

УДК: 548.4:539.261:543.427.3

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В $Mg_{0.54}Zn_{0.46}Fe_2O_4$ ФЕРРИТАХ

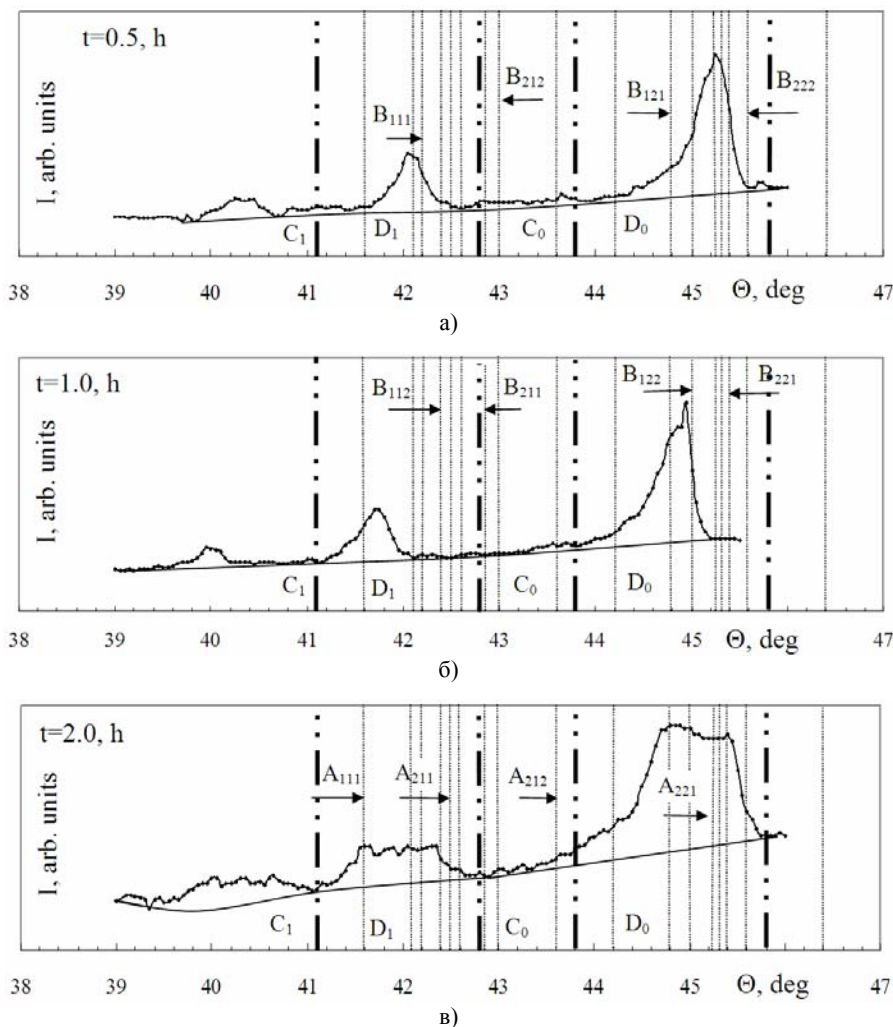
*З. А. Самойленко, В. С. Абрамов, Н. Н. Ивахненко
Донецкий физико-технический институт НАН Украины, г. Донецк*

Рентгеновскими и теоретическими методами исследован характер структурно-химических неоднородностей в ферритах $Mg_{0.54}Zn_{0.46}Fe_2O_4$. Обнаружена перестройка кристаллической структуры образцов в семействе диагональных плоскостей (333) в процессе высокотемпературного отжига (1280°C, 0,5÷8,0h). Показано, что структурная перестройка сопровождается частичным разупорядочением кристаллической структуры.

Ключевые слова: феррошпинель, диффузное рассеяние, фазовый переход, кластеры, заселенность.

Введение. Одной из актуальных проблем в настоящее время является изучение атомной структуры материалов, в частности многокомпонентных металлоксидных соединений [1-3]. Проведенные ранее исследования ферритов $Mg_{0.54}Zn_{0.46}Fe_2O_4$ и $Mn_xZn_yFe_2O_4$ [4-7] показали, что физико-химические свойства материалов, обладают большой чувствительностью к количеству и качеству дефектов разного рода, в том числе искажениям структуры и образований кластеров, когерентно связанных с основной решеткой. Это означает, что варьирование структурного порядка-беспорядка на микроскопическом и мезоскопическом уровнях приводит к значительному изменению физических свойств материалов [6, 7]. При этом структурные изменения сопровождаются разупорядочением кристаллографических областей, что является объектом исследования в данной работе.

Методика эксперимента. В работе проведено исследование дифракционных отражений в области дебаевских максимумов плоскости (333) для ферритов $Mg_{0.54}Zn_{0.46}Fe_2O_4$. Рентгеновские дифракционные картины образцов (рис. 1) получены в CrK_{α} – излучении с V – фильтром с последующим фотометрированием [8].



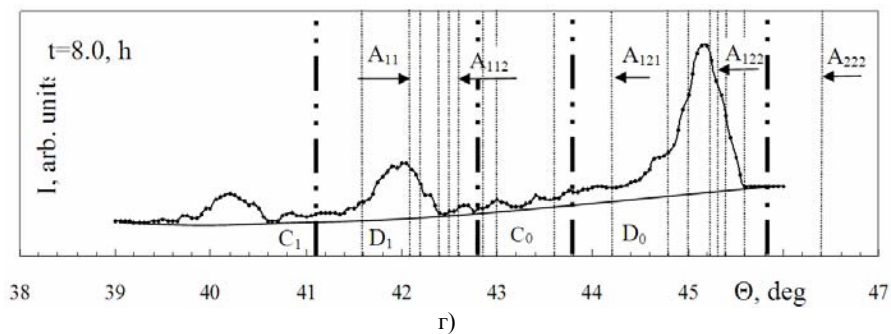


Рис. 1. Дифракційна картина розсіяння рентгеновських променів для площини (333) от времени отжига ферритов $Mg_{0.54}Zn_{0.46}Fe_2O_4$.

Угловая зависимость диффузного рассеяния полностью обусловлена особенностями корреляции атомов кристалла и их смещениями [9]. Анализ рентгеновских дифракционных спектров был проведен с помощью теоретической модели [10]. Экспериментальные дифракционные картины (рис. 1) были исследованы с учетом теоретически предсказанных положений линий, вокруг которых развивались процессы перестраивания кристаллографической структуры.

На рис. 2 показана теоретическая схема возникновения линий в зависимости от изменений кристаллографической структуры феррита.

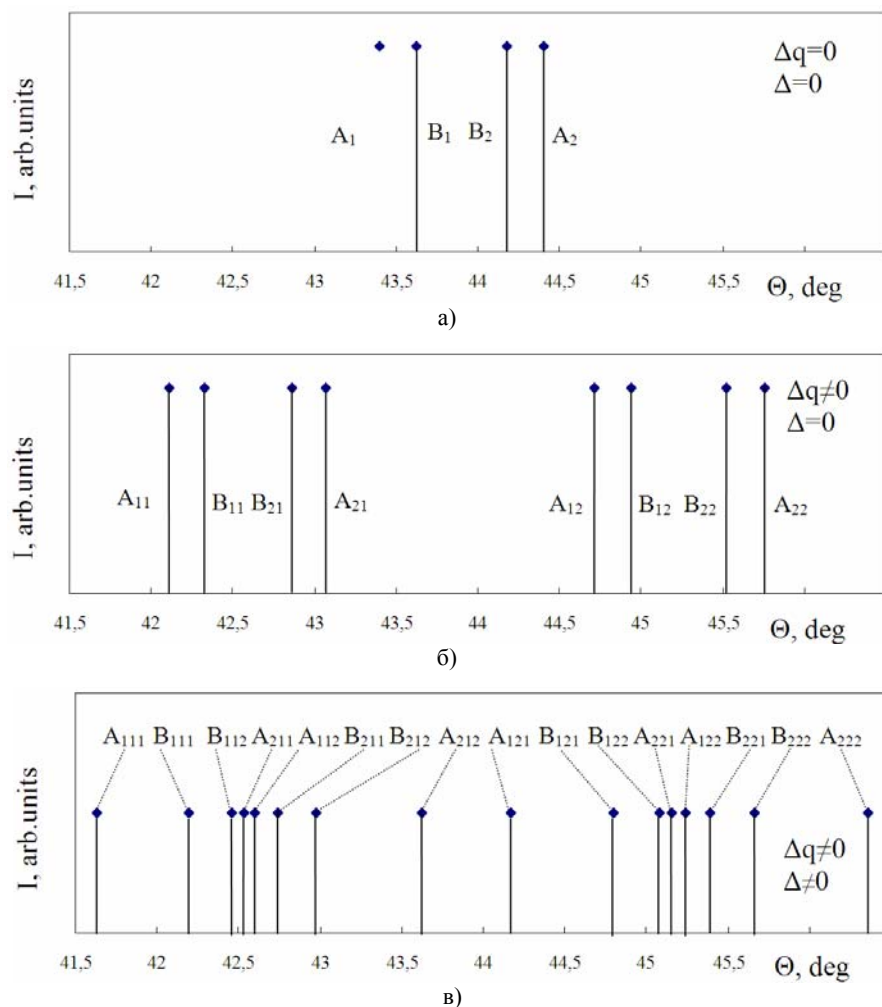


Рис. 2. Теоретическая схема положения линий в зависимости от изменений кристаллографической структуры ферритов $Mg_{0.54}Zn_{0.46}Fe_2O_4$.

Результаты проведенных исследований эволюции формы кривой диффузного рассеяния представлены спектром линий в областях D_1 ($41,1 \leq \theta \leq 42,8$) и D_0 ($43,8 \leq \theta \leq 45,8$), характеризующих области структуры, различающиеся величинами межплоскостных расстояний d согласно уравнению дифракции $2d \sin \Theta = n\lambda$ (закон Вульфа-Брэггов), от угла рассеяния при определенных временах отжига.

Теоретическая модель. Рассмотрим схему возникновения дифракционных линий в рамках теоретической модели [10]. Согласно строению шпинельных решеток, кристаллическая структура ферритов Mg-Zn в твердом растворе с дальним порядком является суперпозицией двух подрешеток, кислородной и железной, смещенных относительно друг друга на период a и расположенных слоями, параллельными диагональной плоскости типа (111) куба. При этом ионы кислорода связаны между собой в виде гофрированной плоскости, внутри которой в тетра- и окта- позициях находятся ионы железа. На дифракционной картине такая ситуация отражается в особенностях распределения интенсивности в пиках рентгеновского рассеяния от семейств диагональных плоскостей (333) и примыкающей к ним группе диффузных максимумов в интервале углов ($41^\circ < \theta < 46^\circ$) (рис. 1). Упорядочение структурных элементов описывается с помощью двух параметров порядка [10] Δq и Δ (рис. 2). Для железной подрешетки (рис. 2, а) расположение теоретически рассчитанных слоев в области основных максимумов связано с чередованием линий B_1 и B_2 , обладающих одинаковой основной модой цепочки ${}_1\text{Fe}^{3+}\text{-}{}_4\text{Fe}^{2+}\text{-}{}_1\text{Fe}^{3+}$ в состоянии $|F; \pm 1\rangle$, но с разным квантовым состоянием железа ${}_1\text{Fe}^{3+}$: в подрешетке для линии B_1 находится железо с квантовым числом $F=2$ (основное состояние), в подрешетке для линии B_2 железо с $F=3$ (возбужденное состояние). В результате расщепления ($\Delta q \neq 0$, а $\Delta = 0$) структурных состояний B_1 и B_2 , на дифракционной картине вместо линий B_1 и B_2 имеем две линии: B_{11} – аналог «tetra»- и B_{12} – аналог «окта»-позиций от линии B_1 и B_{21} – аналог «tetra»- и B_{22} – аналог «окта»-позиций от линии B_2 (рис. 2, б). Положение линий $B_1 = (B_{11} + B_{12})/2$ или ($B_2 = (B_{21} + B_{22})/2$) в спектре Mg-Zn феррита относится к положению минимума интенсивности на дифракционной картине (рис. 1), относительно которого закономерно происходят изменения в структуре слоев.

Для линий (B_{11} и B_{12} , B_{21} и B_{22}), полученных в результате расщепления основных (B_1 и B_2), характерно наличие одного параметра порядка ($\Delta q \neq 0$, рис. 2, б). За дальнейшее расщепление линий B_{11} и B_{12} при условии $\Delta q \neq 0$ отвечает второй параметр порядка $\Delta \neq 0$, связанный с мягкой модой ${}_3\text{Fe}^{4+}\text{-}{}_3\text{Fe}^{3+}(1)\text{-}{}_4\text{Fe}^{4+}$ в состоянии $|3/2; 2\rangle$, а за расщепление линий B_{21} и B_{22} ответственна мягкая мода ${}_1\text{O}^- \text{-} {}_4\text{Fe}^{2+}\text{-}{}_4\text{Fe}^{2+}\text{-}{}_3\text{O}^- \text{-} {}_4\text{Fe}^{2+}$ в состоянии $|2; \pm 1\rangle$. Результатом такого расщепления ($\Delta \neq 0$) является появление линий B_{111} , B_{112} , B_{121} , B_{122} и B_{211} , B_{212} , B_{221} , B_{222} (рис. 2, в).

Другая группа линий (рис. 2, б) соответствует основной моде цепочки из кислородосодержащих комплексов ${}_2\text{O}^{2-} \text{-} {}_4\text{Fe}^{2+}\text{-} {}_3\text{Fe}^{3+}(1) \text{-} [{}_1\text{O}^0 \text{-} {}_4\text{Fe}^{2+}]$ в состоянии $|5/2; 2\rangle$ (для линий A_2 , A_{21} , A_{22}) и в состоянии $|3/2; 2\rangle$ для линий (A_1 , A_{11} , A_{12}). Появление линий A_{21} , A_{22} , A_{11} , A_{12} обусловлено параметром порядка $\Delta q \neq 0$ основной моды вышеуказанной цепочки. Дальнейшая структурная перестройка и расщепление линий A_{21} , A_{22} определяется вторым параметром порядка $\Delta \neq 0$, связанным с мягкой модой цепочки ${}_2\text{O}^{2-} \text{-} {}_4\text{Fe}^{2+}\text{-} {}_2\text{Fe}^{4+}(3/2) \text{-} [{}_1\text{O}^0 \text{-} {}_4\text{Fe}^{2+}]$ в состоянии $|3/2; 2\rangle$, а за расщепление линий A_{11} , A_{12} ответственна мягкая мода цепочки ${}_1\text{O}^- \text{-} {}_4\text{Fe}^{2+}\text{-} {}_4\text{Fe}^{2+}\text{-} [{}_3\text{O}^- \text{-} {}_4\text{Fe}^{2+}]$ в состоянии $|2; 2\rangle$. Результатом такой перестройки является появление линий A_{211} , A_{212} , A_{221} , A_{222} и A_{111} , A_{112} , A_{121} , A_{122} (рис. 2, в). Для удобства и сравнения с экспериментальными данными на рис.1 вертикальными линиями даны положения этих расчетных дифракционных линий.

В случае, когда основная решетка – это кислородные октаэдры с расположенными в них, плотно сидящими ионами железа, она дает дифракционные линии A_{12} , A_{22} . Эти состояния соответствуют упорядоченному положению октаэдров и характеризуют сжатые области структуры (согласно уравнению дифракции Вульфа-Брэггов). Та же группа плоскостей, но с большими межплоскостными расстояниями, представляет собой кластеры на основе железной подрешетки. На дифракционной картине такие кластеры представлены в виде диффузных линий A_{11} , A_{21} и характерны для растянутых областей структуры. Аналогичные области сжатия и растяжения присутствуют, когда включается в рассеяние рентгеновских лучей железная подрешетка (линии B_{12} , B_{22} и B_{11} , B_{21}). Наличие в образцах чередующихся областей сжатия и растяжения можно интерпретировать в терминах волны массовой плотности.

Анализ результатов. Области D_0 и D_1 представляют собой участки дифракционной картины, образованные отклоненными от положения равновесия локальными узлами матричной решетки. Такое представление эквивалентно наличию локальных статических спонтанных деформаций, поэтому можно говорить о структурных состояниях и их заселенностях для соответствующих структурных групп образцов и оценивать заселенности по интенсивности диффузных линий в этих областях. Так как интенсивности в области ($42,8 \leq \theta \leq 43,8$) близки к фоновому рассеянию, то рассмотрим атомно-структурные изменения, проявившиеся в областях D_0 и D_1 (рис. 1, 2).

В области D_1 при $t = 0,5h$ максимум диффузного рассеяния соответствует линии A_{11} (рис.1), образованной кислородными тетраэдрами. Основной вклад в ее интенсивность вносит мягкая мода в состоянии $|3/2; 2\rangle$. Смещение максимума в сторону меньших углов дифракции при $t = 1,0h$, соответствует линии A_{111} , расщепленной от A_{11} (рис.1 и 2) при упорядочении кислородной подрешетки с проме-

жучоточним іоном $4Fe^{2+}(2)$. Інтенсивність лінії визначається м'якою модою в стані $|2; 2\rangle$. При $t = 2,0h$ область D_1 характеризується розмитим максимумом, що складається з спектра ліній $(A_{111}, A_{11}, B_{111}, B_{112}, A_{112}, A_{211})$, інтенсивності яких близькі за величиною. Структурне розшарування, виражене набором дискретних ліній при $t = 2,0h$, пов'язано з розупорядоченням кислородної та залізної подрешіток, утворених кислородними та залізними тетрадрами, з проміжоточними іонами $4Fe^{2+}(2), 3Fe^{3+}(1), 4Fe^{2+}(2), 2Fe^{4+}(3/2)$. При $t = 8,0h$ структура подібна початковій при $t = 0,5h$, т.е. в процесі отжигу відбулася релаксація в структурі зразків - зняття еластичних напружень. Лінії, розташовані в області D_1 , утворені кислородними та залізними тетрадрами, що відрізняються проміжоточними іонами.

В області D_0 в початковий момент отжигу ($t = 0,5h$) дифракційний максимум характеризується лінією A_{221} , утвореною упорядоченим положенням кислородних октадрів, з розташованими в них іонами заліза $2Fe^{4+}(3/2)$ (рис. 1). Основний внесок в її інтенсивність вносить м'яка мода в стані $|3/2; 2\rangle$. При $t = 1,0h$ спостерігається зміщення положення максимуму в бік менших кутів дифракції (рис. 1), характеризується вже лінією B_{121} , утвореною упорядоченим положенням залізними октадрів. Внесок в її інтенсивність вносить м'яка мода в стані $|3/2; 2\rangle$. Отже, при переході структури з $t = 0,5h$ до $t = 1,0h$ в області D_0 , відбулося розупорядочення кислородної та упорядочення залізної подрешіток, що свідчить про перерозподіл інтенсивностей ліній ($I_{B_{121}} > I_{A_{122}}$) для $t = 1,0h$ в сімействі площин (333). При $t = 2,0h$ відбувається розщеплення максимуму дифракційної картини на спектр ліній ($B_{121}, B_{122}, A_{221}, A_{122}$ та B_{221}), утворених залізними та кислородними октадрами, інтенсивності яких близькі за величиною. З збільшенням часу отжигу спостерігається змінення форми дифракційної кривої: від симетричної (при $t = 0,5h$) до асиметричної з витягнутим «хвостом» в області малих кутів ($t = 2,0h$). Розщеплення максимуму та змінення форми кривої пов'язано з розупорядоченням залізної та кислородної подрешіток, що призводить до перерозподілу населеності станів, що проявляється в практичному вирівнюванні інтенсивностей серії ліній в області D_0 . При збільшенні часу отжигу до $t = 8,0h$ помітно змінення населеності станів, подібно початковій при $t = 0,5h$, з перевагою стану A_{221} (рис. 1), що свідчить про упорядочення кислородної подрешітки з проміжоточним іоном $2Fe^{4+}(3/2)$. Лінії, розташовані в області D_0 , утворені кислородними та залізними октадрами, що відрізняються проміжоточними іонами.

Отже, відбувається розупорядочення структури при $t = 2,0h$ в областях D_0 та D_1 характеризується зменшенням інтенсивності серії ліній, утворюючих максимуми областей, порівняно з інтенсивностями піків ліній при $t = 0,5h$, $t = 1,0h$ та $t = 8,0h$ та їх практичним вирівнюванням, що характеризується розупорядоченням кислородної та залізної подрешіток.

З аналізу рис. 1, з кристаллографічної точки зору слід, що в структурі фериту перехід від станів $A_{122}(A_{11})$ при $t = 0,5h$ до $B_{121}(A_{111})$ при $t = 1,0h$, а саме зміщення в бік менших кутів дифракції (згідно з законом Вульфа-Бреггів), відповідає ущільненню кристаллическої структури в локальному сімействі площин, а з іншої сторони - зміненню внутрішніх локальних спонтанних напружень (згідно з законом Гука). При збільшенні часу отжигу $t = 2,0h$ відбувається розупорядочення структури, що свідчить про збільшення числа ліній, що характеризують максимум та практичне вирівнювання їх інтенсивностей. Таким чином, з часом отжигу відбувається чергування інтенсивностей ліній залізної та кислородної подрешіток, з виникаючим структурним розшаруванням при $t = 2,0h$. Спостережується інверсія населеності станів в областях D_1 та D_0 , що супроводжується зміненнями локальних деформацій основної решітки та внутрішніх напружень.

На рис. 3 представлені залежності інтенсивностей ліній, розташованих в областях D_1 та D_0 на дифракційній картині від часу отжигу (рис. 1). Всі залежності $I_{hkl}(t)$ мають екстремальний характер в інтервалі $t = [1 \div 2]h$.

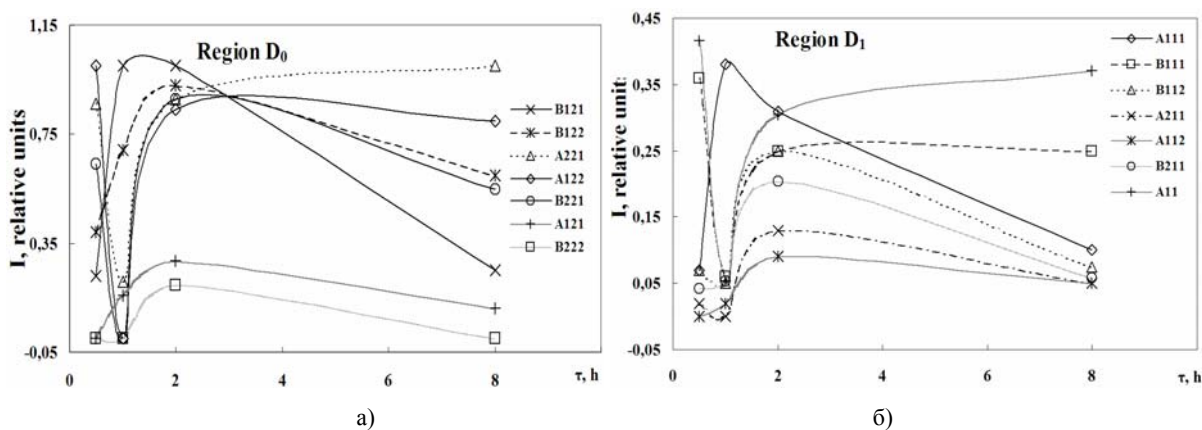


Рис. 3. Зависимости интенсивностей дифракционных линий от времени отжига.

В области D_1 в начальный момент отжига при $t = 0,5h$ наибольшую интенсивность имеют линии A_{11} и B_{111} , остальные линии кислородной и железной подрешеток минимальны (рис. 3). При увеличении времени отжига $t = 1,0h$ интенсивность линии A_{111} увеличивается, а интенсивности остальных линий уменьшаются. С увеличением времени отжига до $t = 2,0h$ интенсивности всех линий увеличиваются, максимального значения достигают линии $A_{112}, B_{211}, B_{112}, A_{211}, B_{111}$. Далее при $t = 8,0h$ интенсивности линий A_{11} и B_{111} выходят на насыщение, а интенсивности остальных линий уменьшаются.

В области D_0 при $t = 0,5h$ максимальную интенсивность имеют линии A_{221} и A_{122} , интенсивности остальных линий минимальны. С увеличением времени отжига до $t = 1,0h$ интенсивности линий $B_{121}, B_{122}, A_{121}, B_{222}$ – увеличиваются, при этом интенсивности линий B_{221}, A_{122} достигают своего минимального значения, а интенсивность линии B_{121} – максимального. При $t = 2,0h$ интенсивности линий $B_{222}, A_{121}, A_{122}, B_{221}, A_{221}, B_{122}$ – максимальны. При $t = 8,0h$ заметно уменьшение интенсивностей линий $A_{122}, B_{122}, B_{221}, B_{121}, A_{121}, B_{222}$, кроме интенсивности линии A_{221} – она увеличивается.

Учитывая, что интенсивность интерференционного максимума экспоненциально уменьшается при смещении атомов из равновесных положений: $I = I_0 e^{-kx}$ [11] результаты сравнения экстремальных зависимостей дискретных интенсивностей показывают следующие закономерности. Для области D_0 минимумы, полученные в результате преобладания кислородных подрешеток, и максимумы, полученные в результате преобладания железных подрешеток, означают, что в области основных структурных состояний в кислородной подрешетке имеет место процесс атомного разупорядочения, а в железной подрешетке, напротив, доминирует процесс атомного упорядочения. Для области D_1 максимумы, полученные в результате преобладания кислородных подрешеток, и минимумы, полученные в результате преобладания железных подрешеток, означают, что в области возбужденных структурных состояний разупорядочение доминирует уже в железной подрешетке, тогда как в кислородной подрешетке преобладают процессы упорядочения.

Таким образом, в области D_0 за разупорядочение ответственна кислородная подрешетка, а в области D_1 – железная подрешетка, именно они и характеризуются в виде смещений атомов из равновесных положений.

На рис. 4. приведены зависимости структурных параметров $Mg_{0.54}Zn_{0.46}Fe_2O_4$ от времени отжига для областей D_0 и D_1 : а) – межплоскостных расстояний (d_0, d_1); б) – коэффициента асимметрии $k = I_a/I_b$ для областей D_0 и D_1 , где I_a и I_b – площади под кривой дифракционного максимума в интервалах $(\theta_a \div \theta_f)$ и $(\theta_f \div \theta_b)$ – соответственно (вставка – пример определения параметров I_a и I_b из рентгеновского спектра для $\tau = 0.5h$ области D_0); в) – ширины $\gamma = a + b$ дифракционных линий. Возникающее изменение заселенностей структурных состояний также коррелирует с характером изменений и других структурных параметров [12]: 1 – межплоскостных расстояний d для областей D_0 и D_1 , соответствующих центрам тяжести (Θ_c) их дифракционных максимумов по закону Вульфа-Брэггов (рис. 4а); 2 – коэффициента асимметрии k для областей D_0 и D_1 (рис. 4б и вставка рис. 4с).

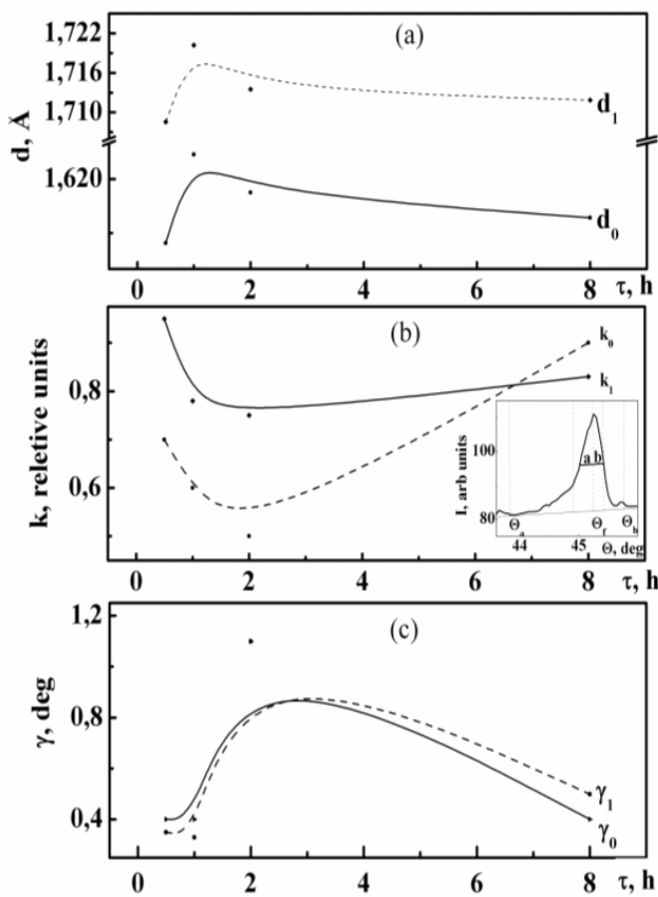


Рис. 4

Выводы. Исследована эволюция атомного порядка в кристаллической структуре $\text{Mg}_{0.54}\text{Zn}_{0.46}\text{Fe}_2\text{O}_4$ ферритов под влиянием высокотемпературного отжига ($T = 1280^\circ\text{C}$, $t = 0,5 \div 8,0\text{h}$).

Показано, что атомная структура ферритов $\text{Mg}_{0.54}\text{Zn}_{0.46}\text{Fe}_2\text{O}_4$ связана с наличием в структуре дополнительных цепочек, через которые осуществляется обменное взаимодействие в диагональных железо-кислородных плоскостях.

Перераспределение интенсивности рентгеновских дифракционных спектров ферритов $\text{Mg}_{0.54}\text{Zn}_{0.46}\text{Fe}_2\text{O}_4$, доказывает метастабильность кристаллического структурного состояния в исследованной диагональной группе железо-кислородных плоскостей.

РЕЗЮМЕ

Рентгенівськими й теоретичними методами досліджено характер структурно-хімічних неоднорідностей у ферритах $\text{Mg}_{0.54}\text{Zn}_{0.46}\text{Fe}_2\text{O}_4$. Виявлено перебудову кристалічної структури зразків у процесі тривалості відпалу (1280°C , $0,5 \div 8,0\text{h}$). Показано, що структурна перебудова супроводжується частковим разупорядкуванням кристалічної структури.

Ключові слова: ферошпінель, дифузне розсіяння, фазовий перехід, кластери, заселеність.

SUMMARY

X-ray and theoretical methods are used to explore the character of structurally-chemical heterogeneities in $\text{Mg}_{0.54}\text{Zn}_{0.46}\text{Fe}_2\text{O}_4$ ferrites. Reorganization of the samples' crystalline structure in the result of high-temperature annealing (1280°C , $0,5 \div 8,0\text{h}$) is determined. It is shown that structural reorganization is accompanied by partial disordering of crystalline structure.

Key words: ferrosphenel, diffuse scattering, phase transition, clusters, population.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Дефектность структуры и физико-химические свойства феррошпинелей / М. Т. Варшавский, В. П. Пашенко, А. Н. Мень и др. – М.: Наука, 1988. – 243 с.
2. Формирование кластеров $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{6+x}$ в лазерной плазме / В. Д. Окунев, В. А. Исаев, Т. А. Дьяченко и др. // Письма в журнал технической физики. – 2008. – Т. 34, № 2. – С. 46-55.

Индексы для зависимостей, представленных на рис. 4, обозначают соответствующие области (D_0 и D_1). Как видно из рис. 4а, при увеличении времени отжига наблюдается смещение углового положения максимумов, что означает изменение соответствующих межплоскостных расстояний в исследуемой структуре. Максимумы кривых d_1 и d_0 свидетельствуют об увеличении межплоскостного расстояния, «разрыхлении» структуры» возникающем при разупорядочении кислородной и железной подрешеток.

Уменьшение величин коэффициентов асимметрии (рис. 4b) – показывает, что в семействах плоскостей, проявившихся на дифракционных картинах в диффузных максимумах в областях D_0 и D_1 происходит инверсия заселенностей кислородной и железной подрешеток с чередованием промежуточных ионов.

Действие двух предыдущих локальных процессов нарушения идеального дальнего порядка в структуре железо-кислородных плоскостей, формирующих дифракционный максимум, вызвало существенное «разрыхление» кристаллографического строения, что проявилось в уширении диффузных максимумов (рис. 4с), связанных с практическим выравниванием интенсивностей линий от кислородной и железной подрешеток.

3. Влияние Co на структурную и магнитную неоднородности, фазовые переходы и магниторезистивные свойства $La_{0,6}Sr_{0,2}Mn_{1,2-x}Co_xO_{3\pm\delta}$ / А. В. Пашенко, В. П. Пашенко, А. А. Шемяков и др. // Физика твердого тела. – 2008. – Т. 50, № 7. – С. 1257-1262.
4. Искажения матричной структуры и появление кластеров в монокристаллических $Mn_xZn_yFe_zO_4$ ферритах / З. А. Самойленко, В. П. Пашенко, В. С. Абрамов и др. // Физика твердого тела. – 2001. – Т. 43, № 8. – С. 1496-1502.
5. Самойленко З. А. Аномальное поведение кристаллографических и электронных состояний ферритов $Mn_xZn_yFe_zO_4$ / З. А. Самойленко, В. С. Абрамов, Н. Н. Ивахненко // Письма в журнал технической физики. – 2003. – Т. 29, № 15. – С. 80-85.
6. Самойленко З. А. Анализ фазовых переходов в разномасштабной атомной структуре магний-цинковых ферритов / З. А. Самойленко, Н. Н. Ивахненко // Журнал технической физики. – 2009. – Т. 79, № 10. – С. 151-155.
7. Эволюция ближнего, мезоскопического и дальнего порядков в структуре магний-цинковых ферритов / З. А. Самойленко, Н. Н. Ивахненко, В. П. Пашенко и др. // Журнал технической физики. – 2002. – Т. 72, № 3. – С. 83-86.
8. Кривоглаз М. А. Диффузное рассеяние рентгеновских лучей и нейтронов на флуктуационных неоднородностях в неидеальных кристаллах / М. А. Кривоглаз. – К.: Наук. думка, 1984. – 288 с.
9. Китайгородский А. И. Рентгеноструктурный анализ мелкокристаллических и аморфных тел / А. И. Китайгородский. – М.: Изд-во тех.-теор. лит., 1952. – 588 с.
10. Самойленко З. А. Тонкая структура и инверсная заселенность в MnK_{β_1} -спектрах $Mn_xZn_yFe_zO_4$ ферритов / З. А. Самойленко, В. С. Абрамов, Н. Н. Ивахненко // Письма в журнал экспериментальной и теоретической физики. – 2000. – Т. 72, № 9. – С. 679-683.
11. Блохин М. А. Физика рентгеновских лучей / М. А. Блохин. – М.: Госуд. изд-во тех.-теор. лит., – 1957. – 510 с.
12. Самойленко З. А. Локальная аморфизация структуры ферритов $Mg_{0,54}Zn_{0,46}Fe_2O_4$ / З. А. Самойленко, Н. Н. Ивахненко // Письма в журнал технической физики. – 2007. – Т. 33, № 7. – С. 8-15.

Поступила в редакцию 04.03.2010 г.