

- [6] Минин И.В., Минин О.В. Тез. докл. 4 Всес. конф. по проблемам машинной графики. Серпухов. 1987. С. 160.
- [7] Байбулатов Ф.Х., Минин И.В., Минин О.В. // Радиотехника и электроника. 1985. Т. 30. № 9. С. 372-380.

Поступило в Редакцию
12 июня 1989 г.

Письма в ЖТФ, том 15, вып. 23

12 декабря 1989 г.

11

СТРУКТУРА ФЕРРИТ-ГРАНАТОВЫХ ПЛЕНОК, ИМПЛАНТИРОВАННЫХ ИОНАМИ БОРА

В.В. Немошкаленко, Б.К. Остафийчук,
В.А. Олейник, В.Д. Федорив

В настоящей работе исследовано влияние дозы имплантированных ионов бора на степень структурного и магнитного разупорядочения и обменное взаимодействие в феррит-гранатовых пленках состава $Pb_{0.04}Lu_{0.25}Sm_{0.17}Y_{1.76}Ca_{0.78}Fe_{4.24}Ge_{0.76}O_{12}$. Пленки выращены методом жидкофазной эпитаксии на подложке $Gd_3Ga_5O_{12}$ с кристаллографической плоскостью среза (111). Ионная имплантация (ИИ) проводилась на одной ФПП ионами бора с энергией 80 кэВ и дозами $1 \cdot 10^{14}$ – $1 \cdot 10^{16}$ см⁻² при комнатной температуре в режиме, исключающем каналирование. Исследование структурных и магнитных параметров неимплантированных и имплантированных ФПП были выполнены методами резерфордского обратного рассеивания (РОР) ионов гелия [1], рентгеноструктурного анализа, конверсионной мессбауэровской спектроскопии [2] и электронографии.

Из результатов рентгеноструктурных исследований следует, что увеличение дозы внедренных ионов вызывает первоначальное увеличение постоянной решетки с достижением максимума при $\sim 8 \cdot 10^{14}$ см⁻² и ее дальнейшее уменьшение, обуславливая аналогичные изменения напряжений сжатия. Наличие максимума напряжений и их спад с дальнейшим ростом дозы имплантируемых ионов объясняется кинетикой образования дефектов в нарушенном слое и зарождением аморфных областей, что подтверждается результатами электронографии и РОР.

На электронограммах, полученных от неимплантированной ФПП, наблюдаются контрастные кикучи-линии и правильная сетка точечных дифракционных рефлексов, что свидетельствует о довольно высоком структурном совершенстве неимплантированного приповерхностного слоя. По мере увеличения дозы ИИ интенсивность и контрастность кикучи-линий и дифракционных рефлексов на электронограммах, полученных от имплантированных пленок, уменьшается, а интенсив-

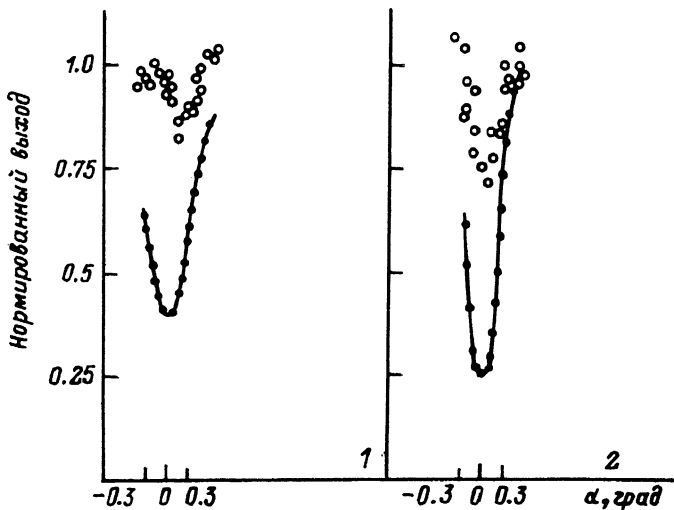


Рис. 1. Угловые зависимости выхода реакции ${}^{10}\text{B}/p, \alpha$ (1) и обратнорассеянных протонов (2) в окрестности оси $\langle 111 \rangle$ кристалла $\text{Pb}_{0.04}\text{Lu}_{0.25}\text{Sm}_{0.17}\text{Y}_{1.76}\text{Ca}_{0.78}\text{Fe}_{4.24}\text{Ge}_{0.76}\text{O}_{12}$, имплантированного бором. Энергия пучка протонов $E = 300$ кэВ. 1 - $8 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$; 2 - $1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$.

ность диффузного рассеивания увеличивается. При достижении дозы $\geq 1 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ на электронограмме содержится только диффузное гало, что свидетельствует об аморфности поверхностного слоя толщиной ≈ 0.01 мкм.

Результаты электронографии хорошо согласуются с результатами, полученными при исследовании спектров РОР, анализ которых показал, что при дозе $1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ в ФПП имеется незначительное количество протяженных дефектов, распределенных в приповерхностном слое, в то время как при дозе $8 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ их концентрация становится существенной при значительном содержании аморфной фазы, которая практически прорастает на всю глубину имплантированного слоя при дозе $\geq 1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$.

На основании анализа угловых ширин лунок по бору и катионам (см. рис. 1) можно сделать вывод о том, что при внедрении ионов бора с энергией 80 кэВ в ФПП происходит разрушение как анионной, так и катионной подрешетки. Однако степень их разрушения имеет селективный характер и зависит от дозы ИИ. При относительно низких дозах вследствие особого положения кислорода в структуре граната в основном разрушается анионная подрешетка, в то время как при дозах $\geq 8 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ наблюдается заметное разрушение катионной подрешетки. Из рис. 1 видно, что при этой дозе происходит также смещение дна лунки по матрице и по бору на угол порядка 0.15° . Анализ значений χ_{min} по элементам указывает на то, что

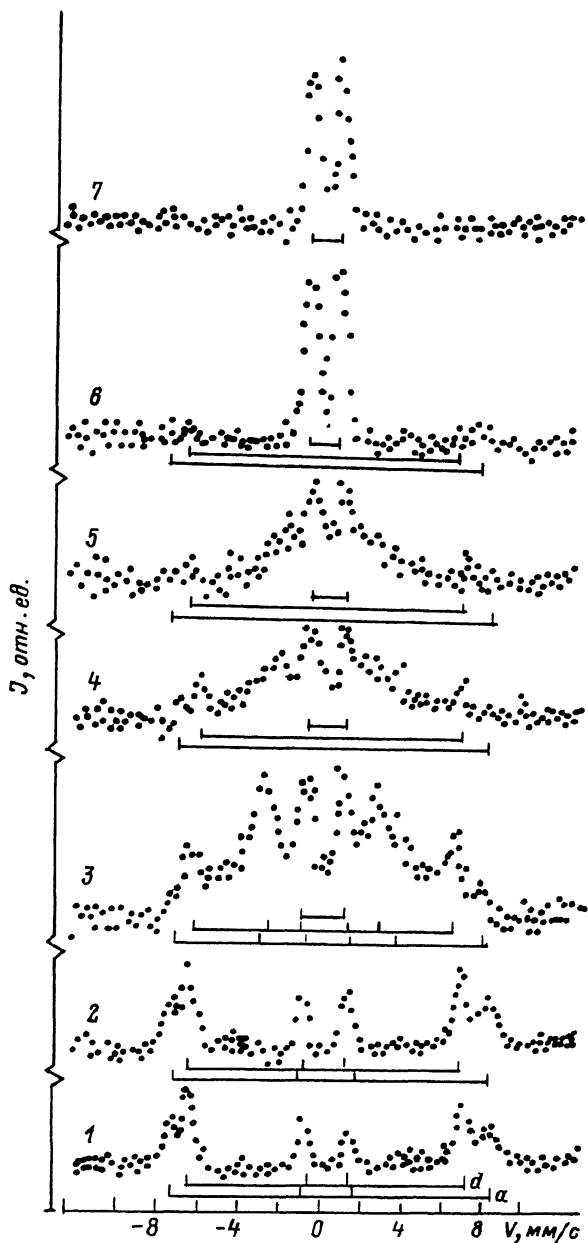


Рис. 2. КЭМС железа от исходной и имплантированной ионами бора ФП: 1 - исх., 2 - $1 \cdot 10^{14}$ см $^{-2}$, 3 - $6 \cdot 10^{14}$ см $^{-2}$, 4 - $8 \cdot 10^{14}$ см $^{-2}$, 5 - $1 \cdot 10^{15}$ см $^{-2}$, 6 - $3 \cdot 10^{15}$ см $^{-2}$, 7 - 10^{16} см $^{-2}$.

при имплантации ФП бором в катионной подрешетке легче разрушаются цепочки из более тяжелых элементов и несколько медленнее — из легких элементов, хотя это различие, например для Y и Fe , невелико.

Определенный для дозы 10^{16} см $^{-2}$ профиль концентрации имплантированного бора, как и в случае [3], имеет колоколообразный вид с величиной проективного пробега $R_p = 145.3$ нм и дисперсией $\Delta R_p = 119.7$ нм. Характерно, что местоположение внедренного бора зависит от дозы имплантации. При дозе $1 \cdot 10^{14}$ см $^{-2}$ около 40 % внедренных ионов бора занимают узлы решетки, в то время как остальные хаотически распределены по объему решетки, а при дозе $8 \cdot 10^{14}$ см $^{-2}$ в узлах находится всего около 25 % бора.

В конверсионных электронных мессбауэровских спектрах (КЭМС) железа, представленных на рис. 2, полученных от имплантированного приповерхностного слоя, четко проявляются вторая и пятая линии, интенсивности которых возрастают с увеличением дозы внедренных ионов бора до тех пор, пока в приповерхностном слое ФП увеличивается планарная составляющая вектора намагниченности и не начинает превалировать влияние структурного разупорядочения [2], обуславливающее ослабление степени сверхобменного взаимодействия между ионами железа в \bar{a} - и \bar{a}' - подрешетках. Ослабление сверхтонкого взаимодействия вызывает частичный переход ионов железа в парамагнитное состояние в приповерхностном слое ФП, которое доминирует при дозах $6 \cdot 10^{15}$ см $^{-2}$. Это находит выражение в росте интенсивности центрального квадрупольного дублета в КЭМС железа, приведенных на рис. 2.

В работе [4] уменьшение степени магнитного упорядочения в имплантированном слое авторы связывают с деформацией угла сверхобменной связи в цепочке $Fe\bar{a}^{3+}-O^{2-}-Fe\bar{a}'^{3+}$, обусловленной смещением ионов кислорода при низких дозах имплантации. Полученные в настоящей работе результаты при исследовании спектров РОР подтверждают данные предположения, однако уменьшение степени магнитного упорядочения в имплантированном слое ФП обусловлено также разупорядочением катионной подрешетки. С дальнейшим ростом концентрации внедренных ионов бора происходит накопление радиационных дефектов в катионной подрешетке по всем элементам, и при дозе $\geq 1 \cdot 10^{16}$ см $^{-2}$ имплантированный приповерхностный слой ФП становится аморфным по всей глубине и переходит в парамагнитное состояние при комнатной температуре (см. рис. 2).

Исходя из того, что формирование дифракционной картины электронов происходит в приповерхностном слое толщиной порядка 0.01 мкм, а выход электронов конверсии в исследуемых материалах составляет ≈ 0.2 мкм [5], можно предположить, что при имплантации ФП ионами бора зарождение аморфных областей происходит с поверхности или, по крайней мере, в приповерхностном слое толщиной ~ 0.01 мкм, и по мере увеличения дозы внедренных ионов аморфизированный слой как бы прорастает в глубь имплантированного слоя. Это предположение согласуется с результатами анализа спектров РОР, согласно которым при ИИ бора в ФП первоначально за-

рождаются протяженные дефекты, их концентрация максимальна у поверхности и при дозе $8 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ становится критической, обуславливая, по-видимому, разворот катионных цепочек на угол порядка 0.15° и интенсивный рост концентрации аморфной фазы. На основании анализа экспериментальных результатов можно предположить, что энергия образования протяженных дефектов в поверхностном слое ФПП при ИИ понижается в результате упругого сжатия пленки, обусловленного рассогласованием постоянной решетки пленки и подложки (0.005 нм) и различием их термических коэффициентов. С увеличением дозы ИИ рост плотности дефектов приводит к повышению упругой энергии приповерхностного слоя, и при некотором критическом значении происходит взаимодействие дефектов с образованием дислокаций и аморфных областей, выходящих на поверхность. При дальнейшем увеличении дозы внедренных ионов в основном происходит рост областей аморфной фазы вплоть до полной аморфизации имплантированного слоя. Характерно, что подрешетка, образованная ионами кальция, является наиболее устойчивой против радиационного разрушения при ионной имплантации.

В заключение авторы выражают искреннюю благодарность В.Г. Барьяхтару за полезные обсуждения результатов настоящей работы.

С п и с о к л и т е р а т у р ы

- [1] Скакун Н.А., Дикий Н.П., Страшинский А.Г. // ПТЭ. 1973. № 4. С. 49-50.
- [2] Остафийчук Б.К., Пылыпив В.М., Шевчук П.И., Федорив В.Д., Петров В.Е. // Металлофизика. 1987. № 4. С. 75-78.
- [3] Остафийчук Б.К., Пылыпив В.М., Сенкевич А.И., Федорив В.Д., Ворончак О.Н. // Письма в ЖТФ. 1988. Т. 14. В. 5. С. 466-469.
- [4] P i c o n e P.J., M o r r i s h A.H. // Sol. Stat. Commun. 1982. V. 34. N 9. P. 743-747.
- [5] S k r i m s h i r e C.P., L o n g w o r t h G.// J. Phys. D: Appl. Phys. 1979. V. 12. N 11. P.1951-1961.

Иваново-Франковский
государственный педагогический
институт им. В.С. Стефаника

Поступило в Редакцию
20 июля 1989 г.