

УДК 621.315.592

Дальнодействующее влияние ионного облучения, химического травления и механической шлифовки на релаксацию твердого раствора железа в фосфиде галлия

© Е.С. Демидов, А.Б. Громогласова[†], В.В. Карзанов

Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, 603600 Нижний Новгород, Россия

(Получена 25 февраля 2000 г. Принята к печати 14 марта 2000 г.)

Методом электронного парамагнитного резонанса непосредственно исследовалось влияние внешних воздействий на дефектную систему неоднородно легированных железом кристаллов фосфида галлия. Замещающие галлий ионы $Fe_s^{3+}(Ga)$ (A -центры) и межузельные атомы Fe_i^0 (B -центры) рассматриваются в качестве индикаторов и участников перестройки дефектной системы кристалла. Обнаружено дальнодействующее влияние ионного облучения аргоном, химического травления или механической шлифовки на A - и B -центры. Эффект дальнодействия объясняется пластической деформацией кристалла $GaP:Fe$ и взаимодействием дислокаций с A - и B -центрами при модификации кристалла ионным облучением или удалением с одной стороны вызывающего механические напряжения слоя, насыщенного $Fe_s^{3+}(Ga)$ -центрами. В случае ионного облучения, по-видимому, важна роль упругих волн, генерируемых в зоне торможения ионов аргона и взаимодействующих с B -центрами и дислокациями.

Введение

Примесь железа в фосфиде галлия является удобным индикатором перестройки дефектной системы при внешних воздействиях на кристалл этого широкозонного материала — представителя полупроводниковых соединений $A^{III}B^V$. При температуре кипения жидкого азота легко наблюдаются спектры электронного парамагнитного резонанса (ЭПР) от двух типов примесных $3d$ -центров: спектр A — от примеси замещения (Me_s) трехкратно ионизованных центров железа на местах атомов галлия $Fe_s^{3+}(Ga)$, и спектр B — от примеси внедрения (Me_i) нейтральных центров Fe_i^0 , как установлено в [1–3]. При этом, согласно [3], растворимость межузельной компоненты достигает $2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$. Это на порядок превышает такую для Me_i в кремнии, сравнимо с $\sim 10^{18} \text{ см}^{-3}$ для $Fe_s^{3+}(Ga)$ в GaP . Me_i -компонента железа в фосфиде галлия является более слабо связанной и, следовательно, более подвижной по сравнению с Me_s . Поэтому, как показано в [3], для Fe_i^0 характерна низкотемпературная релаксация твердого раствора, при которой в $GaP:Fe$ протекают твердотельные реакции такого же типа, что и в кремнии с $3d$ -центрами железа Fe_i^0 или хрома Cr_i^+ , где эти примеси преимущественно растворяются в виде Me_i . Ранее было показано [4–6], что путем бомбардировки поверхности кристалла ионами аргона можно управлять процессами комплексообразования и распада твердого раствора $3d$ -примеси в объеме кремния на расстояниях в сотни микрометров, т.е. далеко за зоной торможения ионов Ar^+ . Естественно ожидать проявления такого же эффекта дальнодействия при ионной имплантации аргона и в фосфиде галлия в силу упомянутой выше аналогии в поведении межузельной доли примеси железа

в GaP и хрома и железа в Si . Отметим, что косвенные признаки эффекта дальнодействия в полупроводниках $A^{III}B^V$ наблюдались ранее при облучении содержащих примеси группы железа полужолирующих кристаллов $GaAs:Cr$ и $InP:Fe$ [7,8]. Настоящая статья посвящена исследованию эффекта дальнодействия в $GaP:Fe$ при облучении ионами аргона путем непосредственного наблюдения за состояниями $Fe_s^{3+}(Ga)$ и Fe_i^0 с помощью техники ЭПР. Обнаружен эффект дальнодействия как при ионном облучении кристаллов аргоном, так и при химическом или механическом удалении приповерхностных слоев кристалла. Обсуждается природа эффекта дальнодействия.

Методика эксперимента

Исходные образцы представляли собой пластины монокристаллов фосфида галлия, вырезанные в плоскости (111), толщиной около 700 мкм с концентрацией мелких доноров $2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ и плотностью дислокаций 10^4 см^{-2} . Легирование образцов GaP железом описано в [3,7]. Облучение производилось ионами Ar^+ с энергией 40 кэВ, дозой $\Phi = 10^{17} \text{ см}^{-2}$, при плотности ионного тока $j = 7 \text{ мкА/см}^2$. Температура фосфида галлия при облучении не превышала 70°C .

Спектры ЭПР записывались на модернизированном [7] промышленном отечественном 3-сантиметровом спектрометре ЭПА-2М при температуре $T = 80 \text{ К}$ в криостате [8]. В качестве эталона интенсивности использовались следы примеси ионов Cr^{3+} в сапфировом стержне, к которому крепился образец в криостате. Эталон был прокалиброван взвешенным кристаллом медного купороса ($CuSO_4 \cdot 5H_2O$). Исследуемый образец всегда одинаково жестко располагался на сапфировом стержне криоста-

[†] E-mail: anna@phys.unn.runnet.ru

та по отношению к резонатору и магнитному полю ЭПР-спектрометра. Возможные колебания температуры ± 2 К были одинаковыми для образца и эталона. Согласно [2,9], при $T = 80$ К для центров $\text{Fe}_s^{3+}(\text{Ga})$ и Fe_i^0 в GaP еще не заметно проявление возбужденных состояний, т. е. небольшие относительные температурные колебания интенсивности сигнала ЭПР из-за закона Кюри были одинаковыми для активных центров образца и центров Cr^{3+} эталона. Поэтому погрешность в интенсивности спектров ЭПР центров железа по отношению к эталону в основном определялась шумом ЭПР-спектрометра. Для уменьшения вклада шума $1/f$ спектры ЭПР записывались с малым периодом развертки в 30 с. Путем многократной записи спектров относительная погрешность была доведена до величины, не превышающей 2.5%, при снятии распределения центров железа по глубине и при регистрации интенсивности сигнала ЭПР в GaP:Fe до и после облучения. Погрешность измерения абсолютного числа А- и В-центров железа не превышала 20%.

После диффузионного легирования кристаллы подвергались скрайбированию и механической шлифовке периферийных сторон для получения образцов с однородным распределением примеси по глубине. В результате пластинчатые образцы имели размеры 4.5×7 мм². Распределение А- и В-центров по глубине регистрировалось с применением или механической шлифовки образцов, или химического травления в растворе $\text{HBr}:\text{K}_2\text{Cr}_2\text{O}_7:\text{CCl}_3\text{COOH} = 1:2:0.5$. При травлении обратная сторона пластины защищалась химически стойким нитролаком. Толщина кристаллов из-за сильной зависимости скорости травления от содержания железа контролировалась при каждом снятии слоя двумя способами — измерением толщины в пяти точках и взвешиванием.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

В таблице приведены относительные интенсивности ЭПР спектров А- и В-центров железа в образце фосфида галлия до и после облучения ионами аргона. На рис. 1 для этого же образца представлены результаты измерения интенсивностей А- и В-спектров, пересчитанные на концентрации активных центров, при химическом удалении слоев с облученной стороны. На рис. 2 — то же самое при удалении слоев механической шлифовкой для необлученного образца GaP:Fe. На рис. 3 — то же для необлученного образца GaP:Fe при химическом

Изменение интенсивностей спектров ЭПР в результате облучения аргоном кристалла GaP:Fe

Относительная интенсивность	До облучения	После облучения	Изменение интенсивности, %
В/эталон	1.846 ± 0.005	1.616 ± 0.022	12.4
А/эталон	1.509 ± 0.009	1.355 ± 0.016	10.2

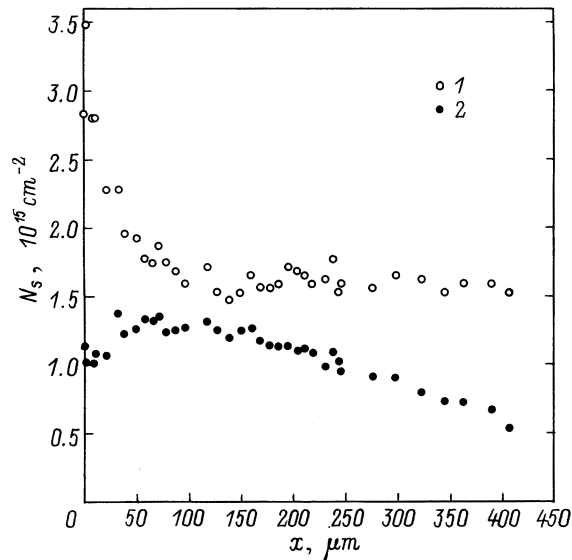


Рис. 1. Интегральное распределение концентрации N_s А- (1) и В-центров железа (2) по глубине x в облученном ионами аргона образце GaP:Fe, полученное при химическом послойном травлении.

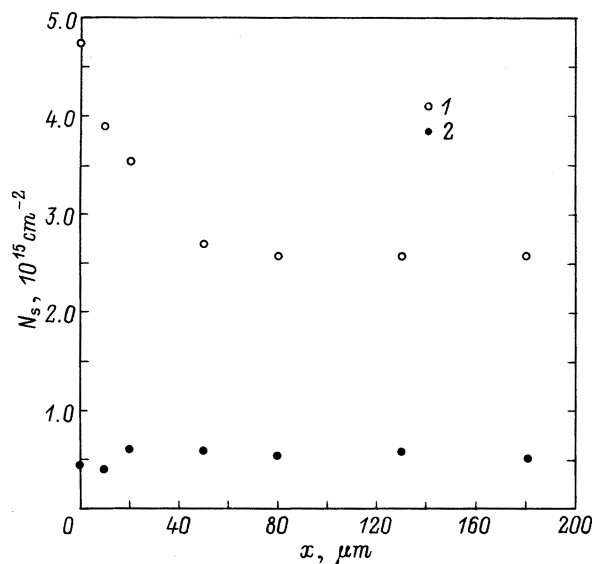


Рис. 2. То же, что на рис. 1, для необлученного образца при послойном удалении фосфида галлия механической шлифовкой.

травлении, причем до травления был удален слой 15 мкм, с обратной стороны образца шлифовкой. На всех рисунках приведены именно интегральные концентрации из-за наличия положительных всплесков интенсивностей А- и В-спектров, превышающих погрешность измерений, стандартное дифференцирование которых давало бы нефизические отрицательные концентрации А- и В-центров.

Из таблицы видно, что интенсивность сигнала ЭПР как от А-, так и от В-центров после облучения уменьшилась. Изменения составили 10 и 12% соответственно,

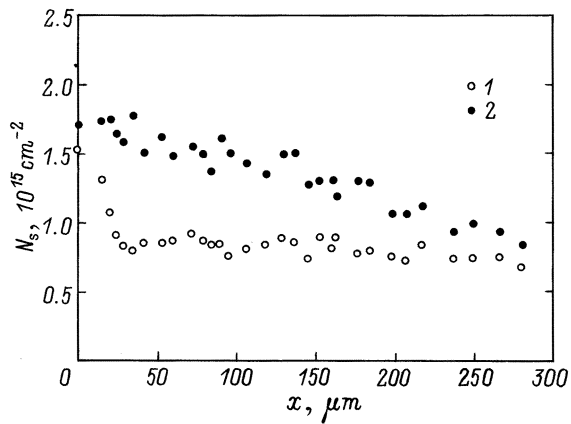


Рис. 3. То же, что на рис. 1, для одного из необлученных образцов при химическом послойном травлении.

что превышает погрешность измерений. В отличие от термических релаксационных процессов при 300–800 К в [3] ионное облучение вызывает изменение состояний примесных центров железа как Fe_i^0 , так и $Fe_s^{3+}(Ga)$. Средний проецированный пробег ионов аргона составляет ~ 30 нм, что, согласно [3] и рис. 1, намного меньше глубины залегания А- и В-центров железа, и возможное исчезновение этих центров в аморфизованном слое из-за их перезарядки или перестройки химических связей не должно превышать 0.1%. Таким образом, данные таблицы свидетельствуют об эффекте дальнодействия как для замещающих галлий, так и для междузельных центров железа.

К сожалению, из-за разброса более 10% в содержании железа в имевшихся у нас кристаллах, не было возможности зарегистрировать изменение характера распределения А- и В-центров по глубине в результате облучения аргоном. Распределение А- и В-центров на рис. 1 для облученного образца близко к приведенному в [3] для необлученного кристалла, если оставить в стороне скачки интенсивности ЭПР в тонком, ~ 5 мкм, приповерхностном слое и возрастание интенсивности ЭПР на одну треть на глубине ~ 30 мкм для В-центров. Как и в [3], наибольший спад для А-центров происходит в слое толщиной ~ 50 мкм, хотя выход на горизонтальный участок, соответствующий сигналу от А-центров с противоположной стороны образца, происходит на глубине ~ 90 мкм. Горизонтальный участок для В-центров простирается до глубины ~ 150 мкм, т. е. слой междузельной компоненты железа Fe_i^0 начинается тоже глубоко, как на рис. 1 в [3], на глубине ~ 180 мкм. На глубине > 150 мкм интенсивность сигнала ЭПР В-центров спадает по линейному закону, что соответствует равномерному распределению этих центров, аналогично приведенному на рис. 1 в [3]. Половинное значение находится на глубине ~ 350 мкм, т. е. В-слой, как и ожидалось [3], располагается внутри кристалла приблизительно симметрично относительно его исходных поверхностей.

Возрастание интенсивности А-спектра и спад интенсивности В-спектра в тонком, 5 мкм, приповерхностном слое наблюдаются и в необлученных кристаллах. Спад интенсивности В-спектра, вероятно, связан с удалением приповерхностного слоя *n*-типа проводимости [3], в котором присутствуют В-центры. Скачок интенсивности А-спектра, по-видимому, связан с перераспределением пространственного заряда, снижением уровня Ферми в приповерхностной области ниже акцепторного уровня $E_v + 0.7$ эВ и перезарядки дефектов $Fe_s(Ga)$ после удаления *n*-слоя, что способствует некоторому увеличению числа трехкратно ионизованных центров железа с пятью неспаренными электронами в 3*d*-оболочке.

Принципиально важным представляется возрастание на 30% интенсивности В-спектра на глубине ~ 30 мкм на рис. 1, которое также нет оснований приписывать действию ионного облучения, так как такое же изменение наблюдается и на необлученном кристалле на рис. 2. Физическую причину такого поведения центров Fe_i^0 мы связываем с пластической деформацией кристалла при его химическом или механическом одностороннем утоньшении. Такой скачок в интегральной интенсивности В-спектра может быть уменьшен путем поочередного удаления слоев с разных сторон кристалла, как это делалось в [3]. Он уменьшается или совсем отсутствует, если приповерхностная концентрация А-центров мала. Свидетельством этого является распределение на рис. 3, где концентрация А-центров в приповерхностном слое толщиной 30 мкм существенно ниже, чем на рис. 1 и 2, и, кроме того, с противоположной стороны снят слой 15 мкм с А-центрами $Fe_s^{3+}(Ga)$. После диффузии железа в GaP и закалки кристалла в нем возникают сильные механические напряжения, вероятно, растягивающие кристалл из-за того, что, согласно [10], ионный радиус Fe^{3+} (0.067 нм) больше радиуса Ga^{3+} (0.062 нм). Как показывает эксперимент, такие кристаллы выдерживают существенно меньшие ударные нагрузки, чем не легированные железом образцы GaP. Такое же свойство двое из авторов данной работы ранее наблюдали и в неоднородно легированных железом кристаллах арсенида галлия. Наличие сильно напряженных приповерхностных слоев при односторонних травлениях и шлифовке вызывают изгиб кристалла за счет действия слоя с $Fe_s^{3+}(Ga)$ с другой стороны образца. Маловероятно, чтобы упругая деформация привела к смещению точечных дефектов. Более естественным представляется пластическая, снимающая напряжения, деформация за счет смещения дислокаций в объеме кристалла. Пока трудно сказать, что вносит главный вклад: переползание краевых дислокаций или скольжение краевых, винтовых или смешанных дислокаций. При чистом переползании имеет место генерация междузельных атомов или вакансий [11]. Однако в случае собственных таких дефектов скорее наблюдался бы спад сигнала ЭПР В-спектра из-за образования комплексов с В-центрами и их перезарядки или из-за образования замещающих центров железа по реакции $Fe_i + V_{Ga} \rightarrow Fe_s(Ga)$. Реакция $Fe_s(Ga) \rightarrow Fe_i + V_{Ga}$

в области сосредоточения Fe_i ; исключена из-за пренебрежимо малых концентраций $Fe_s(Ga)$ на большой глубине, согласно [3], и распределениям на рис. 1–3. Скорее всего решающий вклад дает перемещение дислокаций, окрестности которых исходно представляли собой обогащенные межузельными атомами области кристалла с уровнем Ферми ниже донорного уровня Fe_i , и от этой доли железа не было вклада в B -спектр. В результате пластической деформации дислокация быстро удаляется от области, обогащенной дефектами Fe_i , которые приходят в нейтральное состояние и увеличивают интенсивность B -спектра. Здесь может давать вклад любое движение дислокаций — от переползания до скольжения. Неблагоприятным является только вклад переползания с генерацией вакансий и их комплексообразованием с дефектами Fe_i .

Естественно, что смещение дислокаций должно сказываться и на A -центрах. Так как дефекты $Fe_s(Ga)$ при температурах вблизи комнатной практически неподвижны, здесь существенно переползание дислокаций либо просто с генерацией Fe_i , либо комплексообразованием Fe_i с собственными для матрицы точечными дефектами, что будет приводить только к спаду A -спектра, либо реакция $Fe_i + V_{Ga} \rightarrow Fe_s(Ga)$ с возрастанием интенсивности A -сигнала ЭПР. Однако обнаружение "самодействия" обогащенного дефектами $Fe_s(Ga)$ слоя на их распределение, наблюдаемое с помощью ЭПР, требует специальных экспериментов с малым различием в концентрационных профилях центров и механической блокировкой пластической деформации в части кристалла. В связи с этим представляет интерес более простой эксперимент по влиянию внешней деформации на ЭПР A - и B -центров, результаты которого будут сообщены в другой статье. Тем не менее признаки такого влияния просматриваются и на представленных здесь рисунках. Они проявляются в сильных, выходящих за пределы погрешности измерений, осцилляциях измеренных интенсивностей ЭПР обоих спектров (особенно на рис. 3), которые, как мы полагаем, обусловлены механической деформацией кристаллов. При измерении толщины образцов длинномером механический контакт индентора с усилием в десятки граммов приводил к изгибу кристаллов и их пластической деформации. Осцилляции свидетельствуют о возможности частично обратимых изменений. Это означает для B -центров возможность обратного движения дислокации в оставленную перед этим область, обогащенную дефектами Fe_i , а для A -центров — генерацию вместо вакансий межузельных атомов и наоборот. Асимметрия генерации точечных дефектов при вкладе переползания дислокаций должна существовать при изгибе кристалла, вырезанного в плоскости (111), из-за естественной асимметрии соединения $A^{III}B^V$ в направлении $\langle 111 \rangle$.

В свете предложенного выше механизма дальнего действия влияния химического или механического удаления приповерхностных слоев на оба спектра ЭПР не исключено, что и в эффекте дальнего действия при облучении ионами аргона проявляется пластическая дефор-

мация кристалла (по крайней мере для A -центров), т.е. действует механизм, обсуждаемый в книге [12] и предложенный в [13] для объяснения эффекта дальнего действия, наблюдавшегося в германии и кремнии. Вместе с тем в случае B -центров (см. таблицу) эффект дальнего действия при облучении ионами аргона приводил только к спаду интенсивности B -спектра в $GaP:Fe$. Скорее всего, как предполагалось ранее нами при объяснении эффекта дальнего действия в кремнии, зона торможения ионов аргона генерирует упругие волны, которые стимулируют увеличение подвижности дефектов Fe_i , что способствует их скоплению вблизи дислокаций, перезарядке $Fe_i^0 \rightarrow Fe_i^+$ и уменьшению интенсивности сигнала ЭПР. Недавние эксперименты на кремнии с применением атомно-силовой зондовой микроскопии [14] показали образование кратеров взрыва блистеров аргона на поверхности кремния при использованных здесь дозах облучения. Взрывы также могут быть источником упругих волн и в GaP .

Отметим, что X -дефектами при низкотемпературной релаксации B -центров в [3], по-видимому, являются дислокации. До точки перевала 773 К нагрев приводил к скоплению межузельного железа в окрестности дислокаций. Выше этой точки происходило диффузионное выравнивание распределения межузельного железа с ростом доли Fe_i^0 .

Вышеприведенные данные свидетельствуют о необходимости учета пластической деформации кристалла при снятии распределения дефектов по глубине путем удаления приповерхностных слоев кристалла. В связи с этим аргументация недавней статьи [15] о принадлежности B -спектра замещающим галлий центрам $Fe_s^+(Ga)$ ($3d^7$) в состоянии $^4S_{3/2}$, основанная на совпадении распределений по глубине A - и B -центров, нуждается в дополнительных пояснениях или экспериментах. Наши интегральные распределения на рис. 1–3, если уменьшить значения N_s для B -центров в 15/8 раз (чтобы трактовать B -центры как $Fe_s^+(Ga)$), не обращаются в единую кривую зависимости $N_s(A+B)$ от толщины снятого слоя с единым коэффициентом диффузии. Протяженные участки, близкие к линейным после усреднения осцилляций, для B -центров свидетельствуют о равномерном их распределении в середине кристалла. Полученная в [15] температурная зависимость коэффициента диффузии $D[\text{см}^2/\text{с}] = 10^4 \exp\{-(3.47 \pm 0.01)/kT[\text{эВ}]\}$ сильно противоречит выведенной в [16] формуле $D[\text{см}^2/\text{с}] = 0.16 \exp\{-(2.32 \pm 0.2)/kT[\text{эВ}]\}$. К тому же на рис. 3, *b* [15] имеется ошибка. Величина $D = 3.6 \cdot 10^{-10} \text{ см}^2/\text{с}$ при 1153 К из текста статьи и рис. 1 должна располагаться на порядок выше прямой рис. 3. Таким образом, нет простой, единой для A - и B -центров, аррениусовской зависимости $D(T)$. Странным представляется в [15] исключение из аргументации наших данных о низкотемпературной релаксации B -центров на основании отсутствия ее влияния на величину и тип электропроводности, а также данных [1,2]. В [3] есть результаты электрических измерений и даны пояснения.

Отсутствие B -спектров в полуизолирующих кристаллах, отмечаемое в [15], установлено ранее и нами [2]. В [2,15] оно легко объяснимо, так как использовались кристаллы, компенсированные хромом и никелем [15] или медью [2], уровень Ферми в которых соответствовал $E_v + (0.4 - 0.5)$ эВ, что ниже предполагаемого [3] донорного уровня $E_v + 1$ эВ, и все центры Fe_i были ионизованы. Это и привело к отсутствию B -спектра. Более того, если бы B -центрами являлись дефекты $Fe_s^+(Ga)$ ($3d^7$), с учетом того, что акцепторный уровень $Fe_s^{2+}(Ga) \rightarrow Fe_x^+(Ga)$ выше акцепторных уровней никеля и хрома и первого акцепторного уровня железа $E_v + 0.7$ эВ, B -спектр при высокой концентрации железа должен был бы наблюдаться в перекомпенсированных полуизолирующих кристаллах GaP в [2,15]. Проблема наблюдения B -спектров в полуизолирующих кристаллах GaP заключается в поиске условий фиксирования уровня Ферми выше $E_v + 1$ эВ, но не слишком близко к дну зоны проводимости GaP, чтобы не происходила, как в случае железа в кремнии, перезарядка $Fe_i^0 \rightarrow Fe_i^-$. Задача может быть решена перекомпенсацией железом GaP p -типа проводимости с уровнем легирования акцепторами, согласно [3], не выше 10^{17} см^{-3} , либо компенсацией n -кристаллов, согласно [17], титаном или ванадием с акцепторными уровнями в верхней половине запрещенной зоны. Вариант с компенсацией доноров GaP центрами железа в узлах решетки, по-видимому, реализуется на кривой I рис. 1 в [15] с почти линейным интегральным распределением B -центров при 1153 К, соответствующим их почти равномерному распределению в слое толщиной ~ 100 мкм. Эта толщина определяется (кроме неконтролируемых акцепторов) перекомпенсацией доноров GaP центрами железа в узлах решетки Fe_s^{2+} , Fe_s^+ , Согласно закономерностям, установленным в [7,17], большая ширина запрещенной зоны GaP позволяет допустить существование шести зарядовых состояний для центров замещения, от Fe_s^{3+} до Fe_s^{2-} , и четырех — для центров внедрения: Fe_i^+ , Fe_i^0 , Fe_i^- , Fe_i^{2-} . В неоднородно легированных кристаллах с распределением типа приведенного на рис. 3 есть надежда отсечь достаточно толстую высокоомную область только с B -центрами и более детально исследовать спектр перезарядки B -центров.

Список литературы

- [1] В.Ф. Мастеров, С.И. Марков, Л.П. Пасечник, В.К. Соболевский. ФТП, **17**, 1130 (1983).
- [2] Е.С. Демидов, А.А. Ежевский. ФТП, **19**, 1629 (1985).
- [3] Е.С. Демидов, В.В. Карзанов, А.Б. Громогласова, О.Н. Морозкин. ФТП, **33**, 385 (1999).
- [4] П.В. Павлов, Е.С. Демидов, Г.В. Зорина. ФТП, **21**, 984 (1987).
- [5] Е.С. Демидов, В.В. Карзанов, П.В. Павлов. ФТП, **23**, 548 (1989).
- [6] В.В. Карзанов, П.В. Павлов, Е.С. Демидов. ФТП, **23**, 2064 (1989).
- [7] Е.С. Демидов. Автореф. докт. дис. (Н. Новгород, Изд-во ННГУ, 1994).
- [8] Е.С. Демидов, А.А. Ежевский. Завод. лаб., **47**, 42 (1981).
- [9] Е.С. Демидов, А.А. Ежевский, В.В. Карзанов. ФТП, **17**, 661 (1983).
- [10] Б.Ф. Ормонт. Введение в физическую химию и кристаллохимию полупроводников (М., Высш. шк., 1982).
- [11] П.В. Павлов, А.Ф. Хохлов. Физика твердого тела (Н. Новгород, Изд-во ННГУ, 1993).
- [12] И.А. Аброян, А.Н. Андронов, А.И. Титов. Физические основы электронной и ионной технологии (М., Высш. шк., 1984).
- [13] Т.А. Куземченко. Автореф. канд. дис. (М., ИОФ АН СССР, 1989).
- [14] В.В. Карзанов, К.А. Марков, С.Ю. Зубков, Д.О. Филатов, Г.А. Максимов, Е.С. Демидов. Матер. Всеросс. совещ. "Зондовая микроскопия-99" (Н. Новгород, 1999) с. 185.
- [15] N.N. Pribylov, A.I. Spirin, S.I. Rembeza, V.I. Kirillov. Phys. St. Sol. (a), **172**, 177 (1999).
- [16] Ф.С. Шишияну, В.Г. Георгиу. ФТП, **10**, 2188 (1976).
- [17] Е.С. Демидов. ФТП, **34**, 37 (1992).

Редактор Л.В. Шаронова

The long-range influence of ion irradiation, chemical etching and mechanical polishing on the iron solid solution in gallium phosphide relaxation

E.S. Demidov, A.B. Gromoglasova, V.V. Karzanov

N. Novgorod State University,
603600 N. Novgorod, Russia

Abstract Exposure to external actions and the defect system reaction of laminated, inhomogeneously iron-doped gallium phosphide crystals has been studied directly by the electron paramagnetic resonance technique. The substitutes, $Fe_s^{3+}(Ga)$ (A -centers), and interstitials, Fe_i^0 (B -centers), testified to the crystal defect system rearrangement. The long-range effect of argon ion irradiation, chemical etching or mechanical polishing on the A - and B -centers was found. Plastic deformation of GaP:Fe crystal in interaction of dislocations with both A - and B -centers throughout the crystal modification due to ion irradiation, as well as due to removing from the crystal face a layer saturated with $Fe_s^{3+}(Ga)$ centers inducing mechanical stresses, is proposed for explanation of the long-range effect. The role of elastic waves being generated in the argon ion deceleration region and subsequently interacting with B -centers and dislocations is probably also important in the case of ion irradiation.