

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ОСОБЕННОСТЕЙ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ $Y_{3-x}R_xAl_5O_{12}$

О.В.Карбань, С.Н.Иванов*, Е.И.Саламатов, С.Г.Быстров

*Физико-технический институт УрО РАН, 426001, г.Ижевск, Кирова 132,
Институт радиотехники и электроники 103907, г.Москва, Моховая 11*

Поступила в редакцию

- Изучены причины аномального поведения низкотемпературных свойств иттрий-эрбиевых и иттрий-гольмиевых алюмогранатов, связанные с особенностями их структуры. Теоретический анализ показал, что эти аномалии обусловлены не точечными дефектами, а неоднородными по составу областями малых размеров. С использованием метода сканирующей зондовой микроскопии показано, что эти области представляют собой чередующиеся полосы, шириной 20- 50 нм. Обсуждаются возможные причины появления такой полосчатой структуры и ее влияние на низкотемпературные процессы теплопереноса.

Монокристаллы $R_3Al_5O_{12}$ со структурой граната и твердые монокристаллические растворы на их основе широко используются в современной лазерной технике и акустоэлектронике [1]. Широкое изоморфное замещение в додекаэдрической решетке иттрий-алюминиевого граната (YAG) позволяет создавать материалы с различными физико-химическими характеристиками. Поскольку кристаллы со структурой граната обладают кубической симметрией (пространственная группа Oh^{10} ($Ia3d$) [2]), большинство физических свойств гранатов коррелируют с параметром решетки. Подобные зависимости широко используются при прогнозировании свойств оксидов-гранатов при изоморфном замещении катионов, при поиске перспективных составов, отвечающих требуемым свойствам [3-6].

Однако, в некоторых случаях такой корреляции нет. Так, в твердых растворах редкоземельных гранатов $Y_{3-x}R_xAl_5O_{12}$ с изоморфным замещением эрбием и гольмием ($R = Er^{3+}, Ho^{3+}$) экспериментально наблюдаемые низкотемпературные решеточные свойства значительно отличаются от прогнозируемых и имеют аномальную температурную и концентрационную зависимости параметров процесса теплопереноса в этих системах [7]. Представляется очевидным, что эти аномалии связаны с наличием в этих гранатах структурных дефектов, но, несмотря на то, что данные кристаллы уже исследовались различными методами [8-10], однозначного ответа на вопрос, какие дефекты ответственны за это, до сих пор нет. С одной стороны, такими дефектами могут быть точечные дефекты, приводящие к возникновению низкоэнергетических двухуровневых систем с $\Delta=3-5K$, которые и контролируют теплоперенос при низких температурах [11]. Другой причиной наблюдаемых аномалий может быть неоднородность образцов этих гранатов по составу. На возможность появления в этих гранатах неоднородных по составу областей малых размеров косвенно указывают результаты экспериментов по концентрационной зависимости спектров ЯМР [9].

В связи с вышесказанным, целью данной работы является исследование дефектной структуры твердых растворов гранатов $Y_{3-x}R_xAl_5O_{12}$ с использованием как теоретических (метод количественной оценки), так и экспериментальных (метод атомно-силовой микроскопии) подходов.

1. Оценка точечных дефектов в твердых растворах в $Y_{3-x}R_xAl_5O_{12}$

Сложность структуры редкоземельных алюмогранатов обусловлена наличием трех катионных подрешеток: додекаэдрической {c}, содержащей 24 редкоземельных катиона; октаэдрической [a] (16 катионов алюминия); тетраэдрической (d) (24 катиона алюминия) и одной анионной подрешеткой. В процессе синтеза кристалла возможно перераспределение катионов по подрешеткам, а так же образование других типов точечных дефектов (иновалентные ионы, вакансии). Для определения типа преимущественных дефектов и их концентрации в редкоземельных алюмогранатах воспользуемся методикой количественной оценки дефектов и распределения катионов [12,13], основанной на сравнении экспериментального ($a_{экс}$) и эталонного ($a_{этал}$) параметра элементарной ячейки, рассчитанного по выведенной ранее формуле [5]:

$$a_{этал} = b_1 + b_2 r_{VIII} + b_3 r_{VI} + b_4 r_{IV} + b_5 r_{VIII} r_{IV} + b_6 r_{VI} r_{IV}, \quad (1)$$

$$\text{где } b_1 = 1.0092271 \quad b_2 = 0.0841118 \quad b_3 = 0.0734598$$

$$b_4 = -0.2507813 \quad b_5 = 0.3133970 \quad b_6 = 0.1946901,$$

r_i -средневзвешенные ионные радиусы гранатообразующих катионов в додекаэдрической, октаэдрической и тетраэдрической подрешетке, соответственно. Средневзвешенные r_i , входящие в (1), определяются валентностью, магнитоспиновым состоянием катионов, их распределением по кристаллографическим позициям, типом и количеством точечных дефектов, поэтому из равенства $a_{экс} = a_{этал}$ можно однозначно определить количественный состав и кристаллографическое упорядочение кристалла, если существует дополнительная информация о дефектах структуры. В методе количественной оценки для получения этой дополнительной информации привлекаются данные по термодинамической стабильности гранатообразующих оксидов и состава газовой фазы, а также результаты кристаллографического моделирования. Для исследуемых редкоземельных оксидов-гранатов, выращенных методом горизонтальной направленной кристаллизации, экспериментальные значения размеров элементарной ячейки превышают рассчитанные из (1) для стехиометрического состава. Для определения наиболее вероятного типа дефекта, приводящего к увеличению параметра кристаллической решетки, необходимо сравнить термодинамическую устойчивость оксидов R_2O_3 и Al_2O_3 . Из термодинамических данных [14], следует, что константа равновесия K_p оксида алюминия выше, т.е. он термодинамически менее устойчив, чем редкоземельные оксиды, и, следовательно, возможны два процесса, ведущие к увеличению размера элементарной ячейки гранатов: возникновение в растущем кристалле ионов Al^{+} или появление антиструктурных дефектов $[R^{3+}_{Al}]$ при заполнении вакансий алюминия. Поскольку роста электропроводности, к которому должно приводить образование ионов Al^{+} , не наблюдалось для YAG [15] и YAG:Ni, YAG:Ce [16] гранатов, ионы Al^{+} не могут являться доминирующим типом дефектов в редкоземельных алюмогранатах. Поэтому можно заключить, что преимущественным дефектом в этих системах могут являться только антиструктурные дефекты $[R^{3+}_{Al}]$, что подтверждается и экспериментально [10].

Зная преимущественный тип дефекта, эффективные ионные радиусы [17] и значения постоянной решетки [18-21] с помощью уравнения (1) можно рассчитать долю октаэдрических ионов R^{3+} . Из рис.1 видно, что в редкоземельных алюмогранатах содержится до 0.08 форм.ед. $[R^{3+}_{Al}]$. Отметим, что в целом концентрация антиструктурных дефектов λ растет с увеличением номера лантаноида и, соответственно, с уменьшением его ионного радиуса. Подобная корреляция наблюдалась экспериментально [10].

Поскольку дефекты типа $[R^{3+}_{Al}]$ присущи всем монокристаллам $R_3Al_5O_{12}$ и их твердым растворам, выращенным методом горизонтально направленной кристаллизации

вследствие теплового разупорядочения, можно предположить, что и в твердых растворах $Y_{3-x}Er_xAl_5O_{12}$ превышение величины $a_{экс}$ над $a_{этал}$ обусловлено наличием антиструктурных дефектов $[R^{3+}_{Al}]$ (рис.2). Хотя величина λ влияет на некоторые физические свойства (например, увеличение λ в кристаллах с 0.039 форм.ед. до 0.080 форм.ед с ростом концентрации эрбия позволяет объяснить увеличение пластичности [22] монокристаллов $Y_{3-x}Er_xAl_5O_{12}$), тем не менее, из рис.1 видно, что особенности теплопереноса в не могут быть непосредственно связаны с концентрацией антиструктурных дефектов, поэтому необходимо рассмотреть возможность появления в этих гранатах неоднородных по составу областей малых размеров.

Тот факт, что величины параметра элементарной ячейки гранатов $Y_{3-x}Er_xAl_5O_{12}$ и $Y_{3-x}Ho_xAl_5O_{12}$ (в отличие от остальных твердых растворов редкоземельных алюмогранатов) отклоняются в положительную сторону от правила Вегарда (рис.3), позволяет предположить возможную кластеризацию этих твердых растворов, кластеры в которых будут представлять собой микрообласти (размером от 10-100 nm), обедненные и обогащенные эрбием и гольмием соответственно, при сохранении в этих твердых растворах структуры граната в целом. При этом на макроскопическом уровне твердый раствор остается гомогенным. Одновременное наличие положительных отклонений от правила Вегарда и расслаивание на микрообласти обнаружено во многих системах с неметаллическими твердыми растворами (например, в системе $Al_2O_3-Cr_2O_3$ [23]). Выявление кластеризации в твердых растворах дифракционными рентгеновскими методами осложнено высоким совершенством этих материалов, кубической симметрией и большим периодом решетки (1.2 nm), поэтому целесообразно провести исследование твердых растворов $Y_{3-x}R_xAl_5O_{12}$ методами атомной силовой микроскопии (АСМ).

2. Экспериментальное исследование структуры $Y_{3-x}R_xAl_5O_{12}$ методом атомной силовой микроскопии

Метод атомной силовой микроскопии (АСМ) используется для изучения морфологии и ряда физико-химических характеристик поверхности (шероховатость, адгезия, трение, истирание) в нанометровом диапазоне [24]. Изучение поверхности образцов в режиме латеральных сил (боковых сил трения) позволяет выявлять локальные области с различным химическим строением. Так, например, отличие коэффициентов трения для различных полупроводниковых материалов позволило различить в изображениях сколов, полученных в режиме измерения латеральных сил, все основные слои лазерных кристаллов [25,26].

2.1 Оборудование и образцы

Исследования проводились на приборе P4-Solver фирмы NT-MTD (в режиме атомно-силовой микроскопии) в контактной моде. Использовались кремниевые прямоугольные зонды (кантилеверы) этой же фирмы марки CS12 с радиусом кривизны иглы менее 10 nm. Для исследования в режиме измерения латеральных сил выбирались участки с монотонным рельефом поверхности. С целью устойчивого распознавания участков с различным химическим строением скорость сканирования выбиралась [27] около 1 $\mu\text{m/s}$. Направление сканирования выбиралось перпендикулярно длинной оси балки кантилевера

Исследуемые образцы представляли собой аттестованные монокристаллы, выращенные методом горизонтально направленной кристаллизации, составов $Y_{3-x}R_xAl_5O_{12}$ ($R^{3+} = Lu, Tb, Yb, Er, Ho, Dy$ при $0 \leq x \leq 3$). Образцы скалывались и изучались на воздухе. Оценено, что в течение суток состояние поверхности образца сохраняется.

2.2 Экспериментальные результаты и обсуждение.

На рис.4 показано распределение латеральных сил на АСМ-изображении, наблюдаемое для $Y_3Al_5O_{12}$, $Er_3Al_5O_{12}$. Поскольку данные монокристаллы однофазны,

выявленное распределение латеральных сил можно принять за уровень фона. Для $Y_{3-x}Dy_xAl_5O_{12}$, $Y_{3-x}Lu_xAl_5O_{12}$, $Y_{3-x}Tb_xAl_5O_{12}$, $Y_{3-x}Yb_xAl_5O_{12}$ распределения латеральных сил совпадает с наблюдаемым для кристаллов $Y_3Al_5O_{12}$, $Er_3Al_5O_{12}$, что позволяет сделать вывод об отсутствии участков с различным химическим строением. Предположение об отсутствии кластеризации в исследуемых кристаллах $Y_{3-x}Dy_xAl_5O_{12}$ согласуется также с монотонным изменением констант квадрупольного взаимодействия в зависимости от концентрации диспрозия [28].

На АСМ-изображении распределения латеральных сил кристаллов $Y_{3-x}Er_xAl_5O_{12}$ заметно появление локальных областей с различными физико-химическими свойствами. Наиболее ярко это проявляется для $YEr_2Al_5O_{12}$. На рис.7 видны чередующиеся полосы различной яркости, шириной приблизительно 20- 50 nm. Меньшая боковая сила трения соответствует более темным тонам. Поскольку микрообласти, обогащенные эрбием обладают более дефектной структурой (как показано выше), их поверхность должна обладать большей химической активностью. Следовательно, сила адгезии иглы к поверхности (и связанная с ней сила трения) в этих областях будет выше. Кроме того, твердость этих микрообластей предположительно [22] ниже, чем твердость областей обедненных Er^{3+} . Это тоже должно приводить к увеличению силы трения за счет увеличения площади контакта иглы с поверхностью образца. Следовательно, более высокой боковой силе трения соответствуют области обогащенные эрбием. Подобная полосчатая структура является характерной для всех исследованных кристаллов $Y_{3-x}Er_xAl_5O_{12}$ с различной концентрацией ионов Er^{3+} , изменяется лишь ширина и яркость полос. При этом сохраняется соотношение концентрации эрбия и иттрия в кристалле и ширины полос. В то же время с увеличением концентрации эрбия уменьшается период структуры. Данная структура сохраняется как при изменении размеров скана, так и при изменении направления и скорости сканирования (рис.6). Полученные результаты подтверждают гипотезу об образовании кластеров в системе $Y_{3-x}Er_xAl_5O_{12}$ по данным ЯМР исследований [9].

Подобные области с различной химической структурой наблюдались и для $Y_{3-x}Ho_xAl_5O_{12}$ кристаллов (рис.7), вследствие различной дефектности микрообластей обедненных и обогащенных гольмием.

Была исследована термодинамическая стабильность полученной полосчатой структуры. Проведенный отжиг образцов $Y_{3-x}Er_xAl_5O_{12}$, $Y_{3-x}Ho_xAl_5O_{12}$ при температуре 1100°C в течении 8 часов не привел к гомогенизации кристаллов на наноуровне.

Сравнительные профили распределения латеральных сил для $Y_{3-x}Er_xAl_5O_{12}$, $Y_{3-x}Ho_xAl_5O_{12}$ и $Y_{3-x}Dy_xAl_5O_{12}$ (как типичного профиля для $Y_{3-x}Lu_xAl_5O_{12}$, $Y_{3-x}Tb_xAl_5O_{12}$, $Y_{3-x}Yb_xAl_5O_{12}$) представлены на рис.8. Профили распределения латеральных сил для $Y_3Al_5O_{12}$, $Er_3Al_5O_{12}$ совпадают с распределением для $Y_{3-x}Dy_xAl_5O_{12}$.

3. Обсуждение результатов и выводы.

При получении твердых растворов методом направленной кристаллизации часто наблюдается полосчатая структура, состоящая в появлении периодического изменения состава материала в направлении, нормальном фронту кристаллизации. Теоретические исследования этого явления [29], как правило, ограничены модельным рассмотрением и не позволяют априорно ответить на вопрос, какими свойствами должны обладать компоненты раствора, чтобы в результате кристаллизации появилась слоистая структура. Как уже отмечалось, большинство физических свойств гранатов коррелируют с параметром решетки, монотонно изменяясь от состава к составу. Поэтому интересно понять, какие особенности гранатов, содержащих эрбий и гольмий, приводят к появлению в них полосчатой структуры.

Тот факт, что эффективные ионные радиусы гольмия и эрбия (0,102 и 0,100 nm,

соответственно) близки к эффективному радиусу иттрия (0,1015nm) не является определяющим, поскольку гранаты, содержащие Dy^{3+} , ионный радиус которого (0.103 nm) также близок к радиусу иттрия, не склонны к кластеризации. Скорости диффузии редкоземельных ионов в YAG примерно равны [30] и так же не могут быть причиной различия в структурах этих твердых растворов. Нам представляется, что возможной причиной появления неоднородных по составу областей является близость параметров решетки $Y_3Al_5O_{12}$, $Er_3Al_5O_{12}$ и $Ho_3Al_5O_{12}$ (соответственно, 1.2007, 1.1984 и 1.2011 nm), что является следствием различной концентрации антиструктурных дефектов в этих системах (рис.1). Размер элементарной ячейки $Dy_3Al_5O_{12}$ гораздо больше (1.2041nm) и на границе раздела фаз возникают большие упругие напряжения, препятствующие расслоению.

Таким образом, можно сделать вывод, что выравнивание размеров кристаллической решетки гранатов в процессе высокотемпературного нагрева (при выращивании методом горизонтально направленной кристаллизации) вследствие различной концентрации редкоземельных октакационов является причиной возникновения областей обедненных и обогащенных эрбием и гольмием, соответственно. Появление нанобластей с различной концентрацией элементов может приводить к качественному изменению свойств этих материалов. В частности, из-за развитой поверхности границы раздела фаз, такие кристаллы, являясь макроскопически однородными, могут обладать свойствами, аналогичными свойствам наноструктур.

Работа поддержана Российским фондом фундаментальных исследований (грант № 00-02-17426)

Список литературы

1. А.А.Каминский, Л.К.Аминов, В.Л.Ермолаев. Физика и спектроскопия лазерных кристаллов. М. (1986). 272 с.
2. Geller S. Crystal chemistry of the garnets // Z. Kristallogr. 1967. Bd.125. S.1-47
3. V.F.Kitaeva, E.V.Zharikov, I.L.Chisty, The Properties of crystal with garnet structure // Phys.Stat.Solid., 1985, v.92, N 2, pp.475-488
4. Квашнина О.П., Квашнин Г.М., Сорокина Т.П. Упругие свойства редкоземельных ферритов-гранатов // ФТТ. 1992. Т.34. № 4. С.1306-1308
5. Воробьев Ю.П., Гончаров О.Ю., Карбань О.В. Структурное поле и формула для расчета параметра кристаллической решетки синтетических оксидов-гранатов // Ж. неорг. химии. 1998. Т.43. № 4. С.644-652.
6. Карбань О.В., Воробьев Ю.П. Формула для расчета параметра кристаллической решетки силикатов-гранатов // Труды Всероссийской научно-практической конференции, Свердловск. 1998. С.102-107
7. Иванов С.Н., Таранов А.В., Хазанов Е.Н. Анализ диффузионного движения неравновесных фононов в неидеальных кристаллах // ФТТ. 1995. Т.37. В.11. С.3201-3211
8. Багдасаров Х.С., Федоров Е.А., Жеков В.И. и др. Дефекты и объемное поглощение в кристаллах $Y_3Al_5O_{12}-Er^{3+}$, выращенных методом горизонтально направленной кристаллизации // Труды Института общей физики. 1989. Т.19. С.112-151
9. Григорьева Н.А., Иванов С.Н., Касперович В.С. и др. ЯМР ^{27}Al в смешанных гранатах $Y_xEr_{3-x}Al_5O_{12}$ // ФТТ. 1995. Т.37. №11. С.3360-3365
10. Воронько Ю.К., Соболев А.А. Спектроскопия активаторных центров редкоземельных ионов в лазерных кристаллах со структурой граната // Тр. ФИАН. Материалы и устройства квантовой радиоэлектроники. 1977. Т.98. С.40-77.

- 11 Козорезов А.Г. Распространение неравновесных фононов в кристаллах с двухуровневыми системами // ЖЭТФ. 1991. Т.100. В.5. С.1577-1590
12. Воробьев Ю.П. Структурные, магнитные и теплофизические свойства гранатов // Кристаллография. 1989. Т.34. N 6. С.1461 - 1469
13. Воробьев Ю.П. Нестехиометричность, кристаллографическое и магнитное упорядочение в оксифторидных кристаллах // Неорг. матер. 1989. Т.25. N 10. С.1723 -1728.
14. Куликов И.С. Термодинамика оксидов. Справочник. М.: Металлургия. 1986. С.344
15. Нейман А.Я., Ткаченко Е.В., Жуковский В.М., Природа дефекто-образования в сложных оксидах состава $Me_3(III) \text{Э}_5(III)O_{12}$ со структурой граната // ДАН СССР. 1978. Т.240. №4. С.463-468.
16. Rotman S.R., Tandon R.P., Tuller H.L. Defect-property correlations in garnet crystals: The electrical conductivity and defect structure of luminescent cerium-doped yttrium aluminum garnet // J. Appl. Phys. 1985. V.57. N6. P.1951-1955
17. Rotman S.R., Tandon R.P., Tuller H.L. Defect-property correlations in garnet crystals: III. The electrical conductivity and defect structure of luminescent nickel-doped yttrium aluminum garnet // J. Appl. Phys. 1987. V.62. N4. P.1305-1312
18. Shannon R.D., Prewitt C.T. Effective ionic radii in oxides and fluorides // Acta Cryst. 1969. V.25. N 4. P.925 -946
19. Ахметов С.Ф., Ахметова Г.Л., Миренкова Т.Ф. и др. Исследование некоторых редкоземельно-алюминевых гранатов // ЖНХ. 1977. т.22. вып. 11. С.2966-2969
20. Зиновьев С.Ю. Синтез и физико-химические свойства алюминиевых (галлиевых) гранатов РЗМ и скандий содержащих растворов на их основе.: Автореф. дисс. ... канд. хим. наук. Лен.-д.: Ин-т химии силикатов АН СССР. 1988
21. Brusset H., Giller-Pandrou L., Sein M.-C. Etude de gallo-alluminates de lanthanides // Bull. Soc. chimique. 1969. N7. N388. P.2244-2249
22. М.М.Акгурин, В.Г.Галетян, Е.Ю.Михина, В.Р.Регель. Влияние дефектной структуры на механические свойства монокристаллов $Y_3Al_5O_{12}(Er^{3+})$ // Изв. АН СССР, сер. Физическая. 1992 Т.56. •3. С.95-98.
23. Вест А. Химия твердого тела, теория и приложения: В 2-х ч. Ч.1: Пер. с англ.-М.: Мир, 1988.-558 с.
24. Moronov S.N., Whangbo M.-H. Surface Analysis with STM and AFM Weinheim, New York, Basel, Cambridge, Tokyo: VCH. 1996. P.50.
25. Bratina G. Vanzetti L. Franciosi A. A. Cross-sectional lateral-force microscopy of semiconductor heterostructures and multiple quantum wells // Phys. Rev. B. 1995 V. 52 P. 8625.
26. Аккудинов А.В., Титов А.Н., Шубина Т.В. Атомно-силовой микроскопия сигналов лазерных диодов на основе $ZnMgSe$ и $BeMgZnSe$ гетроструктур. // Труды I Россиск. конф. по зондовой микроскопии, Н.Новгород, 1999, С.37-43.
27. W.-K. Lee Study on surface structure of amorphous polymer blends on the basis of lateral force microscopy // Polymer. 1999. V.40. P.5631-5636
28. Воробьев А.А., Григорьева Н.А., Иванов С.Н. и др. Квадрупольное и парамагнитное взаимодействие ядер ^{27}Al в смешанных алюмо-иттрий-диспрозиевых гранатах $Y_{3-x}Dy_xAl_5O_{12}$ // ФТТ. 1998. Т.40. В.6. С.1047-1051
29. J.D. Hunt and S.-Z. Lu Chapter 17 in v.2. Hart V. Handbook of Crystal Growth, North-Holland, 1994
30. Cherniak D.J. Rare earth element and gallium diffusion in yttrium aluminium garnet // Phys. and Chem. Minerals. 1998. V.26. N2. P.156-163

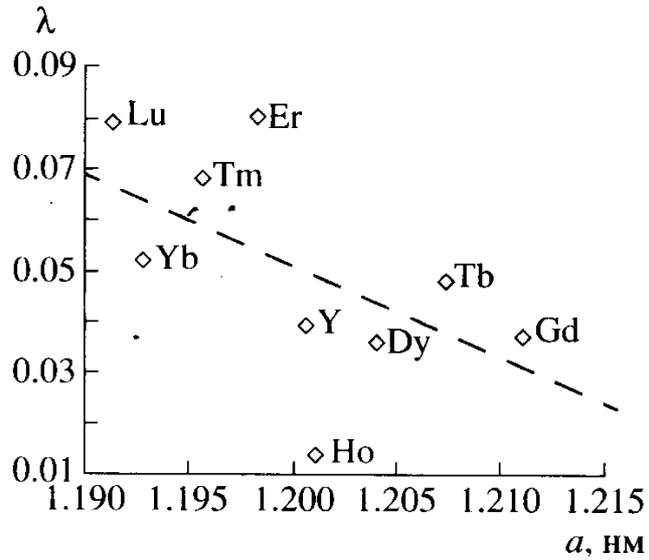


Рис. 1. Зависимость рассчитанной концентрации редкоземельных октакатионов в монокристаллах $R_2Al_5O_{12}$ от параметра элементарной ячейки.

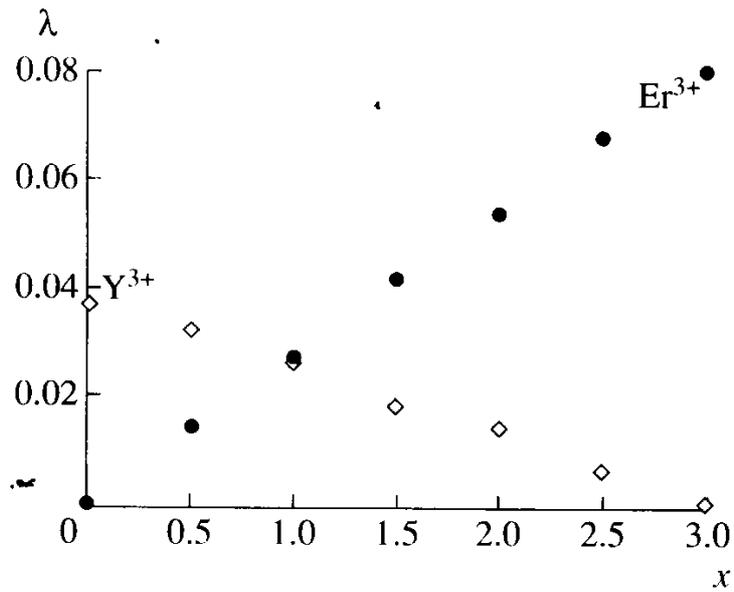
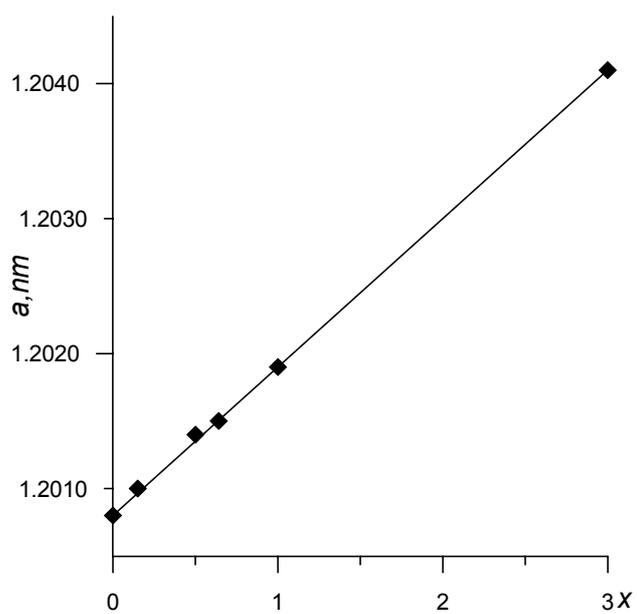
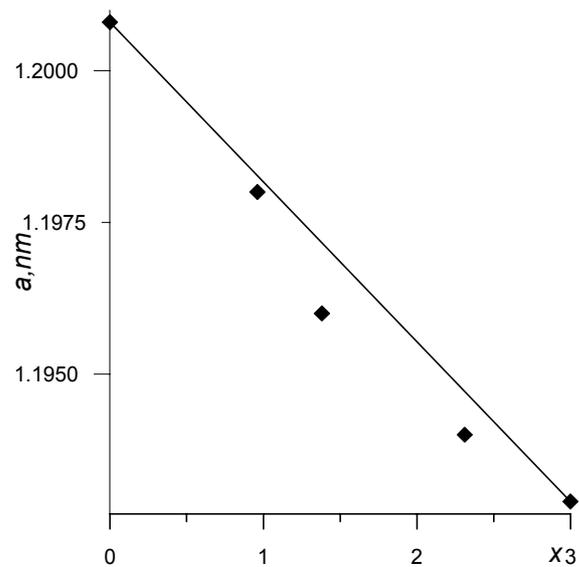


Рис. 2. Зависимости количества октакатионов от концентрации эрбия в твердых растворах $Y_{3-x}Er_xAl_5O_{12}$.



a)



б)

в)

Рис.3 Поведение твердых растворов в соответствии с законом Вегарда (а)- $Y_{3-x}Dy_xAl_5O_{12}$, с отрицательными (б)- $Y_{3-x}Lu_xAl_5O_{12}$ и положительными (в)- $Y_{3-x}Er_xAl_5O_{12}$ отклонениями от него.

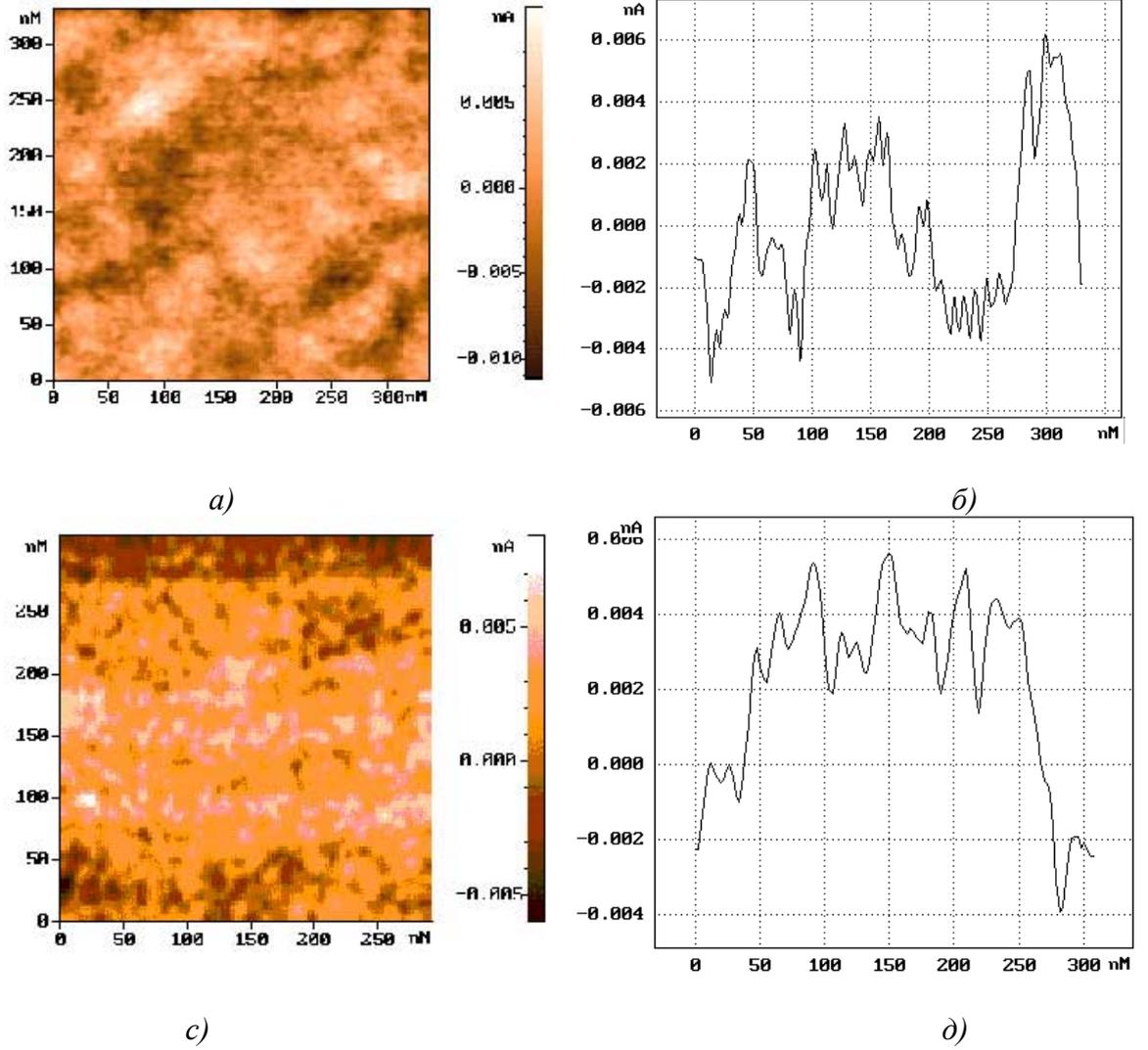
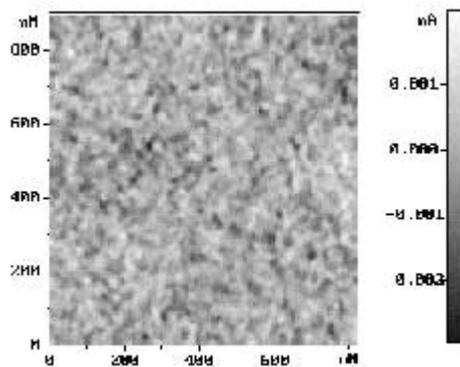
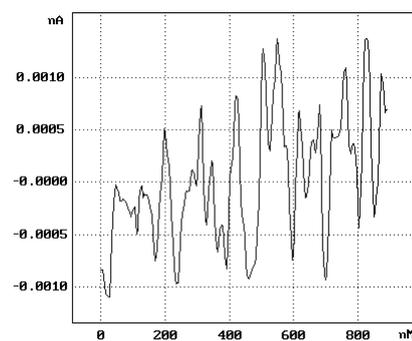


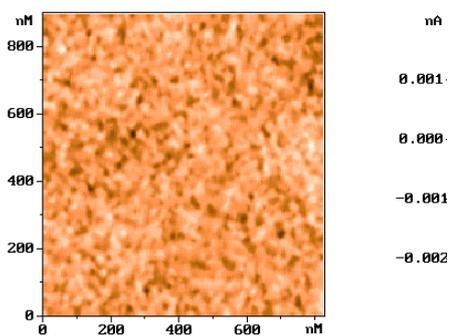
Рис.4 AFM-изображения (а,в) распределения и (б,г) график усредненного сигнала боковых сил трения для $Y_3Al_5O_{12}$ и $Er_3Al_5O_{12}$.



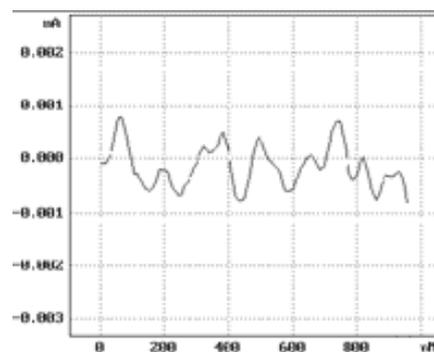
a)



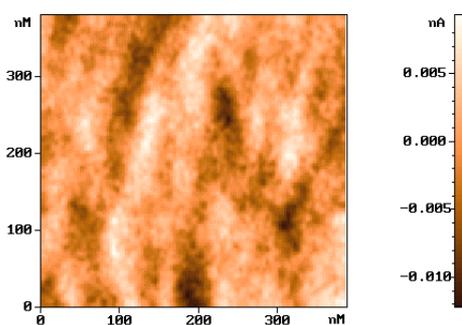
б)



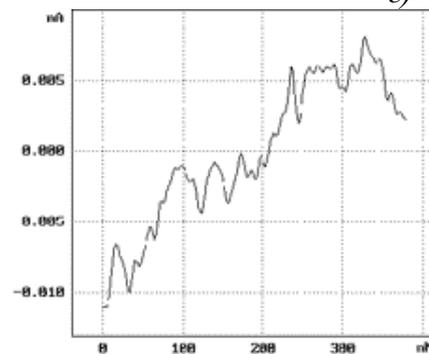
в)



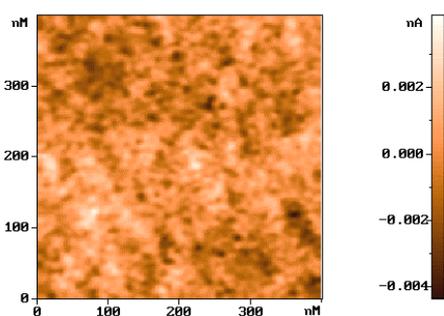
г)



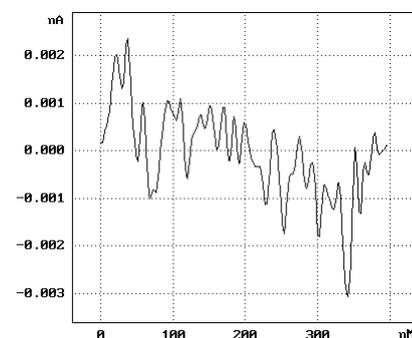
д)



е)



ж)



з)

Рис.5 АСМ-изображение распределения и график усредненного сигнала боковых сил: $Y_2TbAl_5O_{12}$ (а,б), $Y_2DyAl_5O_{12}$ (в,г), $Y_2YbAl_5O_{12}$ (д,е), $YLu_2Al_5O_{12}$ (ж,з).

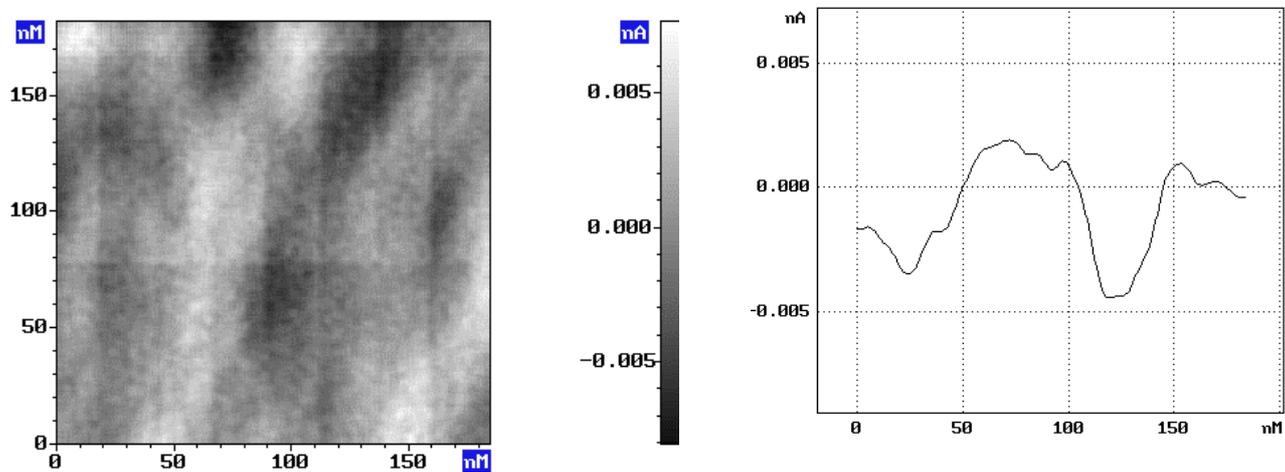


Рис.6 AFM-изображение распределения и график усредненного сигнала боковых сил трения $Y_{2.25}Lu_{0.75}Al_5O_{12}$

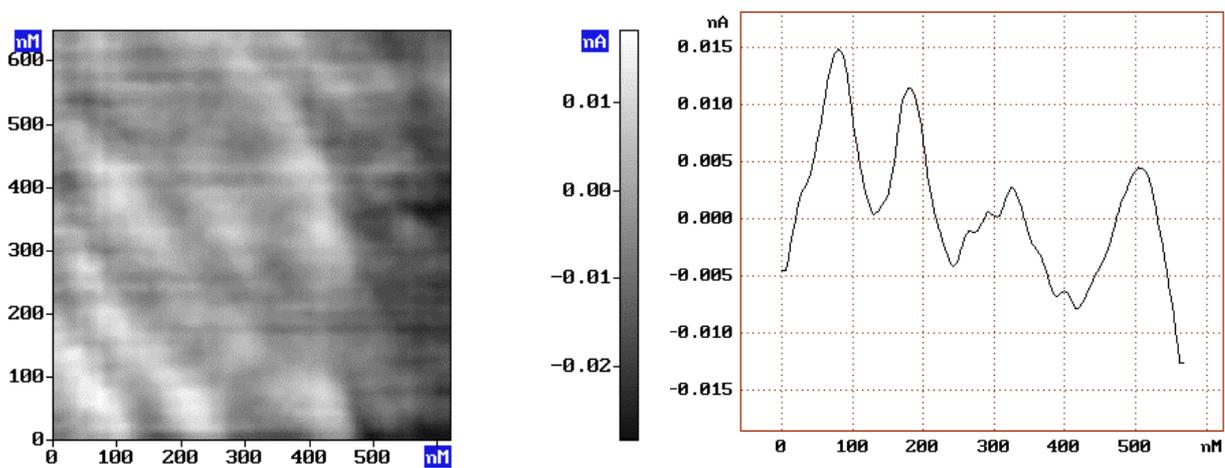


Рис.7 AFM-изображение распределения и график сигнала латеральных сил $Y_{1.5}Ho_{1.5}Al_5O_{12}$

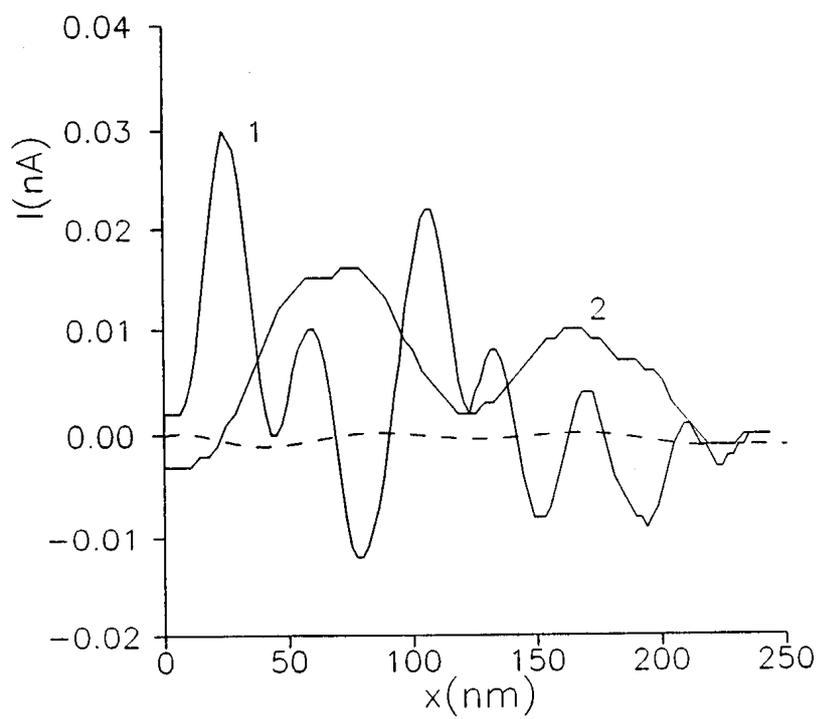


Рис.8 График сигнала латеральных сил в направлении перпендикулярном для $\text{YEr}_2\text{Al}_5\text{O}_{12}$

(1), $\text{Y}_{1.5}\text{Ho}_{1.5}\text{Al}_5\text{O}_{12}$ (2) и $\text{YDy}_2\text{Al}_5\text{O}_{12}$ (пунктирная линия)