

Распад пересыщенных сплавов $\text{SiO}_2(\text{Ge})$ при термической обработке

А.П.Гайдук, А.Н.Ларсен, Ж.Шевалье, П.И.Гайдук

Исследована эволюция композиционного и структурно-фазового состава пересыщенных сплавов $\text{SiO}_2(\text{Ge})$ при высокотемпературном отжиге. С помощью методов Резерфордского обратного рассеяния, просвечивающей электронной микроскопии и микродифракции показано, что отжиг приводит к формированию в слоях массивов квантовых точек Ge. Одновременно происходит более или менее существенное изменение толщины и композиционного состава слоев, связанное с удалением из них летучих монооксидов SiO и GeO. Установлено, что характер и относительный вклад данных процессов сильно зависит от исходного состава сплавов, а также от режимов их отжига.

Введение

Недавно было показано, что при термической обработке пересыщенных сплавов $\text{SiO}_2(\text{Ge})$ происходит выделение избыточного Ge в преципитаты нанометровых размеров — нанокристаллы, или квантовые точки (КТ) [1 – 3]. При этом образуются структуры, обладающие интересными оптическими и электронными характеристиками [1 – 5]. В частности, зарегистрировано существенное усиление фото- и электролюминесценции от слоев SiO_2 , содержащих КТ Ge, что может быть использовано для создания оптических излучателей и оптоэлектронных интегральных схем [1, 4].

Пересыщенные сплавы $\text{SiO}_2(\text{Ge})$ могут быть синтезированы с помощью различных методов: ионной имплантации, магнетронного распыления и химического осаждения из газовой фазы [1]. В силу технологических особенностей их применения, наибольший интерес представляют методы ионной имплантации и магнетронного распыления. К настоящему времени выполнены исследования слоев $\text{SiO}_2(\text{Ge})$ с невысоким уровнем пересыщения (≤ 5 ат.%), полученных при имплантации ионов Ge средних энергий (до 100 кэВ) [1 – 3]. Дальнейшее увеличение концентрации атомов германия при ионной имплантации не всегда оправдано, поскольку при высоких дозах ($> 10^{17} \text{ см}^{-2}$) определяющую роль начинают играть процессы распыления поверхности

[1]. Напротив, метод магнетронного распыления позволяет осаждать слои $\text{SiO}_2(\text{Ge})$ с более высоким содержанием германия (до 20 – 30 ат.%). Можно ожидать, что термический распад таких сильно пересыщенных слоев приведет к большей плотности выделений Ge в слоях SiO_2 . Вместе с тем, с ростом концентрации атомов Ge увеличивается вероятность образования легко сублимирующих монооксидов SiO и GeO [5,6], что может сопровождаться изменением композиционного состава слоев $\text{SiO}_2(\text{Ge})$. Указанные процессы являются конкурирующими, и поэтому их относительный вклад определяет структуру и состав слоев $\text{SiO}_2(\text{Ge})$. Цель работы — исследование процессов, происходящих при термической обработке сплавов $\text{SiO}_2(\text{Ge})$ с высоким уровнем пересыщения.

Материалы и методика

В настоящей работе пересыщенные слои $\text{SiO}_2(\text{Ge})$ толщиной 200 ± 20 нм получали методом реактивного магнетронного распыления. Соотношение концентраций Si и O во всех образцах соответствовало композиции SiO_2 , однако концентрация Ge составляла 5, 17 или 22 ат.% [в дальнейшем эти образцы обозначены как $\text{SiO}_2(5\% \text{Ge})$, $\text{SiO}_2(17\% \text{Ge})$ и $\text{SiO}_2(22\% \text{Ge})$]. Указанные сплавы были пересыщенными: предел равновесной растворимости Ge в SiO_2 не превышает 1 ат.% [2]. Содержание Ge в сплаве

контролировали использованием составного распыляемого катода магнетрона с различным отношением площадей поверхности Si и Ge. Слои $\text{SiO}_2(\text{Ge})$ выращивали на подложках (001) Si размером $1,5 \times 1,5 \text{ см}^2$. Напыление плёнок $\text{SiO}_2(\text{Ge})$ проводили в смеси газов Ar и O_2 при их суммарном давлении в вакуумной камере 0,3 Па. Кроме того, поверхность подложек предварительно очищали ионами Ar^+ с энергией 1 кэВ. Поэтому сразу после осаждения слоёв содержали заметное количество аргона (~2–3 ат.%), который, однако, полностью удалялся из образцов при их нагревании до температуры ~600–700°C (рис. 1). Перед отжигом образцы разрезали на кусочки меньшего размера (~7×7 мм²). Их термическую обработку проводили в атмосфере сухого азота при температурах 600, 700, 800 и 1000°C на протяжении 20 минут.

Исследование композиционного состава полученных слоёв выполняли методом Резерфордского обратного рассеяния (РОР) ионов He^+ с энергией 1,5 МэВ. Диаметр анализирующего пучка составлял 1,0 мм², общая доза ионов при снятии одного спектра — 20 мкКл. Регистрация рассеянных под углом 160° частиц осуществлялась кремниевым поверхностно-барьерным детектором. Обработку спектров РОР выполняли с использованием стандартной программы XRUMP, входящей в графический пакет Genplot [7]. Структурно-фазовый состав образцов исследовали методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и микродифракции (ПЭД) на электронном микроскопе Philips CM20.

Эволюция композиционного состава сплавов $\text{SiO}_2(\text{Ge})$

На рис. 1а–в представлены спектры РОР от слоёв $\text{SiO}_2(\text{Ge})$ различного состава. Приведены спектры как от исходных пересыщенных сплавов (без термической обработки), так и от структур, полученных после их отжига. Из рис. 1 следует, что вид спектров РОР при отжиге может сохраняться практически постоянным, либо довольно сильно меняться. Наиболее значимые изменения, связанные с трансформацией пиков германия, кремния и кислорода, происходят в случае концентрированных сплавов $\text{SiO}_2(\text{Ge})$ – 17% (рис. 1б) и 22% (рис. 1в). Можно отметить, что данные изменения имеют как общие, так и отличительные черты. Общим для 17 и 22% сплавов является существенное сужение пиков Ge, Si и O при отжиге, за счёт смещения их низкоэнергетической границы в область высоких энергий. Отличительным является характер изменения выхода РОР от атомов (высоты пиков): при отжиге 22% слоёв $\text{SiO}_2(\text{Ge})$ происходит

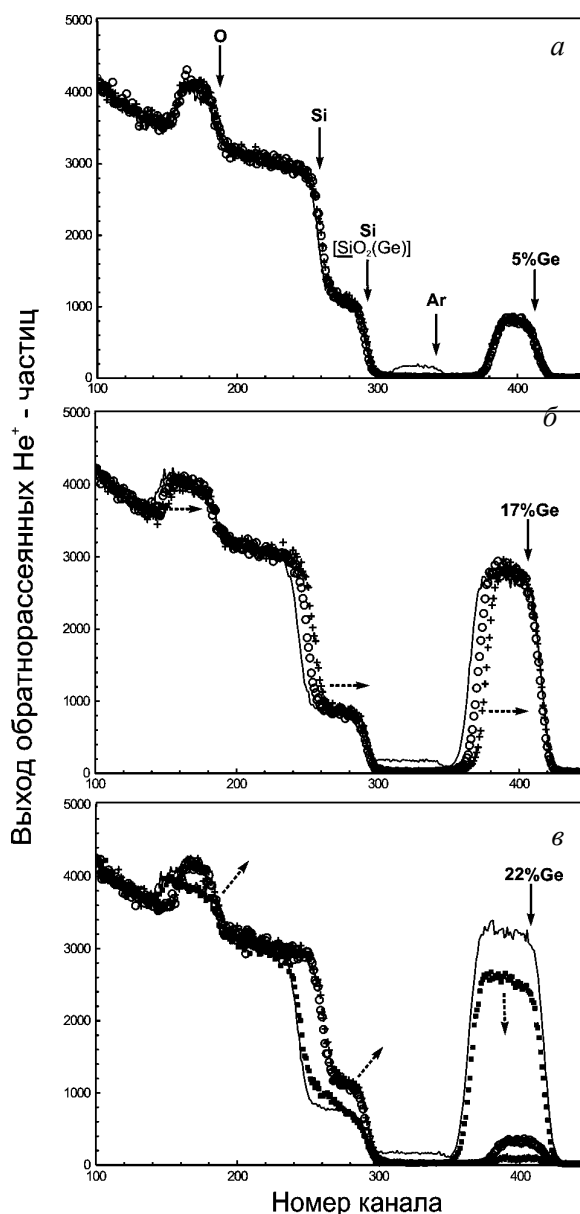


Рис.1. Спектры РОР от сплавов $\text{SiO}_2(\text{Ge})$ с концентрацией германия 5 ат.% (а), 17 ат.% (б) и 22 ат.% (в). Разрешение по энергии составляет 2,83 кэВ/канал. На графиках представлены спектры от исходных (—) и отожжённых при температурах 600 (□), 700 (°) и 800°C (+) сплавов $\text{SiO}_2(\text{Ge})$. Атомы, которым соответствуют отдельные пики на спектрах, указаны сплошными стрелками. Штрихованными стрелками отмечены тенденции изменения спектров при отжиге.

резкое уменьшение выхода РОР от атомов Ge, и увеличение — от атомов Si и O. В случае слоёв SiO_2 (17%Ge) подобного изменения высоты пиков не наблюдается.

Указанные особенности поведения спектров РОР свидетельствуют об удалении атомов Ge, Si и O из

концентрированных (17 и 22%) сплавов $\text{SiO}_2(\text{Ge})$ при отжиге, что сопровождается изменением их композиционного состава и (или) толщины [8]. В частности, отжиг слоев сплава SiO_2 (17% Ge) приводит лишь к уменьшению их толщины. Композиционный состав слоев при этом не изменяется, что свидетельствует об одинаковой скорости удаления атомов Ge, Si и O. Несколько иная ситуация зарегистрирована при отжиге слоев сплава SiO_2 (22% Ge). Как следует из спектров POP (рис. 1б), их толщина, как и в случае SiO_2 (17% Ge), сильно уменьшается. Однако одновременно с этим в сплавах SiO_2 (22% Ge) происходит резкое снижение концентрации германия, что свидетельствует о более высокой скорости удаления атомов Ge по сравнению с атомами Si и O. Как результат, относительное содержание кремния и кислорода в сплавах увеличивается. Более того, вид пиков POP для атомов Ge, Si и O дает основание полагать, что указанные изменения композиционного состава происходят равномерно по всей толщине слоев SiO_2 (22% Ge), а следовательно, удаление атомов происходит преимущественно с объема слоев, а не с их поверхности.

На основании данных POP можно предположить, что удаление атомов Si, Ge и O с объема слоев SiO_2 (22% Ge) сопровождается формированием пористой структуры. Для проверки этого предположения образцы сплава SiO_2 (22% Ge) были подвергнуты отжигу при 1000°C в течение 50 минут и исследованы при помощи ПЭМ. Установлено, что расфокусированные ПЭМ-изображения, полученные от отожженных сплавов (рис. 2), в отличие от исходных, содержат малые (5–20 нм) неоднородности контраста (дефекты) округлой формы. Их концентрация составляет $10^{11} - 10^{12} \text{ см}^{-2}$. Были проведены ПЭМ исследования этих дефектов в двухлучевых условиях формирования изображения с большим отклонением от точных Брэгговских условий ($s \gg 0$). Как показали исследования, округлые дефекты обладают низким контрастом в условиях точной фокусировки. При недофокусировке дефекты имеют более высокую яркость относительно фона (рис. 2), и окружены кольцами Френеля, в то время как в условиях перефокусировки они имеют более темный, чем фон, контраст. В соответствии с критериями формирования ПЭМ-контраста [9,10] эти структурные образования можно отнести к дефектам типа пустот (или пор) нанометровых размеров. Можно уверенно исключить возможность того, что указанные дефекты являются преципитатами или каплями Ge, вкрапленными в SiO_2 , поскольку на ПЭМ-изображениях отсутствуют особенности контраста, характерные для кристаллических или аморфных преципитатов,

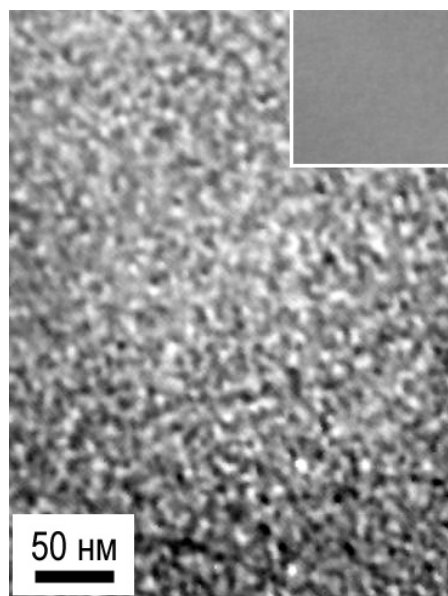
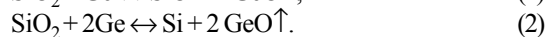


Рис. 2. Светлопольная ПЭМ-микрофотография сплава SiO_2 (22%Ge) после 50 мин отжига при 1000°C , полученная в условиях недофокусировки. На вставке в рисунок приведено изображение сплава перед отжигом. Масштаб на микрофотографии и вставке одинаков.

состоящих из более тяжелых атомов примеси (Ge в SiO_2) — полосы Муара, черно-белый контраст в двухлучевых условиях формирования ПЭМ-изображений и др. Необходимо отметить, что при отжиге слоев менее концентрированных сплавов SiO_2 (17% Ge) в аналогичных условиях (50 мин, 1000°C) образования пор не наблюдается.

Таким образом, полученные результаты свидетельствуют об удалении из слоев SiO_2 (17% Ge) и SiO_2 (22% Ge) при отжиге атомов германия, кремния и кислорода. Мы полагаем, что возможной причиной этого может быть образование в сплавах летучих монооксидов SiO и GeO, которое, как отмечалось в [5,6], становится возможным при температурах выше 500°C :



Приведенные схемы (1) и (2) описывают лишь интегральное изменение количества атомов Si, Ge и O в сплавах при отжиге. Конкретный механизм реакций, приводящих к образованию оксидов SiO и GeO, нам неизвестен. Важным вопросом, однако, является термодинамическая возможность образования SiO и GeO из SiO_2 и Ge. Соответствующие расчеты по схемам (1) и (2) с использованием стандартных табличных значений энтальпии образования ($\Delta_f H$) и энтропии (S) [11] показали, что эти процессы сопровождаются существенным повы-

шением энергии Гиббса системы ($\Delta_r G >> 0$). Вместе с тем мы полагаем, что образование оксидов SiO и GeO по реакциям (1) и (2) возможно в связи со следующим:

(I) Стандартные табличные значения термодинамических функций неприменимы к частицам фазы нанометровых размеров (в нашей работе — к нано-преципитатам германия), поскольку с увеличением дисперсности фазы ее свободная энергия возрастает [12]. При этом $\Delta_r G$ процессов (1) и (2) уменьшается, что, по-видимому, способствует их протеканию.

(II) Критерий самопроизвольности (необратимости) процесса $\Delta_r G < 0$ ($p, T = \text{const}$) справедлив лишь для закрытых систем [13]. Поскольку используемая в работе система не являлась закрытой, образующиеся в незначительном количестве оксиды SiO и GeO могли удаляться из реакционной среды, и это, по-видимому, способствовало протеканию процессов (1) и (2) вправо.

Указанные аргументы хорошо соотносятся с результатами, полученными в настоящей работе (отжиг сплавов с 22 ат.% Ge при 800–1000 °C).

При обсуждении эффекта композиционного состава на распад пересыщенных сплавов необходимо принимать во внимание два основных обстоятельства. Такowymi являются (а) *схема образования* оксидов SiO и GeO и (б) *механизм их удаления* из сплавов. В настоящей работе предложены две схемы образования оксидов SiO и GeO — (1) и (2). Видно, что приведенные схемы характеризуются различным соотношением между атомами Si и Ge, удаляемыми из сплава. В случае (1) соотношение Si:Ge составляет 1:1, в случае (2) — 0:2. Таким образом, при преобладании (1) состав слоев SiO₂(Ge) должен сохраняться постоянным, в случае (2) можно ожидать уменьшения концентрации германия в слоях. Анализируя рассмотренные ранее экспериментальные результаты, логично предположить, что в сплавах SiO₂ (17% Ge) образование оксидов SiO и GeO происходит преимущественно по схеме (1), в сплавах SiO₂ (22% Ge) — по схеме (2). В то же время необходимо подчеркнуть, что возможные схемы образования оксидов не ограничиваются предложенными, и этот вопрос требует дополнительных исследований.

Не менее важным является *механизм удаления* оксидов из сплавов. По-видимому, в зависимости от композиционного состава слоев SiO₂(Ge) возможны два механизма удаления оксидов SiO и GeO: их сублимация с поверхности сплавов, либо выделение SiO и GeO в объеме сплавов в пустоты (пузыри) нанометровых размеров. В общем случае, формирование пузырей требует, как минимум, пересыщения слоя газообразными оксидами GeO и (или)

SiO, а также выполнения энергетических критериев зародышеобразования пузырей. Необходимо отметить, что только пузыри сверхкритических размеров стабильны и могут увеличивать свой размер, тогда как пузыри с размером менее критического сокращаются и исчезают [14]. По-видимому в сплавах SiO₂(Ge) с концентрацией Ge 17% и ниже энергетический критерий формирования пузырей не выполняется, и поэтому сублимация SiO и GeO происходит лишь с поверхности образцов. Напротив, при повышении концентрации Ge до 22% пересыщение сплава SiO₂(Ge) газообразными SiO и GeO становится достаточно высоким, чтобы пузыри могли достигать сверхкритического размера и, таким образом, формироваться внутри слоя SiO₂(Ge). Можно предположить, что в дальнейшем происходит перекрывание пузырей, в результате чего образуются поры и микротрещины, достигающие поверхности слоя SiO₂(Ge).

Эволюция структурно-фазового состава сплавов SiO₂(Ge)

Одновременно с изменением композиционного состава в сплавах происходят структурно-фазовые изменения, которые заключаются в формировании нано-преципитатов германия. При этом наблюдается сильная зависимость размера и плотности распределения образующихся преципитатов от состава сплавов и режимов их отжига.

Отмеченные закономерности иллюстрируются рис.3. На нем представлены типичные ПЭМ-микрофотографии слоев SiO₂ (5% Ge) (рис.3а), SiO₂ (17% Ge) (рис.3б) и SiO₂ (22% Ge) (рис.3в) после отжига. Видно, что все микрофотографии содержат темные пятна на сером фоне. Более темный абсорбционный ПЭМ — контраст пятен по сравнению с фоном указывает на то, что соответствующие им структурные образования являются преципитатами, включающими в свой состав большее количество тяжелых атомов, чем окружающая матрица [9,10]. Можно отметить, что размер преципитатов, а также плотность их распределения существенно зависят от исходного состава сплавов.

Так, выделения наибольшего размера (~3–4 нм), но с наименьшей плотностью распределения $\sim 1,3 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ зарегистрированы в случае 5% сплавов SiO₂(Ge) (рис.3а). Они создают достаточно размытый контраст в режиме светлого поля, что делает их трудноразличимыми на общем фоне изображения. Картина микродифракции, соответствующая указанному образцу, содержит диффузные дифракционные кольца, типичные для аморфных материалов [9,10]. Более подробные ПЭМ исследования в режиме

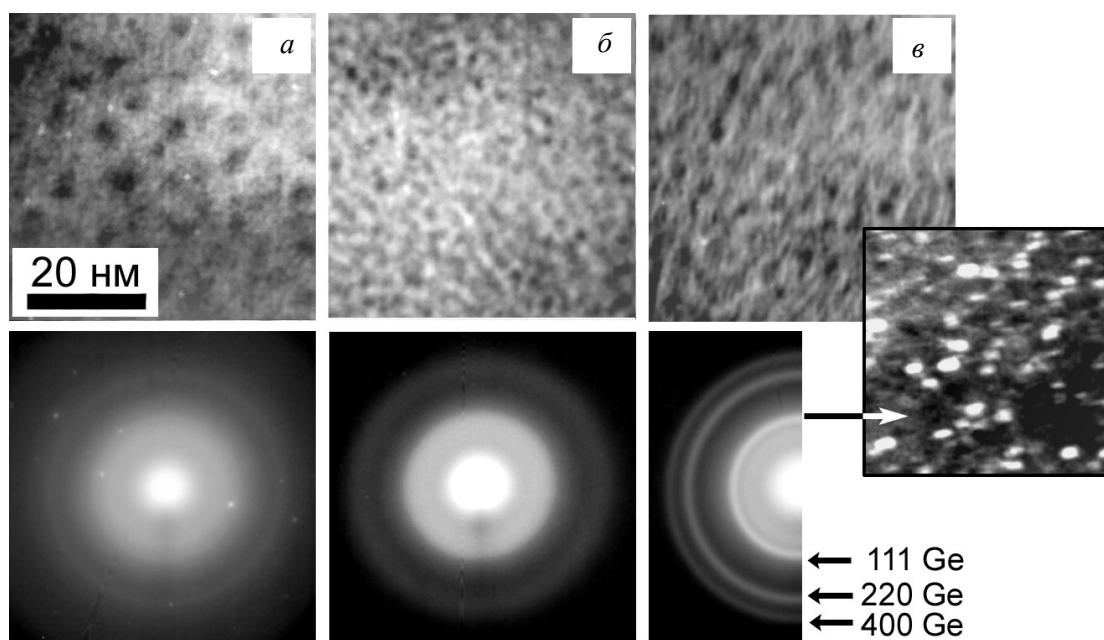


Рис.3. Светлопольные ПЭМ-микрофотографии сплавов $\text{SiO}_2(\text{Ge})$ с концентрацией германия 5 ат.%, 17 ат.% и 22 ат.% (а), 17 ат.% (б) и 22 ат.% (в) после 20 мин отжига при 600°C . Под микрофотографиями приведены соответствующие картины электронной дифракции. Стрелками на дифракционной картине (в) отмечены кольца, соответствующие поликристаллическому германию. На вставке в рис. (в) представлено темнопольное ПЭМ изображение, полученное в (111)-кольце Ge. Масштаб на микрофотографиях и вставке одинаков.

высокого разрешения (здесь не приведены) выявили сложную внутреннюю структуру выделений. А именно, большинство из них состоит из плотного центрального зародыша (диаметром около 1–2 нм), предположительно, кристаллического Ge, и диффузной оболочки с повышенной концентрацией атомов Ge. Отметим, что наличие оболочки, обрамляющей кристаллиты Ge, выявлено лишь для сплавов SiO_2 с 5 ат.% Ge.

Увеличение концентрации атомов Ge в SiO_2 до 17 ат.% приводит к тому, что образующиеся при отжиге выделения создают более четкий контраст на ПЭМ – изображениях структуры слоев (рис.3б). Размер выделений в этом случае составляет в среднем 1–2 нм, плотность их распределения — $1,1 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$. Картина электронной дифракции, приведенная на рис.3б, содержит диффузные дифракционные кольца, однако, по сравнению с рис.3а, происходит их существенное сужение, что указывает на рост объема кристаллического германия. Некоторая диффузность колец, с одной стороны, указывает на очень малый (нанометровый) размер выделений, но, с другой стороны, не позволяет провести их строгий структурно-фазовый анализ [9, 10].

Отжиг сплавов SiO_2 (22% Ge) при 600°C (рис.3в) также приводит к выделению Ge. Размер преципи-

татов (~2 нм) и плотность их распределения в слое (~ $9,2 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$) близки к соответствующим характеристикам сплавов SiO_2 (17% Ge). Картина микро-дифракции, соответствующая образцам SiO_2 (22% Ge), содержит более четкие дифракционные кольца, характерные для поликристаллического германия. На вставке на рис.3в приведена темнопольная микрофотография, полученная в (111)-дифракционном кольце Ge. Выделения германия имеют вид четких ярких пятен на темном фоне, что однозначно указывает на их кристаллическое внутреннее строение [9,10].

Как показали ПЭМ-исследования, аналогичные зависимости микроstructures слоев от композиционного состава имеют место и при более высоких температурах отжига (700 и 800°C). Отметим, однако, что с увеличением температуры отжига структурно-фазовые различия несколько сглаживаются, приобретая, в основном, количественные характеристики: больший размер и меньшая плотность распределения преципитатов зарегистрированы в слоях с высокой степенью пересыщения. Типичный пример зависимости структуры слоев сплава SiO_2 (5% Ge) от температуры отжига иллюстрирует рис.4, из которого видно что, меньший размер (2–3 нм) имеют преципитаты, зарегистрированные в сплавах SiO_2 (5% Ge) при 700°C (рис.4а). Плотность их распреде-

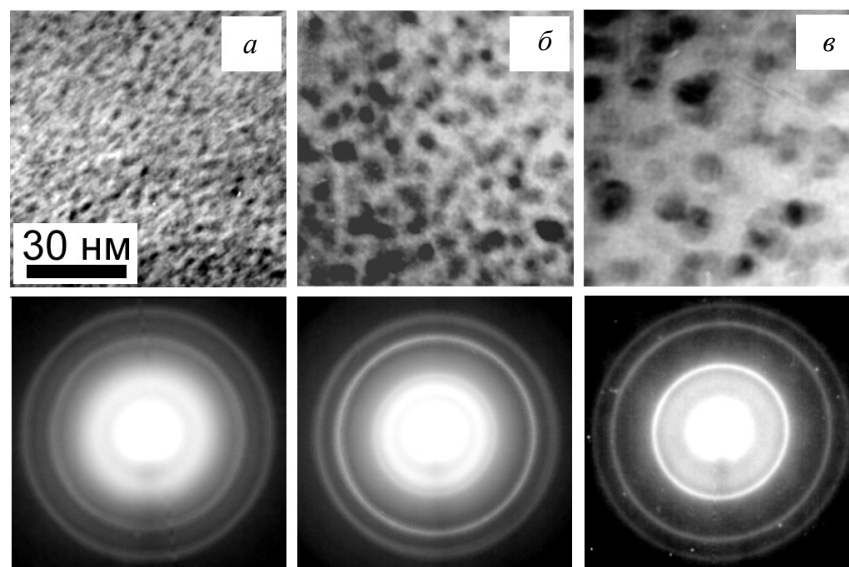


Рис.4. Светлопольные ПЭМ микрофотографии сплавов SiO_2 (5% Ge) после 20 мин отжига при 700°C (а), 800°C (б) и 1000°C (в). Под микрофотографиями приведены соответствующие картины электронной дифракции.

ления составляет $4,6 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$. При повышении температуры отжига до 800 и 1000°C размер преципитатов Ge увеличивается соответственно до 5–8 нм (рис.4б) и 12–17 нм (рис.4в). Плотность их распределения при этом уменьшается до $1,1 \cdot 10^{12}$ и $4,0 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$. Указанные изменения, происходящие с массивами КТ Ge, отражаются и на картинах электронной дифракции (рис.4). Видно, что при повышении температуры отжига происходит существенное сужение (усиление контраста) дифракционных колец, что, очевидно, связано с ростом содержания кристаллического Ge в сплавах. Отметим, что при отжиге сильно пересыщенных сплавов (с 22% Ge) при высоких температурах (800, 1000°C) преципитации германия не наблюдается. Как было показано выше, в данном случае преобладает процесс удаления германия из слоев, что сопровождается образованием пористых структур.

Таким образом, структурно-фазовые характеристики массивов преципитатов Ge, формирующихся при отжиге сплавов $\text{SiO}_2(\text{Ge})$, сильно зависят как от исходного композиционного состава сплавов, так и от режима их отжига. Так, увеличение концентрации атомов Ge в сплавах $\text{SiO}_2(\text{Ge})$ с 5 до 22% (отжиг при 600°C) приводит к сильному росту плотности распределения нанокристаллических выделений Ge (более чем в 5–10 раз). Одновременно происходит и некоторое увеличение среднего размера нанокристаллов (в 1,5–2 раза). Таким образом, суммарное увеличение объема Ge, выделяющегося

в слоях при распаде пересыщенного сплава SiO_2 (22% Ge), относительно SiO_2 (5% Ge), составляет около 50 раз. Увеличение температуры также значительно ускоряет распад пересыщенных сплавов, что, по-видимому, обусловлено усилением диффузионной подвижности атомов Ge и их интенсивным присоединением к растущим преципитатам второй фазы. Роль степени пересыщения сплавов $\text{SiO}_2(\text{Ge})$ в зарождении и росте преципитатов Ge также представляется очевидной. При увеличении концентрации германия в SiO_2 происходит пространственное сближение атомов Ge, что также облегчает их диффузию и выделение в составе новой фазы.

Заключение

Таким образом, полученные результаты свидетельствуют о сильном изменении композиционного и структурно-фазового состава сплавов $\text{SiO}_2(\text{Ge})$ при отжиге. С использованием методов РОР, ПЭМ и ПЭД показано, что отжиг приводит к формированию в слоях SiO_2 массивов квантовых точек Ge. Одновременно происходит более или менее существенное изменение толщины и композиционного состава слоев, связанное с удалением из них монооксидов SiO и GeO. Обнаружено, что указанные процессы в значительной мере определяются исходным составом сплавов, а также режимами их отжига. В частности, при повышении в сплавах концентрации германия происходит увеличение объема выделяющейся фазы

Ge, одновременно с этим изменяются механизмы образования и сублимации оксидов SiO и GeO. Повышение температуры отжига приводит в целом к ускорению распада сплавов.

Работа выполнена при финансовой поддержке БРФФИ в рамках проекта T05-020, а также за счет гранта NATO CBREAR.CLG 982384.

Литература

1. Rebohle L., von Borany J., et al. Blue photo- and electroluminescence of silicon dioxide layers ion-implanted with group IV elements, Appl. Phys. B, 2000, v.71, p. 131 – 151.
2. Fukuda H., Sakuma S. et al. Physical and electrical properties of Ge-implanted SiO_2 films, J. Appl. Phys., 2001, v. 90, no. 7, p. 3524 – 3528.
3. Gebel T., Rebohle L. et al. Charge trapping in light-emitting SiO_2 layers implanted with Ge^+ ions. Appl. Phys. Lett., 2002, v. 81, no. 4, p. 2575 – 2577.
4. Ball P. Let there be light, Nature. 2001, v. 409, p. 974 – 976.
5. Shklyayev A.A., Ichikawa M. Visible photoluminescence of Ge dots embedded in Si/ SiO_2 matrices. Appl. Phys. Lett. 2002, v. 80, no. 8., p. 1432 – 1434.
6. Самсонов Г.В., Физико-химические свойства окислов, М.: Металлургия, 1978, 472 с.
7. Thompson, M.O. Computer Graphics Service Documentation, 2002, <http://www.genplot.com/doc/index.htm>
8. Mayer J.W., Rimini E. Ion Beam Handbook for Material Analysis, Academic Press, New York, 1977, 488 p.
9. Хирш П., Хови А., Николсон Р., Пэшли Д., Уэлан М., Электронная микроскопия тонких кристаллов. М.: Мир, 1968, 574 с.
10. Томас Г., Гориндж М.Дж., Просвечивающая электронная микроскопия материалов, М.: Наука, 1983, 317 с.
11. Глушко В.П., Гурвич Л.В., Вейц И.В., Медведев В.А., Термодинамические свойства индивидуальных веществ, т. 2, кн. 2, М.: Наука, 1979, 344 с.
12. Samsonov V.M., Bazulev A.N., Sdobnyakov N.Y. On applicability of Gibbs thermodynamics to nanoparticles. Central European Journal of Physics, 2003, v. 1, no. 3, p. 474 – 484.
13. Prigogine I. Introduction to thermodynamics of irreversible processes, Charles C. Thomas Publisher, Springfield, Illinois, 1955, 115 p.
14. Любов Б.Я. Кинетическая теория фазовых превращений. М.: Металлургия, 1969, 237 с.

Гайдук Алексей Петрович — Белорусский государственный университет, химический факультет, студент.

Ларсен Арне Ньюландстед — Институт физики и астрономии Орхусского Университета (Дания), доктор наук, профессор. Специалист в области физики наноструктур, молекулярно-лучевой эпитаксии.

Шевалье Жак — Институт физики и астрономии Орхусского Университета (Дания), инженер. Специалист в области ионноплазменных методов обработки материалов и нанесения покрытий.

Гайдук Петр Иванович — Белорусский государственный университет, доктор физико-математических наук, профессор. Специалист в области ионно-лучевых методов обработки материалов, физики наноструктур, просвечивающей электронной микроскопии.