

Пластическая релаксация пленок GeSi/Si(001), выращенных в присутствии сурфактанта Sb методом молекулярной эпитаксии

© Ю.Б. Болховитянов[¶], А.С. Дерябин, А.К. Гутаковский, А.В. Колесников, Л.В. Соколов

Институт физики полупроводников Российской академии наук,
630090 Новосибирск, Россия

(Получена 31 октября 2006 г. Принята к печати 7 февраля 2007 г.)

Пластически релаксированные пленки GeSi с долей Ge, равной 0.29–0.42, и толщиной до 0.5 мкм выращены на подложках Si(001) с использованием низкотемпературного (350°C) буферного слоя Si и Sb как сурфактанта. Показано, что введение Sb, выглаживающей поверхность пленки на стадии псевдоморфного роста, понижает плотность пронизывающих дислокаций в пластически релаксированной гетероструктуре на 1–1.5 порядка, а также уменьшает финишную шероховатость поверхности. Среднеквадратичная величина шероховатости меньше чем 1 нм была получена для пленки с содержанием Ge 0.29 и с плотностью пронизывающих дислокаций около 10^6 см^{-2} . Предполагается, что влияние сурфактанта основано на том, что в присутствии Sb снижается активность поверхностных источников дислокаций.

PACS: 61.72.Lk, 68.35.Ct, 68.55.Jk, 81.15.Hi

1. Введение

Для того чтобы изготавливать различные структуры на кремниевых подложках, требуется создавать релаксированные буферные слои, которые могли бы служить как виртуальные подложки. С этой целью были созданы переменные по составу буферные слои [1], которые успешно применяются для различных типов приборов на основе GeSi [2,3]. Однако, для того чтобы получить низкую плотность пронизывающих дислокаций (ПД) в GeSi-структурах этим методом, толщина GeSi-пленок, как правило, должна быть не менее нескольких микрон, что нежелательно для приборных применений. Для того чтобы преодолеть эту проблему, был предложен метод низкотемпературного (НТ) буфера [4]. Используя НТ буфер, были получены пленки $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ толщиной меньше чем 1 мкм с низкой плотностью пронизывающих дислокаций и гладкой поверхностью [5–7]. Однако Linder et al. [5] отмечали, что низкотемпературный Si-буфер позволяет снизить плотность ПД в пленках $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ только при $x < 0.3$. Выращивая Si-буфер и $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ -пленки при одинаково низкой температуре (350–400°C) с последующим отжигом, мы показали в работах [8,9], что с ростом x от 0.2 до 0.3 наблюдается увеличение разброса в плотности ПД. Нам также не удалось вырастить GeSi-пленки с приемлемой плотностью ПД для $x > 0.3$.

На рис. 1 представлены результаты оценки плотности ПД в ступенчато выращенных пластически релаксированных пленках GeSi в зависимости от их состава по данным работ [5,8–13]. Пунктирная линия объединяет точки величин плотности ПД в пленках, выращенных при температурах $T \approx 550^\circ\text{C}$ и выше. Назовем их „классическими“. Видно, что в этих пленках плотность ПД, уже начиная с составов $x \approx 0.15$, близка к 10^8 см^{-2} , а по данным некоторых работ [5,6] превышает 10^9 см^{-2} .

При увеличении доли Ge $x > 0.2$ плотность ПД находится в пределах $10^8–10^{10} \text{ см}^{-2}$. Сравнение с данными для низкотемпературно-выращенных пленок (точки, объединенные штриховой линией [8]) показывает, что в интервале составов до $x \approx 0.3$ низкотемпературные пленки GeSi могут быть выращены с более низкой, чем в „классическом“ случае, и приемлемой для технических применений плотностью ПД $\sim 10^5–10^6 \text{ см}^{-2}$. Однако попытки снизить плотность ПД при $x > 0.3$ не привели к успеху: на рис. 1 видно, что плотность ПД в этом случае не отличается от характерной для „классических“ пленок.

Объяснение первой части такой зависимости (понижение плотности ПД в пленках $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ с $x < 0.3$ при использовании НТ Si) было дано нами в работах [9,14]. Заключается оно в том, что наличие выращенного при низкой температуре буферного слоя Si, содержащего повышенное количество вакансионных кластеров [15,16], способствует: а) повышению скорости скольжения дислокаций по крайней мере на порядок [14], а также б) понижению плотности внутренних центров зарождения дислокаций несоответствия [9]. В результате пластическая релаксация напряженной пленки обеспечивается более длинными дислокациями несоответствия, что приводит к снижению плотности ПД.

С ростом доли Ge в пленке GeSi основным источником центров зарождения дислокаций несоответствия становятся элементы поверхности, сформировавшиеся при переходе от двумерного (2D) к трехмерному механизму роста (3D). Согласно расчетам Tersoff, LeGoues [17], значение $x \approx 0.3$ и является той границей, после которой скорость зарождения дислокаций несоответствия на поверхностных концентраторах напряжений становится сравнимой со скоростью зарождения на внутренних источниках. В работах [18–20] мы экспериментально показали, что поверхностная составляющая зарождения дислокаций несоответствия имеет место

[¶] E-mail: bolkhov@isp.nsc.ru

Основные параметры изученных образцов и режимы их выращивания

Образец	Температура роста T , °C	Толщина, нм	Доля Ge x	Пластическая релаксация, %	Среднеквадратичная шероховатость, нм	Плотность пронизывающих дислокаций, см ⁻²
S17	450	20	0.42	0.7*	0.7	$(6 \cdot 10^7)^*$
H36	350	50	0.38	15	0.33	$(10^8)^*$
S13	450	100	0.38	46	0.48	$(\sim 10^8)^{**}$
S16	450	200	0.43	75	2.1	$(4 \cdot 10^8)^{**}$
S27	450	500	0.29	80	0.85	$(< 5 \cdot 10^7)^{**}, (10^5 - 10^6)^{***}$

Примечание. * Оценены из анализа ПЭМ-изображений продольного среза. ** Оценены из анализа ПЭМ-изображений поперечного среза. *** Определена после травления в травителе Шиммеля [27] путем подсчета ямок травления на изображениях в микроскопе Номарского и сканирующем электронном микроскопе.

уже при $x \approx 0.2$, а при $x \approx 0.3$ становится доминирующей даже при низких температурах роста (350–400°C). Именно поэтому отсутствие эффекта понижения плотности ПД при использовании НТ Si в области составов $x > 0.3$ можно объяснить существенно возрастающей с увеличением x скоростью зарождения дислокаций на несовершенствах поверхностного рельефа растущей напряженной пленки GeSi. Если это так, то пассивация перехода 2D → 3D с помощью сурфактантов может способствовать понижению плотности ПД в пластически релаксированных пленках $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ ступенчатого состава.

Изучению особенностей роста напряженных гетероструктур при использовании таких сурфактантов как сурьма и атомарный водород посвящено большое количество работ (см., например, Copel et al. [21], Jernigan et al. [22], Lambert et al. [23]). Эти исследования в основном затрагивают влияние сурфактантов на планар-

ность границ раздела в сверхрешетках на основе GeSi и на образование островков — „квантовых точек“ при осаждении чистого Ge на Si. В то же время исследования, направленные на изучение влияния сурфактантов на характер пластической релаксации гетероструктур GeSi/Si(001) с долей Ge $\approx 0.3-0.4$, в литературе отсутствуют.

В данной работе представлены результаты, свидетельствующие о положительном влиянии сурьмы как сурфактанта на понижение плотности ПД в пластически релаксированных пленках GeSi/HT-Si/Si(001), а также на уменьшение поверхностной шероховатости пленок.

2. Эксперимент

Детали экспериментов по выращиванию пленок GeSi/Si(001) с НТ Si-буфером (350°C) были описаны в работе [24]. При использовании Sb ее нанесение осуществлялось при температуре 350°C сразу после роста НТ Si. Образцы затем отжигались при 450°C в течение 10 мин для того, чтобы десорбировать многослойную пленку Sb, оставив приблизительно 1 монослой Sb [25,26].

Тип структурных дефектов и их пространственное распределение изучались просвечивающей электронной микроскопией (ПЭМ), используя микроскоп JEM-400EX. Состав слоев и степень релаксации механических напряжений определялись из рентгеновских кривых качания. В тех случаях, когда исходная степень пластической релаксации была низкой ($\sim 1\%$), эта величина оценивалась на основе подсчета плотности дислокаций несоответствия на ПЭМ-изображениях. Микроморфология поверхности роста изучалась атомно-силовой микроскопией (АСМ) в полу-контактном режиме с использованием микроскопа Solver P-47H NT-MDT.

Условия выращивания и основные параметры выращенных пленок приведены в таблице. Образцы S17 и H36 специально были выращены до небольших толщин для наблюдения начальной стадии пластической релаксации.

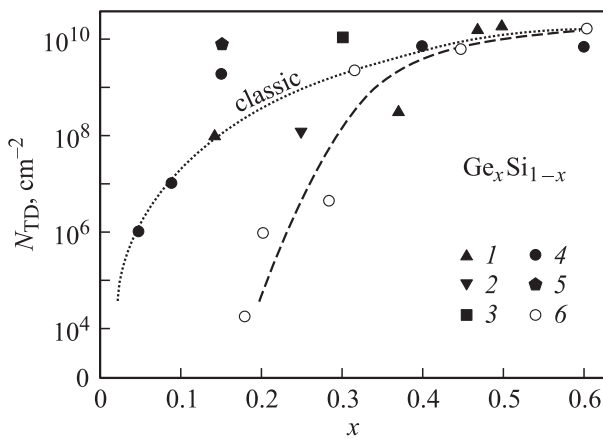


Рис. 1. Плотность пронизывающих дислокаций N_{TD} в пластически релаксированных пленках $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ ступенчато изменяемого состава в зависимости от доли Ge x по данным разных авторов. Символы 1–5 — рост пленок без низкотемпературного Si-буфера при $T \approx 550^\circ\text{C}$ и выше; 6 — наши данные [8]: низкотемпературный Si-буфер 50 нм, $T \approx 350-400^\circ\text{C}$, рост GeSi до 500 нм при той же T , отжиг при 700°C в течение 1 ч. Данные из работ: 1 — [11], 2 — [10], 3 — [12], 4 — [13], 5 — [5], 6 — [8,29]. Пунктирная и штриховая линии нанесены для визуализации общей тенденции изменения величины.

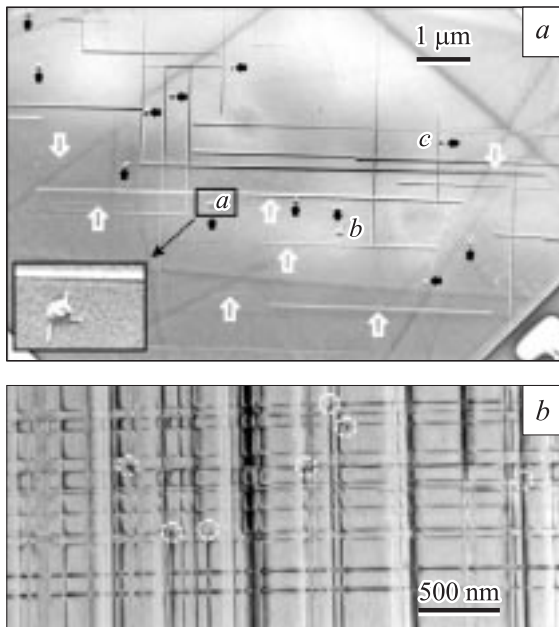


Рис. 2. Продольные ПЭМ-срезы образцов S17 (a) и N36 (b). Пронизывающие дислокации на рис. b обведены кружками.

3. Результаты и обсуждение

3.1. Начальные стадии пластической релаксации

Электронно-микроскопические изображения образцов S17 и N36 представлены на рис. 2. На ПЭМ-изображении образца S17, величина пластической релаксации которого менее 1%, наблюдаются в основном короткие дислокационные линии, что свидетельствует о зарождении дислокаций несоответствия незадолго до окончания роста. Наблюдаются также изменения контраста, являющиеся локальными центрами напряжений (отмечены черными стрелками) и связанные, по нашему мнению, с остаточными карбидными частицами на поверхности подложки.

Видно, что все дислокационные линии, полностью уместающиеся в пределах рис. 2, a (отмечены белыми стрелками), не связаны с какими-либо видимыми несовершенствами. В то же время изо всех видимых на кадре концентраторов напряжений (отмечены черными стрелками) только на трех обнаружены дислокации несоответствия в зачаточном состоянии (центры a, b, c). Это позволяет сделать следующие выводы: а) дислокации несоответствия не связаны с наблюдаемыми частицами и, скорее всего, зародились на поверхностных несовершенствах; б) энергия активации зарождения дислокаций несоответствия на поверхностных несовершенствах в данном случае меньше, чем на внутренних несовершенствах, обусловленных остаточными загрязнениями. Эти факты подтверждают ранее сделанный вывод [18], что основной вклад в зарождение дислокаций несоответствия вносит поверхность растущего слоя (в данном

случае, несмотря на присутствие внутренних концентраторов напряжений).

На ПЭМ-изображении образца N36, величина пластической релаксации которого составила 15%, наблюдается хорошо упорядоченная сетка, сформированная протяженными 60-градусными дислокациями несоответствия (ДН). Выявленные ПД обведены кружками на рис. 2, b и по плотности не превышают 10^8 см^{-2} . Таким образом, видно, что пленки GeSi с долей Ge, близкой к 0.4, и с Sb как сурфактантом начинают релаксировать после достижения толщины, превышающей в несколько раз критическую, которая на основе расчетов Мэттьюса и Блэкли [28] составляет 4–5 нм. Упорядоченность сетки дислокаций несоответствия свидетельствует о введении дислокаций несоответствия в сплошную пленку, а их большая длина — о небольшой плотности их наклонных ветвей — ПД.

3.2. Плотность пронизывающих дислокаций

Измеренные величины плотности ПД в пленках GeSi, выращенных с применением сурьмы как сурфактанта, представлены точками на рис. 3. Для сравнения там же приведены обобщенные данные для структур без сурьмы. Видно, что в пленках, выращенных с использованием Sb, плотность ПД на 1–1.5 порядка ниже. На рис. 4 демонстрируются изображения поперечных срезов образцов с пленками GeSi близкого состава, выращенных без (рис. 4, a) [29] и с использованием Sb (рис. 4, b, c). Плотность ПД в образце, изображенном на рис. 4, a, представлена на рис. 1 точкой b для состава $x = 0.43$. Из сравнения поперечных срезов видно, что образец S16 имеет плотность ПД на порядок меньше.

Несмотря на уменьшение плотности ПД, их число для составов пленок GeSi с $x \approx 0.4$ остается слишком велико для того, чтобы такие пленки были востребованы для практических применений. В то же время пленка

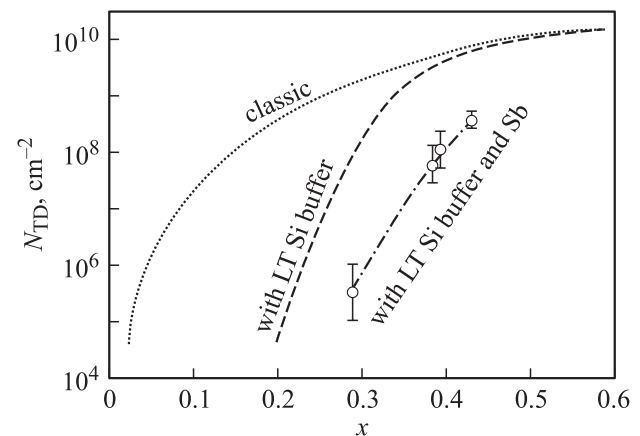


Рис. 3. Плотность пронизывающих дислокаций N_{TD} в пластически релаксированных пленках $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ ступенчато изменяемого состава, выращенных с использованием сурфактанта Sb (точки и штрих-пунктирная линия), в сравнении с обобщенными данными рис. 1 (пунктирная и штриховая линии).

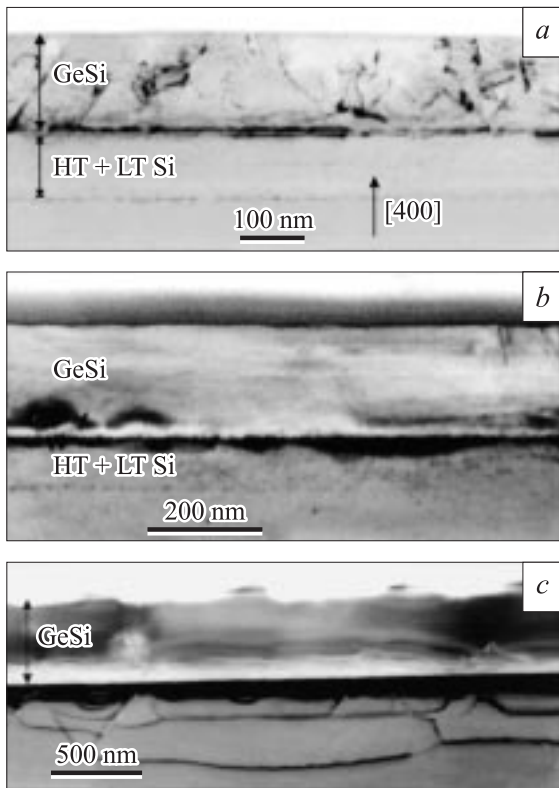


Рис. 4. ПЭМ-изображения поперечного сечения образца из работы [29] (a), а также образцов S16 (b) и S27 (c).

образца S27 с $x = 0.29$, выращенная по методике использования HT Si + (1 ML)Sb, имеет достаточно низкую плотность ПД, а также одну из самых низких величин поверхностной шероховатости, равную 0.85 нм. На рис. 4, c представлен поперечный срез этого образца. Видна трехмерная сетка дислокаций несоответствия, занимающая около 1/3 толщины пленки, причем часть дислокаций проникает в подложку, что наблюдается в случае функционирования многоразовых источников дислокаций несоответствия [30].

3.3. Шероховатость поверхности релаксированных пленок

На рис. 5 приведены АСМ-изображения поверхности пленок GeSi, пластически релаксированных в процессе роста в присутствии Sb. Во всех случаях наблюдаются протяженные линии скольжения, являющиеся следами скольжения наклонных ветвей дислокаций несоответствия в процессе пластической релаксации пленки. Полосы скольжения на поверхности образца S16 короткие, а плотность ПД (см. таблицу) превышает 10^8 см^{-2} . В противоположность этому на поверхности образца S27 (рис. 5, b) наблюдается картина длинных прямых линий, свидетельствующая о присутствии длинных дислокаций несоответствия, что является косвенным свидетельством малой плотности ПД в этом образце. Это подтверждается данными ПЭМ (см. таблицу). Из

таблицы видно также, что среднеквадратичная поверхностная шероховатость пленок GeSi, выращенных с использованием Sb, не превышает 1–2 нм, что является очень малой величиной для пластически релаксированных пленок GeSi ступенчато изменяемого состава с долей Ge $x \approx 0.3–0.4$.

Величина шероховатости поверхности релаксированной пленки определяется перепадом высот в полосах скольжения. При скольжении наклонных ветвей удлиняющейся 60-градусной дислокации несоответствия на поверхности с индексами (001) образуется ступень величиной 0.28 нм. Авторы работы [31] отмечали, что одной из причин увеличения высоты поверхностного рельефа является введение дислокаций несоответствия одного семейства, находящихся на близком расстоянии друг к другу и образующих на поверхности ступени, накладывающиеся друг на друга. Источником таких близко расположенных дислокаций несоответствия считается так называемый модифицированный источник

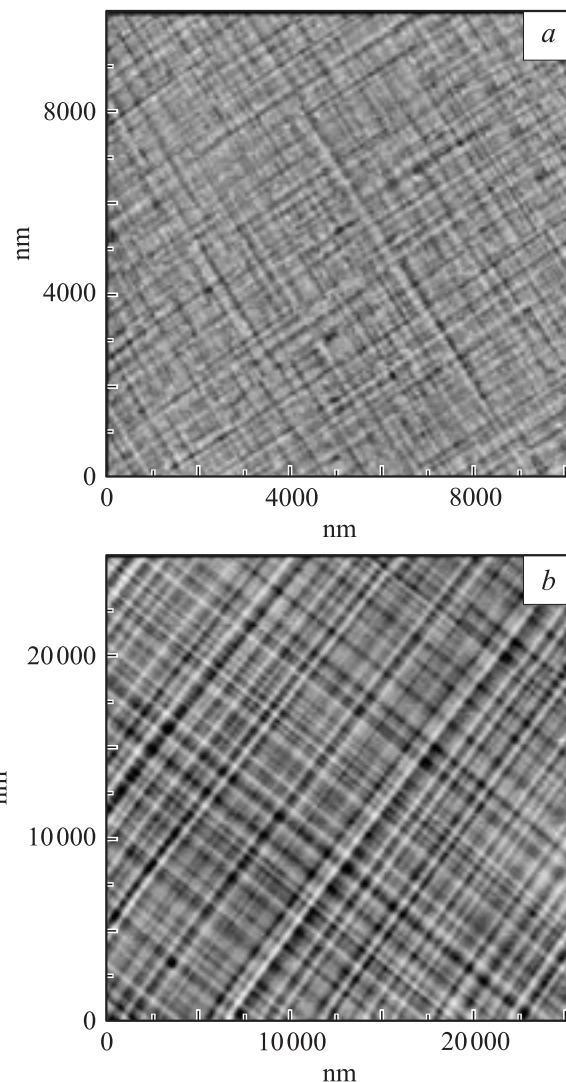


Рис. 5. АСМ-изображения поверхности образцов S16 (a) и S27 (b).

Франка–Рида [32]. Однако, как было показано нами в работах [18,19], семейства близко расположенных дислокаций несоответствия с вектором Бюргерса одного знака могут инициироваться также поверхностными центрами зарождения дислокаций несоответствия. Мы предполагаем, что снижение величины шероховатости поверхности пластически релаксированных пленок GeSi под воздействием Sb может осуществляться через уменьшение кратности мультипликации дислокаций несоответствия, зарождающихся на поверхностных центрах — концентраторах напряжений.

Снижение активности поверхностных источников дислокаций несоответствия в присутствии Sb можно объяснить следующим образом. Атомы Sb, адсорбированной на растущей поверхности, понижают подвижность адатомов основного вещества, что приводит к запаздыванию образования 3D рельефа, который затем формируется в более мелких формах. Так, например, в [33] показано, что при росте Ge на Si в присутствии Sb переход 2D–3D затягивается, а образующиеся затем островки имеют меньшие размеры, но более высокую плотность. Возникающие на поверхности концентраторы напряжений являются источниками дислокаций несоответствия, более распределенными по поверхности и с меньшим коэффициентом мультипликации. Как результат, полосы скольжения дислокаций несоответствия с вектором Бюргерса одного знака становятся более частыми и менее высокими.

Среднеквадратичная величина шероховатости образца S27, с учетом того что плотность ПД в этой пленке не превышает 10^6 см^{-2} , по нашему мнению, одна из самых низких, известных из литературы для данного состава GeSi. При этом толщина пленки не превышает 500 нм.

4. Заключение

Ранее нами было показано, что изменение поверхностного рельефа напряженной пленки с двумерного на трехмерный, с образованием поверхностных концентраторов напряжений, является основной причиной зарождения дислокаций несоответствия, необходимых для пластической релаксации пленок с долей Ge, близкой к 0.3. Причем эти центры являются многократно, создавая семейства дислокаций несоответствия. Семейства дислокаций несоответствия, формируя на поверхности ступени, накладывающиеся друг на друга, являются одной из причин возрастания поверхностной шероховатости пластически релаксированных пленок. Показано, что введение Sb как сурфактанта, выглаживающего поверхность пленки в процессе роста, уменьшает конечную плотность ПД, а также понижает шероховатость поверхности пластически релаксированной гетероструктуры. Для пленки с содержанием Ge 0.29 и плотностью пронизывающих дислокаций не более чем 10^6 см^{-2} достигнута среднеквадратичная величина шероховатости, не превышающая 1 нм.

Авторы благодарят Д.В. Шеглова и Т.А. Гаврилову за помощь в работе.

Список литературы

- [1] M.T. Currie, S.B. Samavedam, T.A. Langdo, C.W. Leitz, E.A. Fitzgerald. *Appl. Phys. Lett.*, **72**, 1718 (1998).
- [2] Y.H. Xie, D. Monroe, E.A. Fitzgerald, P.J. Silverman, F.A. Thiel, G.P. Watson. *Appl. Phys. Lett.*, **63**, 2263 (1993).
- [3] C.W. Leitz, M.T. Currie, M.L. Lee, Z.-Y. Cheng, D.A. Antoniadis, E.A. Fitzgerald. *J. Appl. Phys.*, **92**, 3745 (2002).
- [4] H. Chen, L.W. Guo, Q. Cui, Q. Hu, Q. Huang, J.M. Zhou, *J. Appl. Phys.*, **79**, 1167 (1996).
- [5] K.K. Linder, F.C. Zhang, J.-S. Rieh, P. Bhattacharya, D. Houghton. *Appl. Phys. Lett.*, **70**, 3224 (1997).
- [6] J.H. Li, C.S. Peng, Y. Wu, D.Y. Dai, J.M. Zhou, Z.H. Mai. *Appl. Phys. Lett.*, **71**, 3132 (1997).
- [7] Y.H. Luo, J. Wan, R.L. Forrest, J.L. Liu, M.S. Goorsky, K.L. Wang. *J. Appl. Phys.*, **89**, 8279 (2001).
- [8] Yu.B. Bolkhovityanov, A.S. Deryabin, A.K. Gutakovskii, M.A. Revenko, L.V. Sokolov. *J. Appl. Phys.*, **96**, 7665 (2004).
- [9] Yu.B. Bolkhovityanov, A.S. Deryabin, A.K. Gutakovskii, M.A. Revenko, L.V. Sokolov. *Thin Sol. Films*, **466**, 69 (2004).
- [10] R. Hull, J.C. Bean, C. Buescher. *J. Appl. Phys.*, **66**, 5837 (1989).
- [11] E.P. Kvam, D.M. Maher, C.J. Hymphreys. *J. Mater. Res.*, **5**, 1900 (1990).
- [12] P.M. Mooney, F.K. LeGoues, J. Tersoff, J.O. Chu. *J. Appl. Phys.*, **75**, 3968 (1994).
- [13] V.I. Vdovin, M.G. Mil'vidskii, T.G. Yugova, K.L. Lyutovich, S.M. Saidov. *J. Cryst. Growth*, **141**, 109 (1994).
- [14] Yu.B. Bolkhovityanov, A.S. Deryabin, A.K. Gutakovskii, M.A. Revenko, L.V. Sokolov. *J. Cryst. Growth*, **280**, 309 (2005).
- [15] T. Ueno, T. Irisawa, Y. Shiraki. *J. Cryst. Growth*, **227**, 761 (2001).
- [16] K.M. Shoukri, Y.M. Haddara, A.P. Knights, P.G. Coleman. *Appl. Phys. Lett.*, **86**, 131923 (2005).
- [17] J. Tersoff, F.K. LeGoues. *Phys. Rev. Lett.*, **72**, 3570 (1994).
- [18] Yu.B. Bolkhovityanov, A.S. Deryabin, A.K. Gutakovskii, M.A. Revenko, L.V. Sokolov. *Appl. Phys. Lett.*, **85**, 6140 (2004).
- [19] Ю.Б. Болховитянов, А.С. Дерябин, А.К. Гутаковский, М.А. Ревенко, Л.В. Соколов. *ФТП*, **40**, 324 (2006).
- [20] Yu.B. Bolkhovityanov, A.S. Deryabin, A.K. Gutakovskii, M.A. Revenko, L.V. Sokolov. *J. Cryst. Growth*, **293**, 247 (2006).
- [21] M. Copel, M.C. Reuter, M. Horn von Hoegen, R.M. Tromp. *Phys. Rev. B*, **42**, 11682 (1990).
- [22] G.G. Jernigan, C.L. Silvestre, M. Fatemi, M.E. Twigg, P.E. Thompson. *J. Cryst. Growth*, **213**, 299 (2000).
- [23] A.D. Lambert, B.M. McGregor, R.J.H. Morris, C.P. Parry, D.P. Chu, G.A. Cooke, P.J. Phillips, T.E. Whall, E.H.C. Parker. *Semicond. Sci. Technol.*, **14**, L1 (1999).
- [24] Yu.B. Bolkhovityanov, A.K. Gutakovskii, V.I. Mashanov, O.P. Pchelyakov, M.A. Revenko, L.V. Sokolov. *J. Appl. Phys.*, **91**, 4710 (2002).
- [25] R.D. Hobard, D.J. Godbey, P.E. Thompson, D.S. Simons. *Appl. Phys. Lett.*, **63**, 1381 (1993).
- [26] K. Kim, Y. Takakuwa, T. Abukawa, S. Kono. *J. Cryst. Growth*, **186**, 95 (1998).

- [27] D.D. Perovic, G.C. Weatherly, J.-M. Baribeau, D.C. Houghton. *Thin Sol. Films*, **183**, 141 (1989).
- [28] J.W. Matthews, A.E. Blakeslee. *J. Cryst. Growth*, **27**, 118 (1974).
- [29] Yu.B. Bolkhovityanov, A.S. Deryabin, A.K. Gutakovskii, M.A. Revenko, L.V. Sokolov. *Thin Sol. Films*, **466**, 69 (2004).
- [30] F.K. Legoues, B.S. Meyerson, J.F. Morar, P.D. Kirchner. *J. Appl. Phys.*, **71**, 4230 (1992).
- [31] M.A. Lutz, R.M. Feenstra, F.K. LeGoues, P.M. Mooney, J.O. Chu. *Appl. Phys. Lett.*, **66**, 724 (1995).
- [32] F.R. LeGoues. *Phys. Rev. Lett.*, **72**, 876 (1994).
- [33] A. Portavoce, I. Berbezier, A. Ronda. *Phys. Rev. B*, **69**, 155416 (2004).

Редактор Т.А. Полянская

Plastic relaxation of GeSi/Si(001) films grown by Sb surfactant assisted molecular-beam epitaxy

Yu.B. Bolkhovityanov, A.S. Deryabin, A.K. Gutakovskii, L. Kolesnikov, L.V. Sokolov

Institute of Semiconductor Physics,
Siberian Branch of Russian Academy of Sciences,
630090 Novosibirsk, Russia

Abstract Plastically relaxed GeSi films with a fraction of Ge ranging from 0.29 to 0.42 and a thickness up to $0.5\ \mu\text{m}$ have been grown on Si(001) substrates with the use of a low-temperature (350°C) buffer layer of Si and Sb as a surfactant. It is shown that introduction of Sb which is smoothing a films surface at the stage of pseudomorphic growth, lowers the density of threading dislocations in plastically relaxed heterostructure on 1–1.5 orders, and also reduces a finishing roughness of a surface. The root mean square surface roughness lower than 1 nm is reached for a film with a 0.29 fraction of Ge and a threading dislocation density close to $10^6\ \text{cm}^{-2}$. It is supposed, that an influence of the surfactant is based on the decreasing of activity of the surface dislocation sources at the presence of Sb.