

Перераспределение атомов отдачи эрбия и кислорода и структура тонких приповерхностных слоев кремния, созданных высокодозной имплантацией аргона через поверхностные пленки Er и SiO₂

© К.В. Феклистов¹, А.Г. Черков^{1,2}, В.П. Попов¹, Л.И. Федина¹

¹ Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова
Сибирского отделения Российской академии наук,
630090 Новосибирск, Россия

² Новосибирский государственный университет,
630090 Новосибирск, Россия

E-mail: kos@isp.nsc.ru

(Получена 4 апреля 2017 г. Принята к печати 2 апреля 2018 г.)

С использованием аналитической высокоразрешающей электронной микроскопии исследована структура Si и перераспределение атомов отдачи Er и O в тонких (~ 10 нм) приповерхностных слоях, внедренных с помощью имплантации Ar⁺ с энергией 250–290 кэВ и дозой $1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ через пленки соответственно Er и SiO₂ и последующего отжига. Установлено, что рекристаллизация Si срывается на расстоянии ~ 20 нм от поверхности, где достигается критическое для срыва значение концентрации эрбия $5 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ при $T = 950^\circ\text{C}$. Это опровергает общепринятую модель переноса атомов Er фронтом рекристаллизации в SiO₂ на поверхности. Вместо этого показано, что перераспределение атомов отдачи O к исходному оксиду во время отжига при неподвижных атомах Er обеспечивает формирование поверхностно неоднородных фаз эрбия таким образом, что обогащенная кислородом фаза Er–Si–O оказывается сосредоточенной в оксиде, а обедненная фаза Er–Si остается в Si. Это объясняет частичную потерю внедренного Er после снятия оксида вместе с Er–Si–O фазой. Показано, что нетипичное для рекристаллизации (100)–Si образование большой плотности микродвойников (локально до 10^{13} см^{-2}) связано с образованием пузырей и кластеров Ar.

DOI: 10.21883/FTP.2018.13.46872.8601

1. Введение

Одним из перспективных направлений кремниевой технологии в сфере информационных приложений является интеграция оптических систем передачи данных с электронными вычислительными системами „на одной плате“ или даже в одной микросхеме (система-на-кристалле), что при успешной реализации может привести к гибридным оптоэлектронным и оптическим вычислительным системам [1–3]. Однако на этом направлении существует целый ряд нерешенных задач. Ключевой из них является задача создания эффективного источника излучения в телекоммуникационном диапазоне пропускания оптоволоконных линий 1.5 мкм по технологии, совместимой с кремниевой. В качестве одного из вариантов решения задачи рассматривается легирование кремния атомами эрбия [4–6]. У иона эрбия не заполнена внутренняя 4f оболочка и его внутриатомный оптический переход $\text{Er}^{3+}: {}^4I_{13/2} \rightarrow {}^4I_{15/2}$ имеет длину волны 1.54 мкм, которая попадает в диапазон наименьших потерь оптоволоконных линий. Основным преимуществом системы Si:Er является полная совместимость с кремниевой технологией и возможность прямой накачки возбуждения Er при пропускании электрического тока, т.е. создания светодиода (СД), работающего в режиме электролюминесценции (ЭЛ) Er.

Начиная с работ Еппен по фотолюминесценции (ФЛ) Er в кремнии [7], этот вопрос широко и активно исследовался [4–6]. Однако, несмотря на значительные достижения, проблема высокой эффективности люми-

несценции кремниевых светодиодов при комнатной температуре не решена. Она составляет $1.5 \cdot 10^{-4}$ для системы Si:ErO_x [8] и $\approx 1\%$ для структур Si, SiGe [9–11]. Одной из причин низкой эффективности светодиодов является нерешенная задача сильного легирования кремния атомами эрбия в оптически активном состоянии. Несмотря на достигнутые высокие значения полной концентрации Er в Si ($\sim 1 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$) и электрически активных комплексов ErO_x $\sim 1 \cdot 10^{19}$ [12,13], оценочная концентрация оптически активных центров Er в Si не превышает 1–2% от общей концентрации Er [14,15], тогда как для создания волноводных усилителей и лазеров на основе Er требуется, по оценкам, порядка 10^{18} см^{-3} активных центров в кремниевых волноводах [16] и 10^{20} см^{-3} в диэлектрических [17]. Оптически активным центром эрбия в кремнии принято считать кластер, состоящий из атома Er, окруженного 6–8 атомами O (ErO_n при $n = 6–8$) [4,6]. Для этого используется совместное легирование атомами Er и O. Однако полной оптической активации атомов Er таким способом пока не удается достичь. Помимо этого, современный научный интерес акцентирован на легированном Er пористом кремнии [18], структурах с нанокристаллическим кремнием [19], в диэлектрических матрицах [20–22] и структурах на основе прямозонных полупроводников, легированных Er [23,24]. Тем не менее продолжают поиски путей оптимизации соотношения Er и O в комплексе Er:O_x в кремнии [25,26]. Кроме того, рассматривается усиление ФЛ Er в Si за счет плазмонных эффектов на наночастицах металлов [27]. Отмечается

также возможность применения мелкого легирования Er с невысокими концентрациями для создания источника одиночных фотонов [28].

В настоящей работе детально исследована проблема приповерхностного внедрения атомов отдачи Er и O при высокоэнергетичной имплантации аргона. Задача мелкого внедрения примесей чаще всего возникает на пути миниатюризации электронных приборов. В случае Er, приповерхностная локализация может позволить исследовать другие способы его возбуждения, например, горячими носителями в канале МДП транзистора или при последовательной перезарядке связанного с Er уровня в МДП конденсаторной структуре. Попытка создания мелких слоев Si с концентрацией Er, достигающей $5 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$, методом имплантации атомов отдачи при внедрении Ar^+ была продемонстрирована нами ранее в [29,30]. Однако в результате отжига образцов в среде N_2 и последующего снятия оксида только половина внедренного Er оставалась в Si, который при этом не проявлял оптической активности [29]. Предполагалось, что перенос Er в оксид во время отжига происходит по известному механизму сегрегации примеси на фронте рекристаллизации Si [31–33]. В [30] нами был предложен другой механизм, связанный с внутренним ростом толщины оксида за счет притока внедренных атомов отдачи O. Однако доказательств, однозначно свидетельствующих в пользу первого или второго механизма, на том этапе работ получено не было. В результате полученных в настоящей работе данных, основанных на использовании высокоразрешающей электронной микроскопии (ВРЭМ) и рентгеновской энергодисперсионной спектроскопии (EDS), позволяющей проведение химического анализа распределения примеси в слоях нанометрового масштаба, получены однозначные доказательства в пользу второго механизма.

2. Методика эксперимента

Для приготовления образцов были использованы пластины Cz–Si(100) КДБ-10. В методе внедрения атомов отдачи [29,30] последовательно, сначала через напыленную пленку Er толщиной 50 нм были имплантированы ионы Ar^+ с энергией 290 кэВ и дозой $1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$, а затем через PECVD пленку SiO_2 толщиной 50 нм имплантированы ионы Ar^+ 250 кэВ с дозой $1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$. После этого, сохраняя осажденный SiO_2 на поверхности, образцы отжигались при температуре 950°C в течение 1 ч в атмосфере N_2 .

Структурные исследования методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), в том числе микроскопии высокого разрешения (ВРЭМ), выполнены на поперечных срезах образцов в сечении (110) с использованием аналитического микроскопа JEM 2200FS с корректором сферической абберации. Микроскоп оборудован приставкой EX230BU для рентгеновской энергодисперсионной спектроскопии (energy dispersive X-ray

spectroscopy (EDS)), позволяющей проводить химический анализ в режиме картирования (сканирования по поверхности образца). EDS-анализ распределения элементов был выполнен для Er L-, O и Si K-оболочек. Поверхностный слой SiO_2 был удален в растворе HF перед большинством представленных измерений, если другое не оговорено специально в тексте.

3. Экспериментальные результаты

3.1. ПЭМ характеристика структуры слоев, созданных имплантацией Ar^+

На рис. 1 представлены светлопольные дифракционные изображения в просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ изображения) в поперечном (110) сечении образца: сразу после имплантации ионов Ar^+ через пленки Er и SiO_2 (рис. 1, a) и последующего термического отжига (рис. 1, b, c). Для определения влияния имплантированных атомов аргона и атомов отдачи на структуру глубоких и приповерхностных слоев кремния на ПЭМ изображения наложены рассчитанный с помощью программы SRIM [34] профиль имплантированного Ar (рис. 1, a) и экспериментальные [29,30] профили распределения атомов отдачи эрбия до (рис. 1, a) и после (рис. 1, b) отжига. Как видно, при имплантации ионов Ar^+ формируется сплошной аморфный слой кремния (a-Si), простирающийся от поверхности на глубину до 290 нм. Кроме того, видно, что вблизи поверхности формируется тонкий контрастный слой толщиной около 10 нм, который, как будет показано далее с помощью EDS-анализа, содержит атомы Er и O.

Высокотемпературный отжиг при $T = 950^\circ\text{C}$ приводит к рекристаллизации аморфного кремния, который сопровождается образованием различного типа и плотности протяженных дефектов (рис. 1, b, c), что определяется процессами, протекающими внутри сильно неоднородного имплантированного слоя. За границей аморфного слоя (a-Si) формируются дислокационные петли Франка и полные петли, связанные с возникающим в этой области избытком межузельных атомов в Si (т.н. End of Range (EOR) дефекты) [35–37]. В то же время на глубине ~ 200 нм, чуть меньше среднего проецированного пробега ионов Ar^+ ($R_p \sim 220$ нм за вычетом толщины поверхностных пленок 50 нм Er и SiO_2), образуются микродвойники с высокой плотностью (рис. 1, b). Эти дефекты не связаны с кластеризацией собственных точечных дефектов, а обусловлены процессом твердофазной рекристаллизации в присутствии большой концентрации Ar (рис. 1, c) [35]. Кроме того, рекристаллизация становится зависящей и от концентрации атомов эрбия в приповерхностной области. На рис. 1, b на ПЭМ изображение наложен экспериментальный профиль распределения атомов Er после отжига [29,30], который показывает, что его концентрация на глубине 20 нм, где останавливается рекристаллизация,

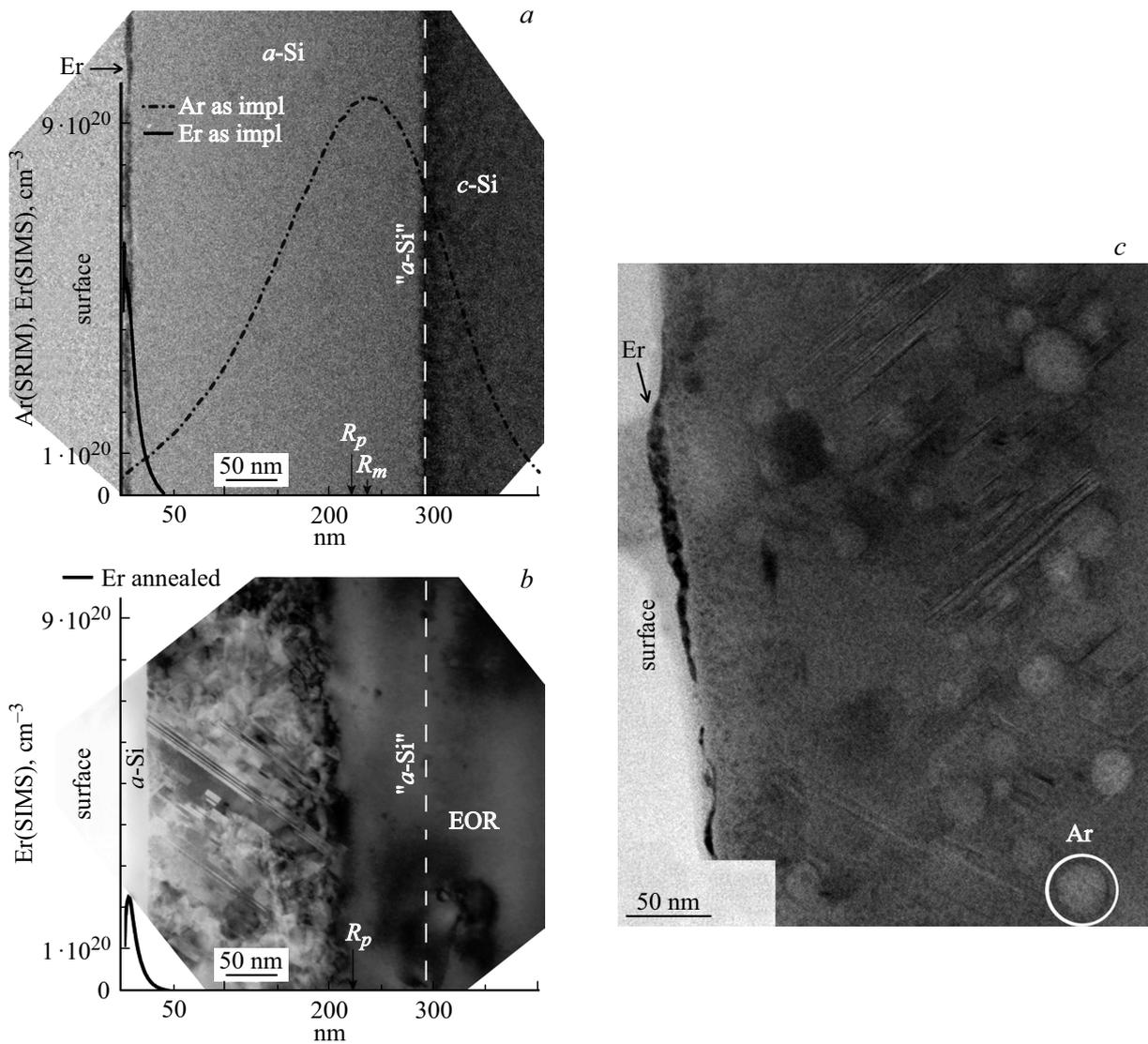


Рис. 1. ПЭМ изображения образцов в поперечном сечении (110) после имплантации ионов Ar⁺ (a) и последующего отжига (b, c). На рисунках (a) и (b) показаны расчетный профиль распределения имплантированного аргона (a) и экспериментальные профили атомов эрбия до (a) и после (b) отжига.

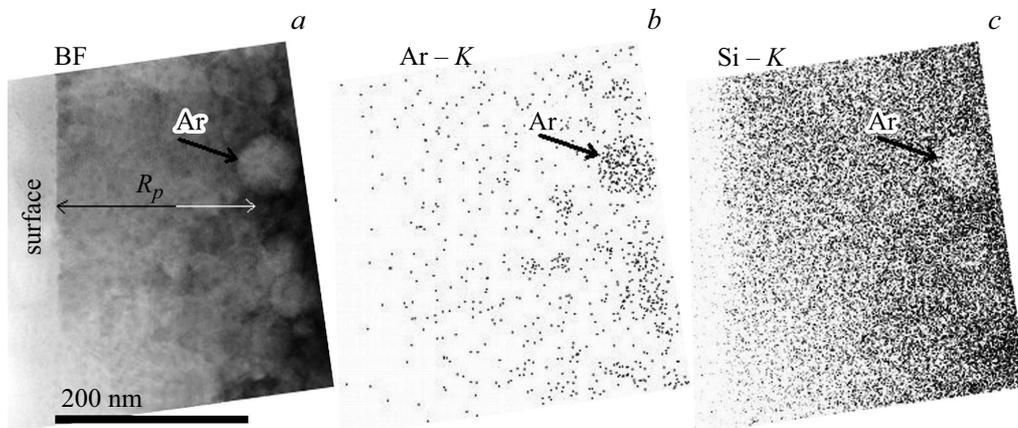


Рис. 2. a) [110]-ПЭМ изображение пузырей Ar в образце Si после имплантации ионов Ar⁺ и последующей термообработки в сопоставлении с EDS картами распределения Ar (b) и Si (c) на данном участке.

достигает $5 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$. Эта концентрация является критической для срыва процесса рекристаллизации $a\text{-Si}$ при данной температуре отжига [31,32]. Из анализа рис. 1, *b* и *c* также следует, что слой микродвойников начинается из области, где максимальная плотность пузырей. Она достигает порядка 10^{11} см^{-2} . Размеры пузырей варьируются от 10 до 30 нм в диаметре.

Из сопоставления ПЭМ изображения (рис. 2, *a*) с EDS картами распределения элементов Ag (рис. 2, *b*) и Si (рис. 2, *c*) следует, что круглые светлые пятна (дефицит материала) на рис. 2, *a* совпадают с позициями избытка атомов Ag на рис. 2, *b* и с позициями дефицита атомов Si на рис. 2, *c*. Это наглядно подтверждает формирование пузырей, содержащих Ag. Один из крупных пузырей размером 40 нм в диаметре помечен стрелкой на рис. 2, *a*.

На рис. 3 представлены высокоразрешающие электронно-микроскопические (ВРЭМ) изображения микродвойников, простирающихся от области R_p к поверхности. На вставке к рис. 3, *a* представлена микродифракционная картина, полученная от области, содержащей двойники. Самые яркие рефлексы в углах ромбов соответствуют отражениям электронов в кристаллической решетке кремния с ориентацией (110). На каждом отрезке между этими рефлексами наблюдается по два более тусклых рефлекса, которые делят отрезок на три равные части и соответствуют рефлексам от микродвойников [38]. Тот факт, что микродвойники начинаются в слое с максимальной плотностью пузырей, соответствующей максимуму вводимых ими упругих деформаций, указывает на их роль в возникновении скользящих дислокаций Шокли, обеспечивающих формирование двойников при рекристаллизации аморфного слоя. Из рис. 3, *a*, *b* можно видеть, что локально дислокации Шокли скользят через каждые 4–10 плоскостей $\{111\}$, так что плотность микродвойников превышает 10^{13} см^{-2} .

Рис. 3, *b* также подтверждает, что слой микродвойников не доходит до поверхности на ~ 20 нм, где в условиях ВРЭМ отчетливо визуализируется аморфный кремний. Поверхность образца идентифицируется по наличию темного несплошного слоя эрбия (рис. 3, *b*).

3.2. EDS-анализ перераспределения атомов Er и O при отжиге

Распределение химических элементов Er и O в тонком приповерхностном слое Si, созданном атомами отдачи, исследовано с помощью EDS-анализа в поперечном сечении образцов (110). На рис. 4 представлены ПЭМ изображения в сопоставлении с EDS картами распределения Er и O на разных стадиях подготовки образцов: 1) сразу после внедрения атомов отдачи Er и O и удаления оксида с поверхности (рис. 4, *a*), 2) после отжига с сохранением оксида на поверхности (рис. 4, *b*), 3) после отжига и удаления слоя оксида (рис. 4, *c*).

Видно, что до отжига в приповерхностной области формируется тонкий (10 нм) сплошной слой, содержащий высокую концентрацию атомов отдачи Er и O

(рис. 4, *a* — Er–L, O–K). EDS-анализ после отжига и сохранения оксида на поверхности показывает рост толщины оксида, так что слой эрбия становится почти полностью локализованным внутри оксида (рис. 4, *b* — O–K и Er–L). Это прямо указывает на перераспределение кислорода внутри слоя внедрения, которое, однако, не является простой диффузией кислорода. Из-за очень большой концентрации неподвижного Er отток кислорода к оксиду сопровождается образованием различающихся эрбиевых фаз: обогащенных (Er–Si–O) и обедненных (Er–Si) по кислороду. Этот процесс носит локально и латерально сильно неоднородный характер, что отчетливо видно после удаления оксида (рис. 4, *c*). Теперь в приповерхностной области отсутствует не только сигнал по кислороду, но и частично по эрбию (рис. 4, *c* — O–K и Er–L), а рельеф поверхности становится очень развитым. Остаточная фаза Er–Si, как видно, формирует (рис. 4, *c* — BF) отдельные области темного контраста. Это объясняет результат, полученный методом МСВИ в [29,30], что после отжига и снятия оксида лишь около половины атомов Er оставалось в приповерхностной области Si, поскольку остальная часть Er удалялась вместе с оксидом в растворе HF перед МСВИ измерениями.

4. Обсуждение

4.1. Формирование микродвойников

Максимальная плотность микродвойников реализуется в области, где достигается и максимальная плотность пузырей Ag, и приводящий к двойникованию соответствующий им максимум упругих деформаций (рис. 1, *b*), необходимых для реализации скольжения дислокаций Шокли. Вопросы образования двойников в Si были детально исследованы теоретически на ранних этапах развития молекулярно-лучевой эпитаксии [39,40], где было показано, что двойникование в напряженной гетеросистеме зависит от ориентации подложки и величины упругих напряжений. В условиях твердофазной кристаллизации формирование микродвойников также зависит от ориентации подложки [35,38] и практически не наблюдается для Si(100) [35]. Для их появления на подложках с ориентацией (100) необходимы дефекты, связанные с сегрегацией примеси на фронте рекристаллизации [35]. Тот факт, что в нашем случае двойники возникают в слое с максимальной концентрацией пузырей, где достигаются максимальные деформации, мог бы свидетельствовать об их главенствующей роли в генерации скользящих дислокаций Шокли. Однако плотность пузырей составляет $\sim 10^{11} \text{ см}^{-2}$, тогда как плотность микродвойников локально достигает более чем 10^{13} см^{-2} , когда скольжение дислокаций Шокли осуществляется через 4–10 плоскостей $\{111\}$ (рис. 3, *a*). Это указывает на существование других возможных причин их образования. По данным рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС), в имплантированном большими дозами Ag кремнии наблюдается

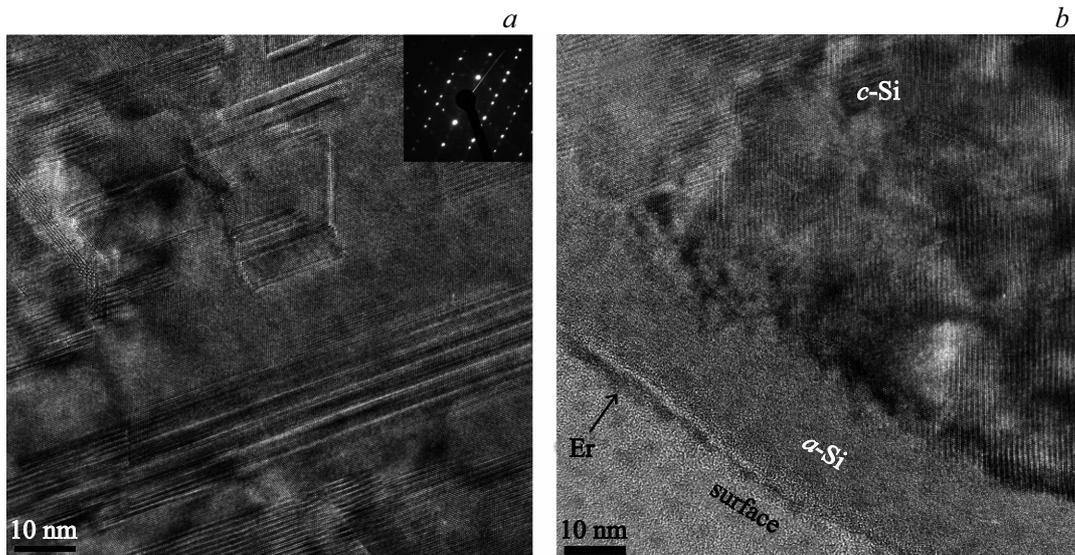


Рис. 3. а — ВРЭМ изображение микродвойниковых ламелей. На вставке дана микродифракционная картина. б — ВРЭМ изображение аморфного слоя вблизи поверхности, где срывается рекристаллизация.

расщепление пика $Ag2p$, соответствующее только двум типам дефектов: одиночным атомам аргона и их агрегатам (кластерам) [41]. По всей видимости, именно кластеры Ar являются центрами, на которых происходит срыв бездефектной рекристаллизации с образованием микродвойников по модели [42]. При концентрации внедренного Ar $1 \cdot 10^{21} \text{ см}^{-3}$ (SRIM на рис. 1, а) концентрация мелких кластеров Ar должна быть примерно на порядок меньше, что подтверждается методом атомно-зондовой томографии [43]. Объемная концентрация кластеров Ar $1 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ в пересчете на плоскостную концентрацию составляет $2 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$, что по порядку величины соответствует наблюдаемой высокой плотности микродвойников превышающей 10^{13} см^{-2} , на рис. 3, а. Предполагается, что уже после формирования микродвойников кластеры Ar вырастают в размерах в течение отжига и становятся крупными пузырями (рис. 1, с, 2), а их концентрация уменьшается в результате остальдовского созревания. На сформировавшийся слой микродвойников этот процесс уже не влияет.

4.2. Механизм перераспределения внедренных атомов отдачи Er и O при отжиге

Полученные результаты по ВРЭМ и EDS-анализу подтверждают данные МСВИ и фотолюминесценции [29] о том, что более половины внедренных атомов отдачи Er становятся частью оксида, существующего на поверхности при отжиге. Однако известный механизм переноса эрбия в оксид фронтом рекристаллизации, использованный в [29] для объяснения полученных результатов, оказался ошибочным. Детальный ВРЭМ анализ показывает, что рекристаллизация кремния далеко не доходит до поверхности и не может доставить эрбий к оксиду,

существующему на поверхности (рис. 3, б). Как видно из данного рисунка, вблизи поверхности остается слой аморфного кремния ($a\text{-Si}$) толщиной 20 нм. Ранее Polman с соавт. показали [31,32], что при достижении высокой концентрации Er в аморфном кремнии происходит срыв рекристаллизации. Согласно этим данным, срыв при $T = 900^\circ\text{C}$ происходит при концентрации Er, равной $6 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$. В нашем случае при $T = 950^\circ\text{C}$ на глубине 20 нм, где реализуется срыв, концентрация Er составляет $5 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$, которая хорошо согласуется с [31,32].

Механизм диффузии Er из $a\text{-Si}$ в оксид на поверхности также не работает, поскольку коэффициент его диффузии в $a\text{-Si}$ очень низкий. В [29] коэффициент диффузии Er в кристаллическом кремнии ($c\text{-Si}$) был оценен как менее чем $1 \cdot 10^{-15} \text{ см}^2/\text{с}$ при $T = 950^\circ\text{C}$, а в $a\text{-Si}$ он еще меньше (на несколько порядков) из-за активного захвата Er на дефектах структуры [31,32]. Объяснение, предложенное без ключевых доказательств в [30], заключалось в перераспределении имплантированных атомов отдачи O, которые очень подвижны при данной температуре отжига и в $c\text{-Si}$, и в $a\text{-Si}$ [44]. Проведенные ВРЭМ и EDS-анализ подтверждают, что перераспределение атомов O к существующему оксиду (рис. 4, б) обеспечивает увеличение его толщины за счет роста на гетерогранице. Поэтому неподвижный Er оказывается частично поглощен в оксиде, где он формирует обогащенную кислородом фазу Er-Si-O . Возможно, что формируется смесь фаз SiO_x ($x < 2$) и Er_2O_y ($y \approx 3$), поскольку энтальпия формирования у Er_2O_3 составляет -453.6 ккал/моль , тогда как у SiO_2 $-217.27 \text{ ккал/моль}$ [45]. В подтверждение этому можно привести ряд работ, свидетельствующих о восстановлении эрбием оксида кремния и формировании Er_2O_3 или фазы Er-Si-O с высоким содержанием O [46–48].

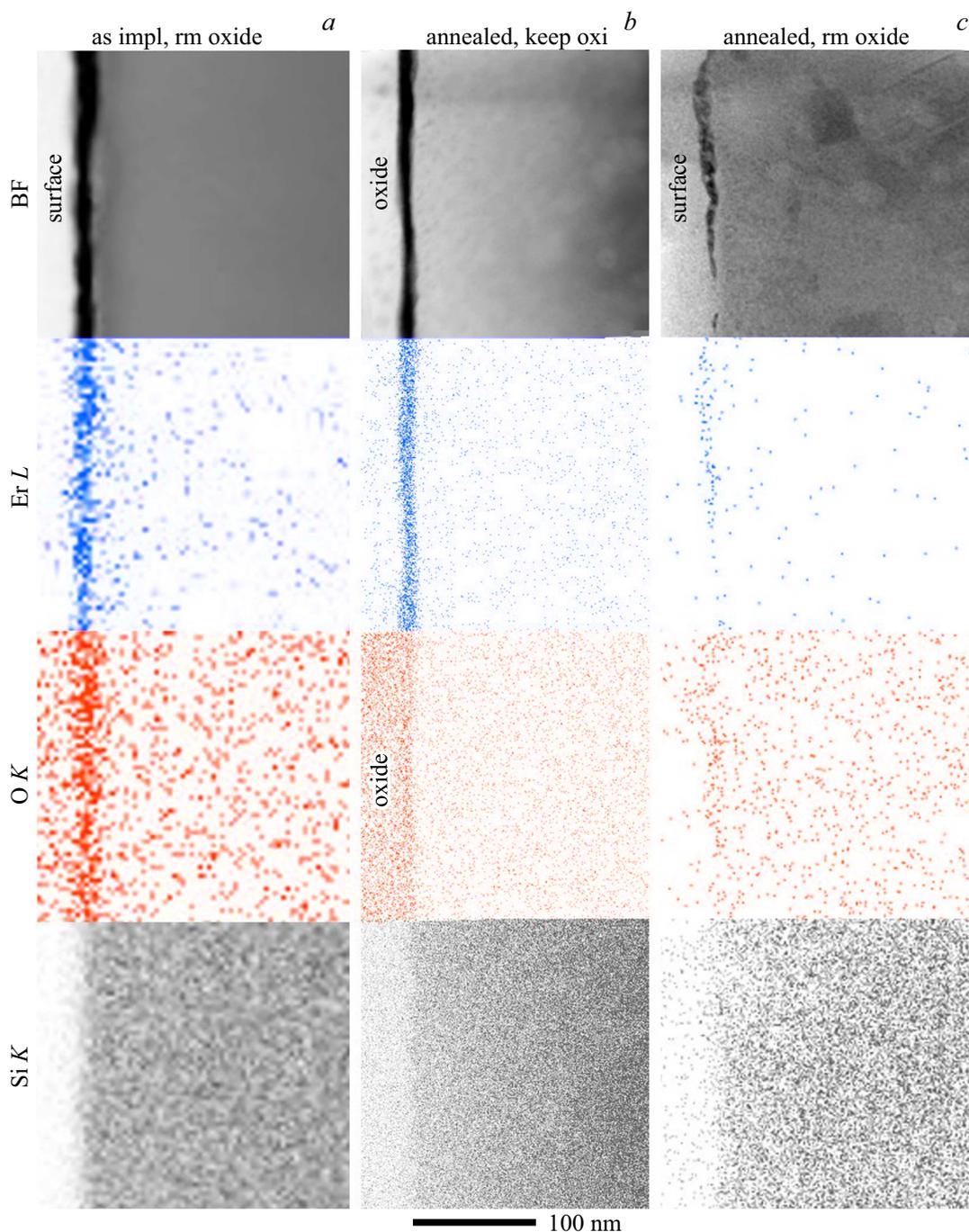


Рис. 4. ПЭМ изображения в сопоставлении с EDS картами распределения химических элементов Er, O и Si в (110) сечении образцов на разных стадиях подготовки: *a* — сразу после внедрения атомов отдачи Er и O, *b* — после отжига с сохранением SiO₂, *c* — после отжига и удаления SiO₂ с поверхности. (Перепечатано с разрешения из [30], Copyright 2016 Elsevier Ltd.).

Однако, по всей видимости, внедренных атомов O оказалось недостаточно, чтобы полностью окислить весь содержащий Er слой Si. Можно сделать следующую оценку. Если проинтегрировать расчетный профиль внедренного кислорода, представленный в [29,30], то получится интегральная плотность $5.3 \cdot 10^{15}$ O/см². Этого достаточно, чтобы сформировать слой 1 нм сплошного стехиометрического SiO₂ с плотностью 2.65 г/см³ [49].

При латерально несплошном и нестехиометрическом SiO_x его толщина может быть пропорционально больше и достаточной, чтобы частично поглотить Er [29,30]. То, что выросший за счет внедренного O слой SiO_x — латерально несплошной, подтверждается ПЭМ изображением поперечного среза (рис. 1, c), где видны развитый рельеф поверхности и остатки слоя, содержащего эрбий. В работах [29,30] показано, что около 50%

внедренного Er теряется в приповерхностном окисле для одинаковой дозы внедренного O и разных доз внедренного Er. Это указывает на то, что около 50% исходно гладкой границы Si–SiO₂ доокислилось и поглотило атомы Er. В результате после удаления оксида в приповерхностном слое Si остается фаза Er–Si (рис. 1, *c*), с низким содержанием O (рис. 4, *c* — O–K). Таким образом, можно утверждать о формировании двух фаз в распадающемся твердом растворе из-за диффузии кислорода: фазы Er–Si–O, которая становится частью поверхностного оксида, и фазы Er–Si, которая остается в кремнии. Предлагаемый механизм наилучшим образом объясняет потери внедренных атомов отдачи Er в оксиде при отжиге.

5. Заключение

При внедрении атомов отдачи Er и O в кремний с помощью последовательной имплантации Ag⁺ через пленки Er и SiO₂ соответственно удается достичь высокой концентрации Er ($5 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$) и O в приповерхностном слое кремния толщиной около 10 нм. Во время отжига происходит рекристаллизация аморфизованного имплантацией ионов Ag⁺ слоя кремния, которая сопровождается образованием пузырей Ag и чрезвычайно большой плотности микродвойников, значительно превышающей плотность пузырей. Данный факт предполагает участие мелких кластеров Ag в инициации зарождения двойников. Рекристаллизация аморфизованного кремния срыгается на глубине 20 нм от поверхности, где концентрация Er превышает критическое значение. Таким образом, весь Er в Si после отжига остается внутри аморфного слоя Si, а не в кристаллической матрице.

Отжиг тонкого приповерхностного слоя Si с внедренными атомами отдачи Er и O при сохранении оксида на поверхности приводит к перераспределению кислорода к оксиду и образованию на гетерогранице двух фаз: обогащенной кислородом фазы Er–Si–O, примкнувшей к оксиду, и обедненной кислородом фазы Er–Si в кремнии. Из-за неоднородного латерального формирования фазы Er–Si–O вблизи оксида внутренняя граница раздела Si–SiO_x становится сильно рельефной, так что при удалении оксида на поверхности кремния остаются отдельные области фазы Er–Si, содержащие около 50% внедренного Er.

Авторы благодарят Исследовательский центр Новосибирского государственного университета за ПЭМ измерения в рамках государственной программы „Обеспечение проведения научных исследований“.

Работа выполнена при поддержке Программы фундаментальных исследований РАН (№ 8.1.5). Анализ дефектов структуры выполнен при поддержке проекта РФФ (№ 14-22-00143).

Список литературы

- [1] H. Park, A.W. Fang, S. Kodama, J.E. Bowers. *Opt. Express*, **13** (23), 9460 (2005).
- [2] A.W. Fang, H. Park, R. Jones, O. Cohen, M.J. Paniccia, J.E. Bowers. *IEEE Phot. Techn. Lett.*, **18** (10), 1143 (2006).
- [3] A.W. Fang, H. Park, O. Cohen, R. Jones, M.J. Paniccia, J.E. Bowers. *Opt. Express*, **14** (20), 9203 (2006).
- [4] Н.А. Соболев. *ФТП*, **29** (7), 1153 (1995).
- [5] A. Polman. *J. Appl. Phys.*, **82**, 1 (1997).
- [6] A.J. Kenyon. *Semicond. Sci. Technol.*, **20**, R65 (2005).
- [7] H. Ennen, J. Schneider, G. Pomrenke, A. Axmann. *Appl. Phys. Lett.*, **43**, 943 (1983).
- [8] S. Coffa, G. Franzò, F. Priolo. *J. Appl. Phys.*, **81**, 2784 (1997).
- [9] M.A. Green, J. Zhao, A. Wang, P.J. Reece, M. Gal. *Nature*, **412**, 805 (2001).
- [10] А.М. Емельянов, Н.А. Соболев. *ФТП*, **42**, 336 (2008).
- [11] N.A. Sobolev. *Mater. Sci. Forum*, **590**, 79 (2008).
- [12] S. Coffa, F. Priolo, G. Franzò, V. Bellani, A. Carnera, C. Spinella. *Phys. Rev. B*, **48**, 11782 (1993).
- [13] О.В. Александров, А.О. Захарьин, Н.А. Соболев, Ю.А. Николаев. *ФТП*, **36** (3), 379 (2002).
- [14] A. Polman, G.N. van den Hoven, J.S. Custer, J.H. Shin, R. Serna, P.F.A. Alkemade. *J. Appl. Phys.*, **77**, 1256 (1995).
- [15] О.В. Гусев, М.С. Бреслер, Р.Е. Пак, И.Н. Ясевич. *Phys. Rev. B*, **64**, 075302 (2001).
- [16] К.Е. Кудрявцев, Д.И. Кръжков, Л.В. Красильникова, Д.В. Шенгуров, В.Б. Шмагин, Б.А. Андреев, З.Ф. Красильник. *Письма ЖЭТФ*, **100**, 913 (2014).
- [17] J.D.B. Bradley, M. Pollnau. *Laser & Photon. Rev.*, **5** (3), 368 (2011).
- [18] G. Mula, T. Printemps, C. Licitra, E. Sogne, F. D’Acapito, N. Gambacorti, N. Sestu, M. Saba, E. Pinna, D. Chiriu, P.C. Ricci, A. Casu, F. Quochi, A. Mura, G. Bongiovanni, A. Falqui. *Scientific Rep.*, **7**, 5957 (2017).
- [19] J.M. Ramirez, Y. Berencen, L. Lopez-Conesa, J.M. Rebled, F. Peiro, B. Garrido. *Appl. Phys. Lett.*, **103**, 081102 (2013).
- [20] S. Wang, A. Eckau, E. Neufeld, R. Carius, Ch. Buchal. *Appl. Phys. Lett.*, **71**, 2824 (1997).
- [21] H. Krzyzanowska, K.S. Ni, Y. Fu, P.M. Fauchet. *Mater. Sci. Eng. B*, **177**, 1547 (2012).
- [22] Y. Berencen, S. Illera, L. Rebohle, J.M. Ramirez, R. Wutzler, A. Cirera, D. Hiller, J.A. Rodríguez, W. Skorupa, B. Garrido. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **49**, 085106 (2016).
- [23] K. Dasari, J. Wu, H. Huhtinen, W.M. Jadwisieniczak, R. Palai. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **50**, 175104 (2017).
- [24] V.X. Ho, T.V. Dao, H.X. Jiang, J.Y. Lin, J.M. Zavada, S.A. McGill, N.Q. Vinh. *Scientific Rep.*, **7**, 39997 (2017).
- [25] M.A. Lourenço, M.M. Milošević, A. Gorin, R.M. Gwilliam, K.P. Homewood. *Scientific Rep.*, **6**, 37501 (2016).
- [26] M.N. Drozdov, N.V. Latukhina, M.V. Stepikhova, V.A. Pokoeva, M.A. Surin. *Modern Electronic Mater.*, **2**, 7 (2016).
- [27] S. Naczas, P. Akhter, M. Huang. *Appl. Phys. Lett.*, **98**, 113101 (2011).
- [28] M. Celebrano, L. Ghirardini, P. Biagioni, M. Finazzi, Y. Shimizu, Y. Tu, K. Inoue, Y. Nagai, T. Shinada, Y. Chiba, A. Abdelghafar, M. Yano, T. Tanii, Enrico Prati. *arXiv 1702.00331v1* (2017).
- [29] К.В. Фекистов, Д.С. Абрамкин, В.И. Ободников, В.П. Попов. *Письма ЖТФ*, **41** (16), 52 (2015).
- [30] K.V. Feklistov, A.G. Cherkov, V.P. Popov. *Solid State Commun.*, **242**, 41 (2016).

- [31] A. Polman, J.S. Custer, E. Snoeks, G.N. van den Hoven. Appl. Phys. Lett., **62**, 507 (1993).
- [32] J.S. Custer, A. Polman, H.M. van Pinxteren. J. Appl. Phys., **75**, 2809 (1994).
- [33] О.В. Александров, Ю.А. Николаев, Н.А. Соболев, ФТП, **32**, 1420 (1998).
- [34] J.F. Ziegler, J.P. Biersack, M.D. Ziegler. www.srim.org
- [35] K.S. Jones, S. Prussin, E.R. Weber. Appl. Phys. A, **45**, 1 (1988).
- [36] B. de Mauduit, L. Laanab, C. Bergaud, M.M. Faye, A. Martinez, A. Claverie. Nucl. Instrum. Meth. B, **84**, 190 (1994).
- [37] F. Cristiano, J. Grisolia, B. Colombeau, M. Omri, B. de Mauduit, A. Claverie, L.F. Giles, N.E.B. Cowern. J. Appl. Phys., **87**, 8420 (2000).
- [38] M.D. Rehtin, P.P. Pronko, G. Foti, L. Csepregi, E.F. Kennedy, J.W. Mayer. Phil. Mag. A, **37**, 605 (1978).
- [39] A.L. Roitbijd. Phys. Status Solidi A, **37**, 329 (1976).
- [40] A.K. Gutakovskii, S.I. Stenin, B.G. Zakharov. Phys. Status Solidi A, **67**, 299 (1981).
- [41] A.R. Lahrood, T. de los Arcos, M. Prenzel, A. von Keudell, J. Winter. Thin Sol. Films, **520**, 1625 (2011).
- [42] M. Prieto-Depedro, I. Romero, I. Martin-Bragado. Acta Materialia, **82**, 115 (2015).
- [43] M.K. Miller, R.G. Forbes. *Atom-Probe Tomography: The Local Electrode Atom Probe* (Springer, 2014).
- [44] R.C. Newman. J. Phys.: Condens. Matter, **12**, R335 (2000).
- [45] National Bureau of Standards: Selected Values of Chemical Thermodynamic Properties (Pt. 7, Tech. Notes 270-7, p. 65; Pt. 2, p. 24).
- [46] C. Choi, M. Jang, Y. Kim, M. Jun, T. Kim, M. Song. Appl. Phys. Lett., **91**, 012903-1-3 (2007).
- [47] C. Choi, M. Jang, Y. Kim, M. Jun, T. Kim, M. Song. Mater. Trans., **51**, 793 (2010).
- [48] C.S. Wu, D.M. Scott, S.S. Lau. J. Appl. Phys., **58**, 1330 (1985).
- [49] *Физические величины*. Справочник под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова (М., Энергоатомиздат, 1991).

Редактор Г.А. Оганесян

Er and O recoils redistribution and structure of thin surface Si layers made by means of high dose Ar implantation through Er and SiO₂ surface films

K.V. Feklistov¹, A.G. Cherkov^{1,2}, V.P. Popov¹, L.I. Fedina¹

¹Rzhanov Institute of Semiconductor Physics, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, 630090 Novosibirsk, Russia

²Novosibirsk State University, 630090 Novosibirsk, Russia

Abstract The Er and O recoils redistribution and Si structure was investigated by means of analytical High Resolution Electron Microscopy (HREM) in thin (10 nm) surface Si layers made by means of Ar⁺ $E = 250\text{--}290\text{ keV}$, $D = 1 \cdot 10^{16}\text{ cm}^{-2}$ implantation through Er and SiO₂ surface films and annealing. It was found that Si recrystallisation stops at 20 nm from the surface, where Er concentration reaches critical value $5 \cdot 10^{19}\text{ cm}^{-3}$ for $T = 950^\circ\text{C}$. This rejects the common mechanism of Er segregation into the cap oxide following the moving amorphous-crystalline interface during recrystallization. It was shown instead, that O recoils move toward cap oxide during the annealing and provide additional laterally non-uniform Si oxidation. Meanwhile Er recoil atoms stay immobile. This provides O rich phase Er–Si–O joints with cap oxide and O depleted phase Er–Si stays in Si. This explains the partial loss of implanted Er after removing of the cap oxide together with joint Er–Si–O phase. It was shown, that unusual for (100)-Si recrystallization formation of high density of microtwins (up to 10^{13} cm^{-2} locally) is associated with Ar clusters and bubbles formation.