого количества «коротких» ПД, уменьшающих вероятность проявления процесса аннигиляции.

Работа выполнена в рамках госзаказа Южного научного центра Российской академии наук на 2019 год (проекты № 01201354240 и № АААА-А19-119040390081-2). Исследования проводились на оборудовании Центра коллективного пользования Северо-Кавказского федерального университета.

Библиографический список:

1. **Nikiforov, A.I.** Elastically stressed pseudomorphic *SiSn* island array formation with a pedestal on the *Si*(100) substrate using *Sn* as a growth catalyst / A.I. Nikiforov, V.A. Timofeev, V.I. Mashanov et al. // Journal of Crystal Growth. – 2019. – V. 518. – P. 103-107. DOI: 10.1016/j.jcrysgro.2019.04.021.
2. **Долбак, А.Е.** Диффузия *Ag, Sn* и *Pb* по атомарно-чистой поверхности *Ge*(111) / А.Е. Долбак, Р.А. Жачук // Журнал экспериментальной и теоретической физики. – 2019. – Т. 156. – Вып. 3 (9). – С. 467-473. DOI: 10.1134/S0044451019090098.
3. **Hui, H.Y.** Low-temperature growth of axial *Si/Ge* nanowire heterostructures enabled by trisilane / H.Y. Hui, M. de la Mata, J. Arbiol, M.A. Filler // Chemistry of Materials – 2017. – V. 29. – I. 8. – P. 3397-3402. DOI: 10.1021/acs.chemmater.6b03952.
4. **Лунин, Л.С.** Влияние характера изменения температуры подложки в процессе роста на топологию поверхности пленки *Ge/Si*(100) / Л.С. Лунин, М.Д. Бавижев, И.А. Сысоев и др. // Вестник Российского университета дружбы народов: серия инженерные исследования. – 2012. – № 3. – С. 98-103.
5. **Lunin, L.S.** Dependence of the surface topology and Raman scattering spectra of *Ge_xSi_{1-x}* / *Si* films on the composition variation over the layer thickness / L.S. Lunin, I.A. Sysoev, M.D. Bavizhev et al. // Crystallography Reports, 2013. – V. 58. – I. 3. – P. 509-512. DOI: 10.1134/S1063774513030127.
6. **Lapin, V.A.** Investigation of the peculiarities of *Ge* island growth on *Si*(100) under MBE conditions / V.A. Lapin, B.M. Sinelnikov, M.D. Bavizhev et al. // Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques. – 2013. – V. 7. – I. 3. – P. 493-496. DOI: 10.1134/S1027451013030075.
7. **Kasper, E.** New virtual substrate concept for vertical MOS transistors / E. Kasper, K. Lyutovich, M. Bauer, M. Oehme // Thin Solid Films. – 1998. – V. 336. – I. 1-2. – P. 319-322. DOI: 10.1016/S0040-6090(98)01317-0.
8. **Bolhovityanov, Yu.B.** Origination of misfit dislocations at the surface during the growth of *GeSi/Si*(001) films by low-temperature (300–400 °C) molecular-beam epitaxy / Yu.B. Bolhovityanov, A.S. Deryabin, A.K. Gutakovskii et al. // Semiconductors. – 2006. – V. 40. – I. 3. – P. 319-326. DOI: 10.1134/S1063782606030122.
9. **Аврутин, В.С.** Низкотемпературная релаксация упругих напряжений в *SiGe/Si*-гетероструктурах, облученных ионами *Ge⁺* / В.С. Аврутин, Ю.А. Агафонов, А.Ф. Вяткин и др. // Физика и техника полупроводников. – 2004. – Т. 38. – Вып. 3. – С. 325-330.
10. **Savano, K.** Fabrication of high quality *SiGe* relaxed thin layers by ion implantation technique with *Ar₂Si*

and Ge ions / K. Savano, A. Fukumoto, Y. Hoshi, et al. // *Thin Sol. Films.* – 2008. – V. 517. – I. 1. – P. 87-89. DOI: 10.1016/j.tsf.2008.08.109.

11. **Bolkhovityanov, Yu.B.** Mechanism of induced nucleation of misfit dislocation in the Ge-on-Si(001) system and its role in the formation of the core structure of edge misfit dislocations / Yu.B. Bolkhovityanov, A.S. Deryabin, A.K. Gutakovskii, L.V. Sokolov // *Acta Materialia.* – 2013. – V. 61. – I. 2. – P. 617-621. DOI: 10.1016/j.actamat.2012.09.082.

References:

1. Nikiforov A.I., Timofeev V.A., Mashanov V.I., et al. Elastically stressed pseudomorphic SiSn island array formation with a pedestal on the Si(100) substrate using Sn as a growth catalyst, *Journal of Crystal Growth*, 2019, vol. 518, pp. 103-107. DOI: 10.1016/j.jcrysgro.2019.04.021.
2. Dolbak A.E., Zhachuk R.A. Diffusion of Ag, Sn, and Pb over atomically clean Ge(111) surface, *Journal of Experimental and Theoretical Physics*, 2019, Vol 129, issue 3, pp. 391-396. DOI: 10.1134/2FS1063776119080028.
3. Hui H.Y., de la Mata M., Arbiol J., Filler M.A. Low-temperature growth of axial Si/Ge nanowire heterostructures enabled by trisilane, *Chemistry of Materials*, 2017, vol. 29, issue 8, pp. 3397-3402. DOI: 10.1021/acs.chemmater.6b03952.
4. Lunin L.S., Bavizhev M.D., Sysoev I.A., et al. Vliyanie kharaktera izmeneniya temperatury podlozhki v protsesse rosta na topologiiyu poverkhnosti plenki Ge/Si(100) [The influence of the substrate temperature change character during the growth on the topology of the Ge/Si(100) film surface], *Vestnik Rossiiskogo universiteta družby narodov. Seriya: inzhenernye issledovaniya [RUDN Journal of Engineering Researches]*, 2012, no. 3, pp. 98-103. (in Russian).
5. Lunin L.S., Sysoev I.A., Bavizhev M.D., et al. Dependence of the surface topology and Raman scattering spectra of Ge_xSi_{1-x}/Si films on the composition variation over the layer thickness, *Crystallography reports*, 2013, vol. 58, issue 3, pp. 509-512. DOI: 10.1134/S1063774513030127.
6. Lapin V.A., Sinelnikov B.M., Bavizhev M.D., et al. Investigation of the peculiarities of Ge island growth on Si(100) under MBE conditions, *Journal of surface investigation: X-ray, synchrotron and neutron techniques*, 2013, vol. 7, issue 3. – P. 493-496. DOI: 10.1134/S1027451013030075.
7. Kasper E., Lyutovich K., Bauer M., Oehme M. New virtual substrate concept for vertical MOS transistors, *Thin Solid Films*, 1998, vol. 336, issue 1-2, pp. 319-322. DOI: 10.1016/S0040-6090(98)01317-0.
8. Bolhovityanov Yu.B., Deryabin A.S., Gutakovskii A.K. et al. Origination of misfit dislocations at the surface during the growth of GeSi/Si(001) films by low-temperature (300–400 °C) molecular-beam epitaxy, *Semiconductors*, 2006, vol. 40, issue 3, pp. 319-326. DOI: 10.1134/S1063782606030122.
9. Avrutin V.S., Agafonov Yu.A., Vyatkinet A.F. al. Low-temperature strain relaxation in SiGe/Si heterostructures irradiated with Ge⁺ ions, *Semiconductors*, 2004, vol. 38, issue 3, pp. 313-318. DOI: 10.1134/1.1682335.
10. Savano K., Fukumoto A., Hoshi Y., et al. Fabrication of high quality SiGe relaxed thin layers by ion implantation technique with Ar, Si and Ge ions, *Thin Solid Films*, 2008, vol. 517, issue 1, pp. 87-89. DOI: 10.1016/j.tsf.2008.08.109.
11. Bolkhovityanov Yu.B., Deryabin A.S., Gutakovskii A.K., Sokolov L.V. Mechanism of induced nucleation of misfit dislocation in the Ge-on-Si(001) system and its role in the formation of the core structure of edge misfit dislocations, *Acta Materialia*, 2013, vol. 61, issue 2, pp. 617-621. DOI: 10.1016/j.actamat.2012.09.082.

Original paper

INVESTIGATION OF POSSIBILITY OF THE MISFIT DISLOCATION DENSITY REDUCTION IN GE/SI FILMS WITH A BUFFER LAYER

V.A. Lapin^{1,2}, A.A. Kravtsov^{1,2}, D.S. Kuleshov², F.F. Malyavin²

¹*Federal Research Centre The Southern Scientific Centre of The Russian Academy of Sciences,
Rostov-on-Don, Russia*

²*North-Caucasus Federal University, Stavropol, Russia*

DOI: 10.26456/pcascnn/2021.13.263

Abstract: The possibility of improving the quality of Ge/Si heteroepitaxial structures with a buffer

layer is investigated. It is shown that when using a preparatory layer consisting of nanostructures overgrown with a low-temperature buffer layer, it is possible to manifest the so-called effect of annihilation of the misfit dislocations in the bulk of the buffer layer *Buf*, which significantly improves the quality of the resulting structures. The dependence of the morphology of the surface of the pure *Ge* layer on the buffer on the growth time of nanostructures in the *Si/Buf* interface is presented. The optimal technological parameters of the growth of nanostructures for obtaining a *Ge* layer with a minimum roughness value are revealed. The best results were achieved when the deposition time of nanostructures was 2 min. At the same time, the minimum surface roughness value of 78 nm was achieved. It is shown that with a further increase in the size of the nanostructures, the process of annihilation of defects slows down, and the growth of the low-temperature buffer layer is replaced by a three-dimensional island growth, which increases the differences in the relief of the surface of the grown layer.

Keywords: heteroepitaxy, molecular beam epitaxy, misfit dislocations, buffer layer, defect annihilation.

Лалин Вячеслав Анатольевич – к.т.н., старший научный сотрудник лаборатории физики и технологии полупроводниковых наногетероструктур для СВЧ-электроники и фотоники ФГБУН «Федеральный исследовательский центр Южный научный центр Российской академии наук», научный сотрудник научно-исследовательской лаборатории физико-химических методов анализа научно-лабораторного комплекса чистых зон физико-технического факультета ФГАОУ ВО «Северо-Кавказский федеральный университет»

Кравцов Александр Александрович – к.т.н., старший научный сотрудник лаборатории физики и технологии полупроводниковых наногетероструктур для СВЧ электроники и фотоники ФГБУН «Федеральный исследовательский центр Южный научный центр Российской академии наук», научный сотрудник научно-исследовательской лаборатории керамики и технохимии научно-лабораторного комплекса чистых зон физико-технического факультета ФГАОУ ВО «Северо-Кавказский федеральный университет»

Кулешов Дмитрий Сергеевич – инженер научно-исследовательской лаборатории физико-химических методов анализа научно-лабораторного комплекса чистых зон физико-технического факультета ФГАОУ ВО «Северо-Кавказский федеральный университет»

Малыгин Федор Федорович – заведующий научно-исследовательской лабораторией высокотемпературных методов синтеза научно-лабораторного комплекса чистых зон физико-технического факультета ФГАОУ ВО «Северо-Кавказский федеральный университет»

Viacheslav A. Lapin – Ph. D., Senior Researcher, Laboratory of Physics and Technology of Semiconductor Nanoheterostructures for Microwave Electronics and Photonics, Federal Research Center The Southern Scientific Center of the Russian Academy of Sciences, Researcher of the Research Laboratory of Physicochemical Methods of Analysis, Scientific and Laboratory Complex of Clean Rooms, Physics and Technology Faculty, North-Caucasus Federal University

Aleksandr A. Kravtsov – Ph. D., Senior Researcher, Laboratory of Physics and Technology of Semiconductor Nanoheterostructures for Microwave Electronics and Photonics, Federal Research Center The Southern Scientific Centre of the Russian Academy of Sciences, Researcher, Scientific-research Laboratory of Ceramics and Technochemistry, Scientific-laboratory Complex of Clean Rooms, Physics and Technology Faculty, North-Caucasus Federal University

Dmitry S. Kuleshov – Engineer, Research Laboratory of Physicochemical Methods of Analysis, Scientific and Laboratory Complex of Clean Rooms, Physics and Technology Faculty, North-Caucasus Federal University

Fedor F. Malyavin – Head of the Research Laboratory of High-temperature methods of synthesis, Scientific and Laboratory Complex of Clean Rooms, Physics and Technology Faculty, North-Caucasus Federal University

Поступила в редакцию/received: 30.08.2021; после рецензирования/revised: 30.09.2021; принята/accepted 02.10.2021.