

2. Проведены исследования основных термодинамических характеристик модельного сегнетоэлектрического кристалла (ТЭС) в неравновесных условиях и установлены определенные отклонения от квазиравновесного распределения параметров по объему кристалла при наличии температурных градиентов.

3. В параэлектрической фазе обнаружен и исследован электро-термоградиентный эффект и отмечены возможные способы его применения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] Marvan M. Czech J. Phys. (B), 1969, 19, p. 1240. [2] Гуревич В. Л. ФТТ, 1981, 23, с. 2357. [3] Гуревич В. Л., Таганцев А. К. Письма в ЖЭТФ, 1982, 35, с. 106. [4] Струков Б. А., Давтян А. В., Соркин Е. Л. ФТТ, 1983, 25, с. 108. [5] Иона Ф., Ширане Д. Сегнетоэлектрические кристаллы. М.: Мир, 1965. [6] Струков Б. А., Леванюк А. П. Физические основы сегнетоэлектрических явлений в кристаллах. М.: Наука, 1983. [7] Холкин А. Л., Трепачков В. А., Смоленский Г. А. Письма в ЖЭТФ, 1982, 35, с. 103. [8] Смоленский Г. А. и др. Изв. АН СССР, сер. физ., 1983, 47, с. 1032.

Поступила в редакцию
21.11.84

ВЕСТН. МОСК. УН-ТА. СЕР. 3. ФИЗИКА. АСТРОНОМИЯ, 1985, Т. 26, № 6

УДК 539.211

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ПЛЕНОК Ti, Zr, Hf, ПОЛУЧЕННЫХ РАСПЫЛЕНИЕМ В РАЗРЯДЕ С ОСЦИЛЛИРУЮЩИМИ ЭЛЕКТРОНАМИ

Л. В. Козловский, Э. М. Рейхрудель, Г. В. Смирницкая

(кафедра общей физики для естественных факультетов)

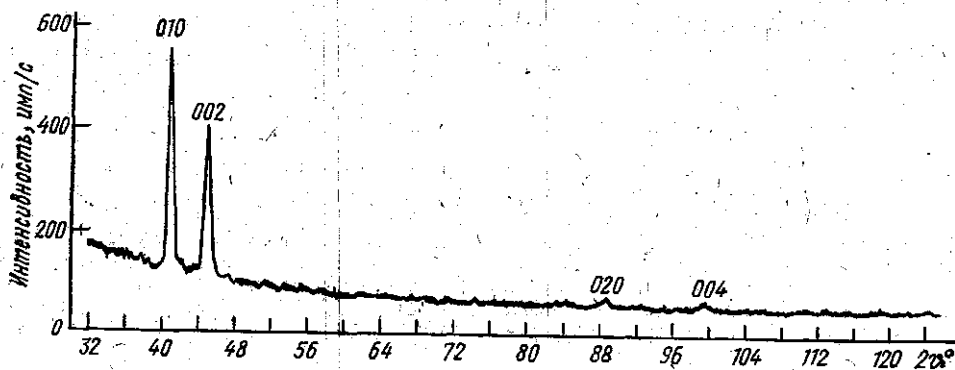
В последнее время для нанесения тонких пленок начинают использоваться магнетронные системы ионного распыления. К магнетронным системам относится также устройство, в котором применяется разряд с осциллирующими электронами. Вследствие низкого давления рабочих газов в этих системах (10^{-1} — 10^{-2} Па) заметное влияние на свойства получаемых пленок оказывает род рабочего газа [1]. Это связано с бомбардировкой конденсатов в процессе их получения быстрыми нейтральными атомами инертных газов, образующимися на поверхности распыляемой мишени. Концентрация инертных газов в металлических пленках, нанесенных в разряде, может достигать больших значений вследствие непрерывного внедрения атомов газа в пленку и последующего замуровывания их осаждаемыми слоями металла [2].

В настоящей работе исследуется структура и субструктура пленок Ti, Zr, Hf, нанесенных в разряде с осциллирующими электронами. Методика получения и экспериментальная установка описаны в работах [3, 4]. Структура пленок на полированных подложках из стекла К6 исследовалась с помощью рентгеновского дифрактометра УРС-50 ИМ. Использовалось $\text{Co-K}\alpha$ -излучение. Субструктурные характеристики пленок (средние размеры блоков когерентного рассеяния $\langle L \rangle$ и величины микродеформаций $\langle \epsilon \rangle$) определялись методом аппроксимаций с точностью до 30%. Разделение $\text{K}\alpha$ -дублета, определение величин $\langle L \rangle$ и $\langle \epsilon \rangle$ проводилось с помощью методик, предложенных в работах [5, 6].

Полученные дифрактограммы поликристаллических пленок Ti, Zr, Hf свидетельствуют о сильно выраженной преимущественной ориентации блоков кристаллическими плоскостями {010} и {001} параллельно подложке (текстура зарождения). В качестве примера на рисунке приведена дифрактограмма пленки Ti толщиной $t=361$ нм, полученной распылением в Кг.

Для пленок толщиной менее 50 нм наблюдалась преимущественная ориентация блоков плоскостями {001} параллельно подложке (текстура зарождения). Следует заметить, что на дифрактограммах, соответствующих пленочным образцам Ti, Zr, Hf, отсутствовала линия (011), соответствующая плоскости {011}, интенсивность которой максимальна в случае порошковых образцов указанных металлов. Метод аппроксимаций применялся для анализа линий (002) и (004), (010) и (020). Субструктура пленок Ti не изучалась из-за слабой интенсивности линий (004) и (020). В табл. 1

приведены значения $\langle L \rangle$ и $\langle \varepsilon \rangle$ для пленок Ni различной толщины, полученных в Ne, Ar, Kr. Видно, что $\langle L \rangle$ зависит от толщины пленки, рода инертного газа и h , k , l . Размеры блоков уменьшаются с уменьшением массы атомов рабочего газа. Это связано с облучением пленок в процессе их роста нейтральными атомами инертных газов, энергия которых возрастает с уменьшением отношения массы атома газа к



массе атома распыляемой мишени. Оценка энергии нейтральных атомов Ne, Ar, Kr, образующихся при распылении катодов из Ni, дает следующие величины: $E_{Ne} = 850$ эВ, $E_{Ar} = 570$ эВ, $E_{Kr} = 217$ эВ [4].

Причиной уменьшения размеров блоков может быть также образование вакансий, являющихся новыми центрами зародышеобразования. Согласно работе [7] значения пороговых энергий образования радиационных дефектов можно оценить с помощью модели парных столкновений. Соответствующая оценка показывает, что в случае пленок Ni энергии нейтральных атомов Ne, Ar и Kr больше пороговых. По-видимому, поток и энергия нейтральных атомов Ne достаточны для образования радиационных дефектов (вакансий) и их скоплений. Это препятствует росту имеющихся блоков и способствует возникновению новых с ориентацией кристаллографических плоскостей {001} параллельно подложке, в результате чего средний размер блоков невелик.

Микродеформации в пленках достигают высоких значений, характерных для сильнодеформированных металлов. С увеличением толщины размеры блоков, ориентированных плоскостями {010} параллельно

Таблица 1

| Рабочий газ | l , нм | $\langle L \rangle$, нм | $\langle \varepsilon \rangle \cdot 10^2$ |
|-------------|----------|--------------------------|--|
| Kr | 62 | 42* | 0,6 |
| | 264 | 71* | 0,7 |
| | 264 | 43** | 0,7 |
| | 396 | 82* | 0,8 |
| | 396 | 200** | 0,8 |
| | 594 | 61* | 0,8 |
| | 594 | 200** | 0,7 |
| Ar | 50 | 18* | 0,6 |
| | 199 | 23* | 0,7 |
| | 199 | 75** | 0,5 |
| | 318 | 23* | 0,7 |
| | 318 | 52** | 0,7 |
| | 530 | 42* | 0,7 |
| | 530 | 104** | 0,5 |
| Ne | 53 | 26* | 0,8 |
| | 114 | 16* | 0,9 |
| | 515 | 20* | 0,9 |

Таблица 2

| U_a , кВ | $\langle L \rangle$, нм | $\langle \varepsilon \rangle \cdot 10^2$ | l , нм | d_{004} , нм |
|------------|--------------------------|--|----------|----------------|
| 1,5 | 28* | 0,6 | 126 | 0,1294 |
| 2 | 27* | 0,5 | 143 | 0,1293 |
| 2,5 | 25* | 0,6 | 118 | 0,1294 |
| 3,5 | 23* | 0,5 | 126 | 0,1294 |
| 2,5 | 24* | 0,5 | 51 | 0,1293 |
| 2,5 | 23** | 0,4 | 51 | 0,1293 |

В таблицах 1 и 2 обозначено: * — отражение от кристаллографической плоскости {001}, линии (002) и (004); ** — отражение от кристаллографической плоскости {010}, линии (010), (020)

но поверхности подложек, для пленок Ni, нанесенных в Ar и Kr, становятся заметно больше размеров блоков, ориентированных плоскостями {001} параллельно подложке. Вместе с этим также наблюдалось увеличение отношения интенсивностей I_{010}/I_{002} . Для пленок Ni, нанесенных в Ne, размеры блоков слабо изменялись с ростом толщины и блоки в основном были ориентированы плоскостями {001} параллельно поверхности подложек.

Для пленок Zr в основном наблюдались те же структурные зависимости, что и для пленок Hf, при этом влияние рабочего инертного газа было выражено в меньшей степени. В табл. 2 приведены значения $\langle L \rangle$ и межплоскостных расстояний d_{004} для пленок Zr, нанесенных в Kг при различных анодных напряжениях U_a . С увеличением U_a скорость нанесения пленок возрастала и находилась в пределах (2,7–3,8) нм/мин. Величины $\langle L \rangle$ и $\langle e \rangle$ практически не зависели от U_a . Результаты расчетов $\langle L \rangle$ по рентгенографическим данным для пленок Zr толщиной 51 нм представляют интерес для оценки правильности полученных данных. Как следует из дифрактограмм, в начальной стадии роста пленок на подложке образуются блоки, ориентированные плоскостями {001} параллельно подложке, затем образуются блоки, ориентированные плоскостями {010} параллельно подложке. Рентгенографически определяется средний размер блоков по нормали к подложке. В пределах ошибок измерений $\langle L \rangle_{001} + \langle L \rangle_{010} = t$, что может свидетельствовать о корректности измерений и расчетов.

Данные табл. 1 и 2 и работы [4] показывают, что основными факторами, определяющими средние размеры блоков, текстуру и величины межплоскостных расстояний, являются род рабочего инертного газа и толщина пленок. Полученные результаты находятся в согласии с данными работы [8].

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] Hoffman D. W., Thornton J. A. J. Vac. Sci. Technol., 1980, 17, N 1, p. 380. [2] Козловский Л. В., Рейхрудель Э. М., Смирницкая Г. В. В кн.: Взаимодействие атомных частиц с твердым телом. Ч. 2. Минск, 1981, с. 253. [3] Козловский Л. В., Рейхрудель Э. М., Смирницкая Г. В. ЖТФ, 1981, 51, с. 1717. [4] Козловский Л. В., Рейхрудель Э. М., Смирницкая Г. В. ЖТФ, 1982, 52, с. 1448. [5] Васильев Д. М. ЖТФ, 1955, 25, с. 1994. [6] Каган А. С., Шишляникова Л. М., Уникель А. П. Заводская лаборатория, 1980, 46, с. 903. [7] Ogilvie G. J., Sanders J. V., Thomson A. A. J. Phys. Chem. Solids, 1963, 24, p. 247. [8] Schmidt P. H. et al. J. Appl. Phys., 1973, 44, p. 1833.

Поступила в редакцию
18.03.85

ВЕСТН. МОСК. УН-ТА. СЕР. 3. ФИЗИКА. АСТРОНОМИЯ, 1985, Т. 26, № 6

УДК 539.172.3:539.2

МЭСБАУЭРОВСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ЯВЛЕНИЯ СПИНОВОЙ ПЕРЕОРИЕНТАЦИИ В СОЕДИНЕНИИ $Tb_{0,3}Du_{0,5}Er_{0,2}Fe_2$

Г. И. Катаев, В. И. Николаев, В. С. Русаков, И. В. Федоренко, В. В. Шубин

(кафедра общей физики для физического факультета; кафедра общей физики для естественных факультетов)

При изучении явления спиновой переориентации весьма плодотворными оказываются методы мессбауэровской спектроскопии в сочетании с результатами измерений макроскопических характеристик вещества, поскольку они позволяют получать не только данные о кооперативных явлениях, но также и информацию локального характера. Важнейшими параметрами мессбауэровского спектра, содержащими в себе информацию об особенностях как магнитной, так и кристаллической структуры вещества, являются при этом эффективное магнитное поле в области расположения ядра H_n (оно содержит, в частности, дипольный вклад H_{dip} , изменяющийся при спиновой переориентации) и квадрупольное смещение компонент сверхтонкой магнитной структуры e .

Объектом наших исследований было выбрано ферримагнитное соединение $Tb_{0,3}Du_{0,5}Er_{0,2}Fe_2$ ($T_C \approx 570$ К), достаточно характерное по своим свойствам в ряду квазибинарных соединений RFe_2^* . В этом соединении скомпенсированы как первая, так и в значительной степени вторая константы магнитной кристаллографической анизотропии, вследствие чего несколько повышена чувствительность его магнитной

* Образцы ориентированного поликристалла $Tb_{0,3}Du_{0,5}Er_{0,2}Fe_2$ были получены методом Чохральского (в ГИРЕДМЕТе). По проведенным там же рентгеновским исследованиям образец является однофазным, причем около 70% кристаллитов расположено в нем под малым углом к оси роста, соответствующей при 300 К оси легкого, намагничивания с направлением [111].