

СТРУКТУРА НЕОРГАНИЧЕСКИХ
СОЕДИНЕНИЙ

УДК 546.161; 548.73; 548.313.2

НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ КРИСТАЛЛЫ ФЛЮОРИТОВЫХ ФАЗ
 $Sr_{1-x}R_xF_{2+x}$ (R – РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫЕ ЭЛЕМЕНТЫ)
И ИХ УПОРЯДОЧЕНИЕ. 14. КОНЦЕНТРАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ
ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ НЕСТЕХИОМЕТРИЧЕСКОЙ ФАЗЫ
 $Sr_{1-x}Nd_xF_{2+x}$ “AS GROWN” ($x = 0.10, 0.25, 0.40, 0.50$)© 2019 г. Е. А. Сульянова^{1,*}, Н. Б. Болотина¹, Д. Н. Каримов¹, И. А. Верин¹, Б. П. Соболев¹¹Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова ФНИЦ “Кристаллография и фотоника” РАН, Москва, Россия

*E-mail: sulyanova@gmail.com

Поступила в редакцию 28.02.2018 г.

После доработки 28.02.2018 г.

Принята к публикации 15.05.2018 г.

Методом рентгеноструктурного анализа изучено дефектное строение кристаллов “as grown” $Sr_{1-x}Nd_xF_{2+x}$ ($x = 0.10-0.50$), полученных направленной кристаллизацией расплава в идентичных условиях. Все кристаллы относятся к структурному типу CaF_2 (пр. гр. $Fm\bar{3}m$). Впервые для всей области гомогенности флюоритовой нестехиометрической фазы $Sr_{1-x}Nd_xF_{2+x}$ прослежена смена типа кластера структурных дефектов с изменением содержания NdF_3 , которая происходит не скачкообразно, а в интервале x . В кристаллах с $x = 0.10, 0.25$ сосуществуют кластеры двух типов: тетраэдрический $[Sr_{4-n}Nd_nF_{26}]$ и октаэдро-кубический $[Sr_{14-n}Nd_nF_{64+n}]$. При дальнейшем росте содержания NdF_3 в структуре $Sr_{1-x}Nd_xF_{2+x}$ происходит переход от двух типов кластеров к единственному, и в кристаллах с $x > 0.40$ образуются только тетраэдрические кластеры.

DOI: 10.1134/S0023476119020310

ВВЕДЕНИЕ

Работа продолжает серию публикаций [1–13], посвященных получению кристаллов флюоритовых нестехиометрических фаз $Sr_{1-x}R_xF_{2+x}$ ($R = 16$ редкоземельных элементов – РЗЭ) и упорядоченных фаз $Sr_mR_nF_{2m+3n}$ ($R = Gd - Lu, Y$) с производной от типа флюорита структурой, изучению их дефектного строения и выявлению его связи с некоторыми структурно-чувствительными свойствами (ионной проводимостью, механическими, оптическими и др.). Цель настоящей серии публикаций – изучить семейство фаз $Sr_{1-x}R_xF_{2+x}$, мало исследованных до недавнего времени, с точки зрения кластерного строения с учетом идентичности условий получения кристаллов и методов обработки структурного эксперимента.

Семейство фаз $Sr_{1-x}R_xF_{2+x}$ обратило на себя внимание при исследованиях фазовых диаграмм систем SrF_2-RF_3 [14] специфичностью объемных изменений при дефектообразовании. Для флюоритовых фаз с РЗЭ на начальном участке ряда ($R = La-Sm$) была установлена смена знака концентрационных изменений параметров решетки по ряду РЗЭ, приходящаяся на фазу $Sr_{1-x}Nd_xF_{2+x}$. Во всей области ее гомогенности ($0 < x \leq 0.50$) па-

раметр решетки не зависит от состава. Ранее такого эффекта не наблюдалось ни для одной из флюоритовых фаз $M_{1-x}R_xF_{2+x}$ ($M = Ca, Sr, Ba$). Это означает полную компенсацию объемных изменений при дефектообразовании в кристаллах $Sr_{1-x}Nd_xF_{2+x}$: уменьшение объема при замещении Sr^{2+} на меньший по объему катион Nd^{3+} и увеличение объема при внедрении дополнительных анионов F_{int} в междоузлия структуры типа флюорита.

Положение твердых растворов $Sr_{1-x}Nd_xF_{2+x}$ по изменению параметра решетки среди аналогичных фаз $Sr_{1-x}R_xF_{2+x}$ с $R = La, Ce, Pr, Sm$ [14] приведено на рис. 1. При переходе от $Sr_{1-x}Pr_xF_{2+x}$ к $Sr_{1-x}Sm_xF_{2+x}$ знак суммарных объемных изменений при нарушениях стехиометрии меняется с положительного на отрицательный соответственно. Следовательно, можно ожидать, что именно в семействе фаз $Sr_{1-x}R_xF_{2+x}$ можно наблюдать управляемую смену типа кластера дефектов.

Целью работы является изучение концентрационной зависимости дефектной структуры кристаллов нестехиометрической фазы $Sr_{1-x}Nd_xF_{2+x}$ во всей области ее гомогенности в состоянии “as grown” (без дополнительной термообработки по-

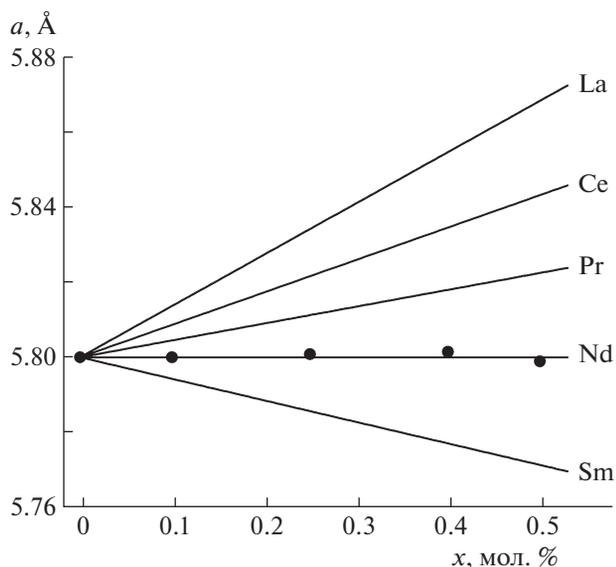


Рис. 1. Концентрационные зависимости параметров элементарных ячеек $Sr_{1-x}R_xF_{2+x}$ ($R = La-Sm$) [14]; ● — данные рентгенограмм порошка [1].

сле выращивания), полученных направленной кристаллизацией расплава в одинаковых условиях.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Объекты исследования — кристаллы $Sr_{1-x}Nd_xF_{2+x}$ ($x = 0.10, 0.25, 0.40, 0.50$), полученные из расплава методом Бриджмена в многоячейном тигле в одном ростовом эксперименте во фторирующей атмосфере CF_4 [1]. Составы охватывают всю область гомогенности фазы в системе SrF_2-NdF_3 . Приведенные далее составы кристаллов соответствуют составу шихты.

Для рентгеноструктурного анализа отбирали оптически однородные участки из дисков, вырезанных из средних частей кристаллических буль. Параметры дифракционных экспериментов для каждого кристалла приведены в табл. 1. Анализ полученных дифракционных данных показал принадлежность каждого кристалла к структурному типу CaF_2 .

Уточнение структуры проводили в рамках пр. гр. $Fm\bar{3}m$ с использованием программы Jana2006 [15]. В процессе уточнения в экспериментальный массив интенсивностей вводили поправку на изотропную экстинкцию в приближении Беккера–Коппенса [16] (I тип, угловое распределение блоков мозаики по закону Гаусса). При уточнении ангармонических компонент тензора тепловых колебаний атомов использовали разложение температурного множителя в ряд Грама–Шарлье [17].

Разностные синтезы Фурье электронной плотности для кристаллов $Sr_{1-x}Nd_xF_{2+x}$ в плоско-

сти (110) показаны на рис. 2а. Сплошные линии на синтезах — положительная разностная плотность, пунктир — отрицательная, широкий пунктир — нулевая. Координатная сетка приведена в долях элементарной ячейки. Разности получены вычитанием из наблюдаемых структурных факторов вклада от катионов (Sr^{2+}, Nd^{3+}), разделяющих в структуре одну позицию $4a$, и матричных анионов $F_{(8c)}$, занимающих в структуре фаз $Sr_{1-x}Nd_xF_{2+x}$ позицию $8c$, для которых уточнена заселенность занимаемой ими позиции. Тепловые параметры всех атомов уточнены в гармоническом приближении.

На синтезах (рис. 2а) хорошо видны максимумы электронной плотности, принадлежащие межузельным ионам фтора. Максимум в позиции $32f$ присутствует в каждом кристалле. Максимум в позиции $48i$ наблюдается на синтезах фаз с $x = 0.10$ и 0.25 . Характер распределения электронной плотности вблизи позиции матричного аниона $F_{(8c)}$ на синтезах всех изученных фаз говорит о динамических (ангармонизм тепловых колебаний) и статических (релаксация анионной подрешетки [18]) смещениях матричного аниона. Учет при уточнении структуры ангармонизма тепловых колебаний матричного аниона $F_{(8c)}$ до третьего порядка разложения привел к полному устранению максимума и минимума электронной плотности вблизи позиции данного аниона в фазах с $x = 0.10$ и 0.25 . Следовательно, смещения матричного аниона в данных фазах носят динамический характер. В фазе с $x = 0.40$ учет ангармонизма при уточнении структуры не полностью устранил на разностном синтезе электронной плотности максимум вблизи позиции $F_{(8c)}$. Оставшаяся после учета ангармонизма тепловых колебаний электронная плотность принадлежит анионам $F_{(8c)}$, смещающимся статически. Следовательно, в фазе с $x = 0.40$ присутствуют как динамические, так и статические смещения анионов $F_{(8c)}$. В фазе с $x = 0.50$ учет ангармонизма не привел к каким-либо изменениям на разностном синтезе, вероятно, в данном кристалле присутствуют только статические смещения $F_{(8c)}$.

Распределение электронной плотности вокруг позиции катиона характерно для ангармонического характера тепловых колебаний. Учет отклонения тепловых колебаний катиона от гармонического закона до четвертого порядка разложения привел к устранению на разностных синтезах всех изученных фаз $Sr_{1-x}Nd_xF_{2+x}$ неоднородностей распределения электронной плотности (рис. 2а).

На последнем этапе уточнения суммарное количество анионов было зафиксировано в соответствии с составом каждого кристалла. Координаты атомов и эквивалентные параметры смещений атомов в $Sr_{1-x}Nd_xF_{2+x}$ приведены в табл. 2. Стандартные отклонения для заселенностей позиций

Таблица 1. Данные дифракционных экспериментов и параметры уточнения структуры кристаллов $Sr_{1-x}Nd_xF_{2+x}$

Кристалл	$Sr_{0.90}Nd_{0.10}F_{2.10}$	$Sr_{0.75}Nd_{0.25}F_{2.25}$	$Sr_{0.60}Nd_{0.40}F_{2.40}$	$Sr_{0.50}Nd_{0.50}F_{2.50}$
Сингония, пр. гр., Z	Кубическая, $Fm\bar{3}m$, 4			
* a , Å	5.8000(9)	5.8008(7)	5.8014(7)	5.7989(5)
V , Å ³	195.11(5)	195.19(5)	195.25(5)	195.00(5)
D_x , г/см ³	4.534(5)	4.9178(5)	5.3022(5)	5.5666(5)
Излучение, λ , Å	MoK α , 0.71073			
T , К	295			
μ , мм ⁻¹	27.181	27.031	26.885	26.828
T_{min} , T_{max}	0.0853, 0.1561	0.0618, 0.1302	0.0544, 0.1219	0.1143, 0.1835
Диаметр образца, мм	0.136	0.160	0.170	0.120
Дифрактометр	CAD4 Enraf-Nonius			
Тип сканирования	$\Omega/2\theta$			
θ_{max} , град	76.08	76.07	76.03	76.13
Пределы h, k, l	$-15 < h < 15, -15 < k < 15, -15 < l < 15$			
Число отражений: измеренных/независимых с $I > 3\sigma(I)$, R_{int}	4120/131, 0.0257	4117/136, 0.0242	4126/137, 0.0228	4113/137, 0.0244
Метод уточнения	МНК по F^2			
Число уточняемых параметров	12	13	13	12
Весовая схема	$\Omega = 1/(4F^2[\sigma^2(F) + (0.008 \cdot F)^2])$			
R/wR , %	0.73/1.92	0.84/2.04	0.85/2.00	0.74/1.94
S	1.03	1.06	1.09	1.02
$\Delta\rho_{min}/\rho_{max}$, э/Å ⁻³	-0.34/0.32	-0.25/0.18	-0.20/0.20	-0.15/0.22
Использованные программы	Jana2006			

* Параметры ячейки рассчитаны по рентгенограммам порошка.

каждого атома рассчитаны при фиксированном значении всех остальных уточняемых параметров. Нулевые разностные синтезы Фурье электронной плотности для кристаллов $Sr_{1-x}Nd_xF_{2+x}$ показаны на рис. 2б. Структурная модель, использованная для нулевого синтеза, содержит атомы в основных и межузельных позициях.

МОДЕЛЬ СТРОЕНИЯ ФАЗ $Sr_{1-x}Nd_xF_{2+x}$

Межузельные анионы фтора в позициях $32f$ и $48i$ размещаются в структуре флюоритовых фаз $M_{1-x}R_xF_{2+x}$ за счет преобразования их анионного мотива. Одна вакансия в позиции $8c$, в которой в бездефектной структуре флюорита располагается матричный анион фтора $F_{(8c)}$, обеспечивает размещение в анионном мотиве структуры флюорита тетраэдрической анионной группировки $\{F_4\}^{3-}$. Восемь расположенных внутри одной элементарной ячейки вакансий в позициях матричных анионов позволяют разместить на их месте кубооктаэдрическую анионную группировку $\{F_{12}\}^{4-}$. Примесные катионы Nd^{3+} располагаются вокруг анионных группировок, компенсируя их избыточный отрицательный заряд. Дефекты структу-

ры (вакансии, примесные катионы и межузельные анионы) в фазах $M_{1-x}R_xF_{2+x}$ со структурой флюорита группируются в кластеры [7, 8] – тетраэдрической (ТК) $[Sr_{4-n}Nd_nF_{26}]$ и октаэдро-кубической (ОКК) $[Sr_{14-n}Nd_nF_{64+n}]$ конфигураций. Изменение типа кластера в концентрационном ряду с одним типом примесного катиона зависит как от количества примесных катионов, так и от объемных изменений при образовании анионного ядра кластера. Концентрационные зависимости размера ребра ядра ТК $F_{int(32f)3} - F_{int(32f)3}$ и ОКК $F_{int(48i)} - F_{int(48i)}$, нормированные на расстояние $F_{(8c)} - F_{(8c)}$ бездефектной матрицы флюорита:

$$\delta_1 = (F_{int(32f)3} - F_{int(32f)3}) / (F_{(8c)} - F_{(8c)}), \quad (1)$$

представлены на рис. 3. С увеличением x размер ядра ОКК увеличивается, а размер ядра ТК уменьшается и стабилизируется при $x \geq 0.4$.

Концентрационная зависимость статических релаксационных смещений δ_2 в фазах $Sr_{1-x}Nd_xF_{2+x}$ ($x = 0.40, 0.50$) $F_{int(32f)1} - F_{int(32f)1}$, нормированных на расстояние $F_{(8c)} - F_{(8c)}$ бездефектной матрицы флюорита (SrF_2):

$$\delta_2 = (F_{int(32f)1} - F_{int(32f)1}) / (F_{(8c)} - F_{(8c)}), \quad (2)$$

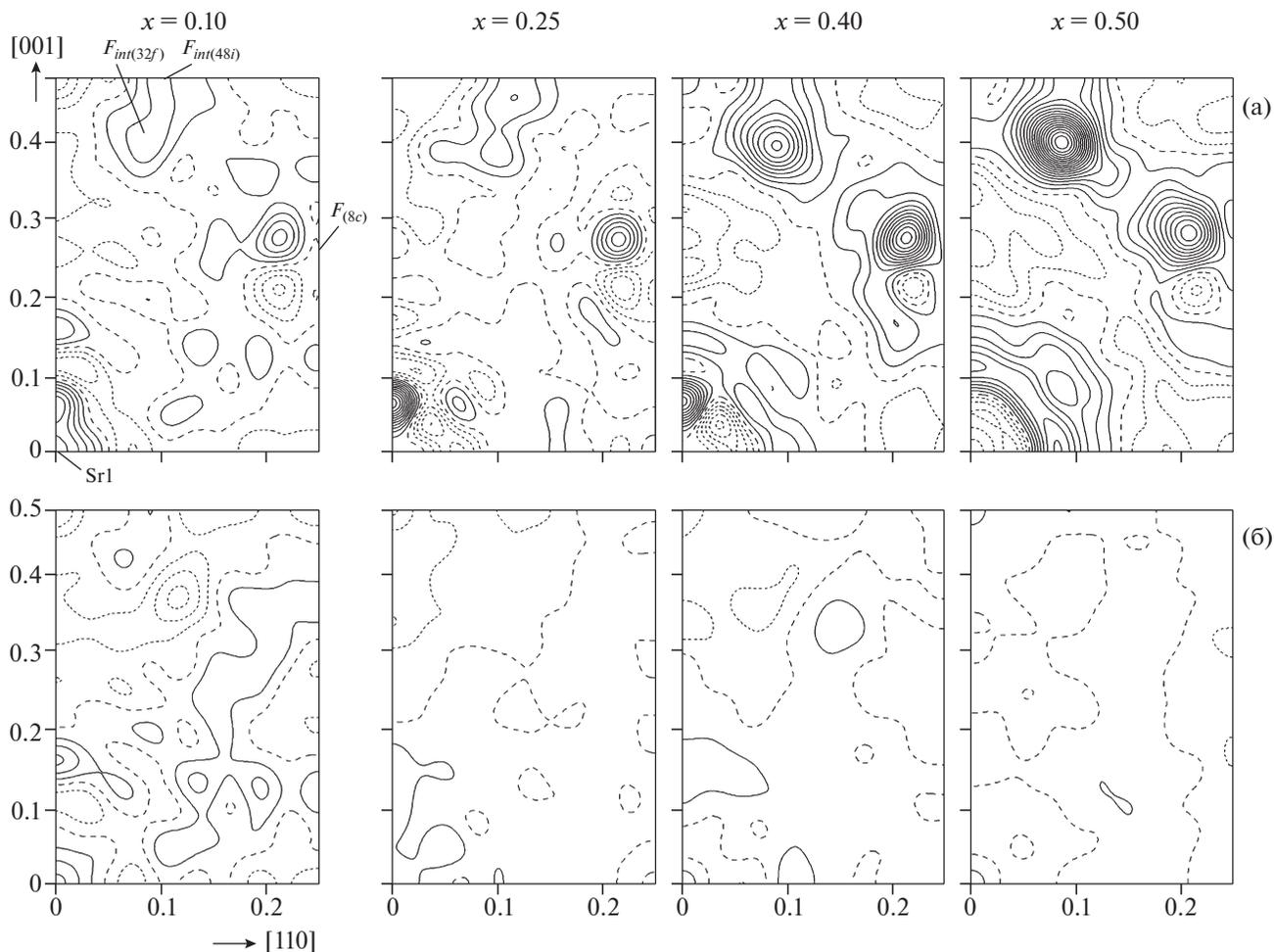


Рис. 2. Разностные (а) и нулевые разностные (б) синтезы электронной плотности $Sr_{1-x}Nd_xF_{2+x}$ в плоскости (110) для различных составов x . Шаг изолиний 0.1 э/Å^3 .

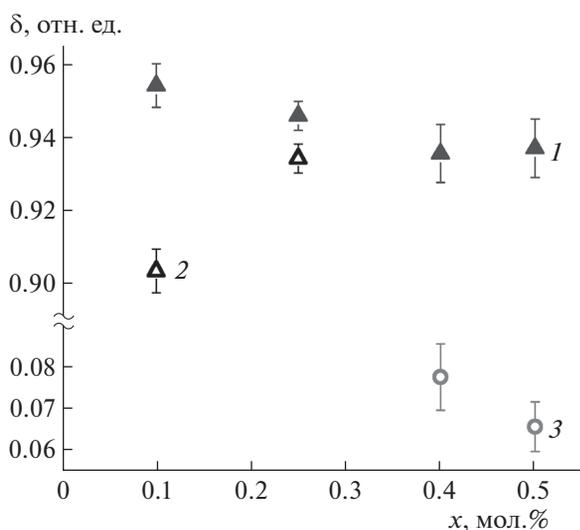


Рис. 3. Концентрационные зависимости размера δ_1 анионного ядра ТК (1), ОКК (2) и релаксационных смещений δ_2 (3) в структуре $Sr_{1-x}Nd_xF_{2+x}$.

представлена на рис. 3. Установлено, что в фазе с $x = 0.50$ анионы $F_{(8e)}$ смещаются на меньшее расстояние по сравнению с фазой с $x = 0.40$.

Количество релаксированных анионов $F_{int(32f)1}$ (рис. 4) в фазах $Sr_{1-x}Nd_xF_{2+x}$ ($x = 0.40, 0.50$) увеличивается с ростом концентрации NdF_3 . Заселенности позиций, занимаемых анионами $F_{int(32f)3}$ ($Q_{F_{int(32f)3}}$), составляющими ядро ТК, и анионами $F_{int(48i)}$ ($Q_{F_{int(48i)}}$), составляющими ядро ОКК, косвенно характеризуют количество кластеров в кристалле. Данные заселенности линейно увеличиваются с ростом содержания NdF_3 (рис. 4). Концентрационная зависимость количества вакансий (V_F) в позиции, занимаемой матричными анионами $F_{(8e)}$, имеет максимум при $x = 0.25$. Соотношение $Q_{F_{int(32f)3}}/V_F$ в кристаллах с $x = 0.40$ и 0.50 с одним типом кластеров приблизительно равно четырем, что подтверждает предположение об образовании в них ТК. Количество ТК и ОКК в $Sr_{1-x}Nd_xF_{2+x}$ увеличиваются с ростом содержания NdF_3 , поскольку увеличиваются заселенно-

Таблица 2. Координаты атомов, заселенности позиций (q) и эквивалентные параметры смещений атомов в структуре $\text{Sr}_{1-x}\text{Nd}_x\text{F}_{2+x}$

Состав	Атом	q^*	x/a	y/b	z/c	$B_{\text{ЭКВ}}, \text{\AA}^2$
0.10	$(\text{Sr,Nd})_{(4a)}$	$0.90 + 0.10$	0	0	0	0.732(3)
0.25		$0.25 + 0.75$	0	0	0	0.974(4)
0.40		$0.40 + 0.60$	0	0	0	1.069(3)
0.50		$0.50 + 0.50$	0	0	0	1.001(3)
0.10	$\text{F}_{(8c)}$	0.892	1/4	1/4	1/4	1.021(4)
0.25		0.833	1/4	1/4	1/4	1.345(6)
0.40		0.657	1/4	1/4	1/4	1.62(2)
0.50		0.606	1/4	1/4	1/4	2.0(1)
0.10	$\text{F}_{\text{int}(32f)1}$					
0.25						
0.40		0.059(9)	0.289(4)	0.289(4)	0.289(4)	2.5(3)
0.50		0.073(9)	0.283(3)	0.283(3)	0.283(3)	1.84(9)
0.10		$\text{F}_{\text{int}(32f)3}$	0.018(9)	0.393(9)	0.393(9)	0.393(9)
0.25	0.025(9)		0.393(6)	0.393(6)	0.393(6)	2.5(9)
0.40	0.076(5)		0.412(2)	0.412(2)	0.412(2)	2.9(3)
0.50	0.088(4)		0.411(1)	0.411(1)	0.411(1)	1.85(9)
0.10	$\text{F}_{\text{int}(48i)}$	0.014(7)	0.135(9)	0.135(9)	1/2	2.9(5)
0.25		0.032(7)	0.107(6)	0.107(6)	1/2	2.8(6)
0.40						
0.50						

* $q_{\text{F}(8c)} = [4(2+x) - Q_{\text{Fint}(32f)1} - Q_{\text{Fint}(32f)3} - Q_{\text{Fint}(48i)}]/8$, где $Q_{\text{Fint}(32f)1}$, $Q_{\text{Fint}(32f)3}$, $Q_{\text{Fint}(48i)}$ – количество атомов фтора в позициях (32f)1, (32f)3, 48i соответственно.

сти позиций анионов $\text{F}_{\text{int}(32f)3}$ и $\text{F}_{\text{int}(48i)}$, образующих ядра данных кластеров.

Объем, в котором находится один ТК в $\text{Sr}_{1-x}\text{Nd}_x\text{F}_{2+x}$, в среднем приходится на $m = 4/Q_{\text{Fint}(32f)3}$ ячеек. В данном объеме (исходя из состава кристалла) содержится в среднем $n = 16 \cdot x/Q_{\text{Fint}(32f)3}$ катионов Nd^{3+} . Данный оценочный расчет возможен только для кристаллов с одним типом кластеров. Расчет для кристаллов $\text{Sr}_{1-x}\text{Nd}_x\text{F}_{2+x}$ показал, что количество Nd^{3+} , в среднем приходящееся на один кластер (n), с ростом x от 0.40 до 0.50 незначительно увеличивается от 2.63 до 2.84, а объем m , приходящийся на один ТК, уменьшается от $1.64 \cdot k$ до $1.42 \cdot k$, где k – объем, занимаемый одной элементарной ячейкой.

Наблюдаемая в области малых концентраций примеси NdF_3 ($x < 0.25$) смесь ТК и ОКК при дальнейшем увеличении x переходит в структуру с одним типом кластера ТК. Смена типа кластерной структуры происходит на составе $x = 0.25$.

Составу $\text{Sr}_{0.75}\text{Nd}_{0.25}\text{F}_{2.25}$ соответствует аномалия – температурный максимум на кривой плавления в системе $\text{SrF}_2\text{–NdF}_3$ [19].

Установлено, что во флюоритовой фазе $\text{Sr}_{1-x}\text{Nd}_x\text{F}_{2+x}$ ($x = 0.10\text{–}0.50$) наблюдается корреляция изменения типа кластеров с конгруэнтным характером плавления кристалла этого состава. Это наблюдение представляет интерес, поскольку конгруэнтное поведение двухкомпонентного расплава является условием получения однородных по составу монокристаллов и важно для фторидного материаловедения. По всем имеющимся исследованиям концентрационных зависимостей свойств изученных флюоритовых фаз $\text{M}_{1-x}\text{R}_x\text{F}_{2+x}$ они меняются монотонно и не обнаруживают явной корреляции с характером плавления.

В [13] установлено, что концентрационное изменение дефектной структуры в $\text{Sr}_{1-x}\text{La}_x\text{F}_{2+x}$ ($x = 0.10\text{–}0.50$) коррелирует с положением максимума на кривых плавления данной фазы. Размер

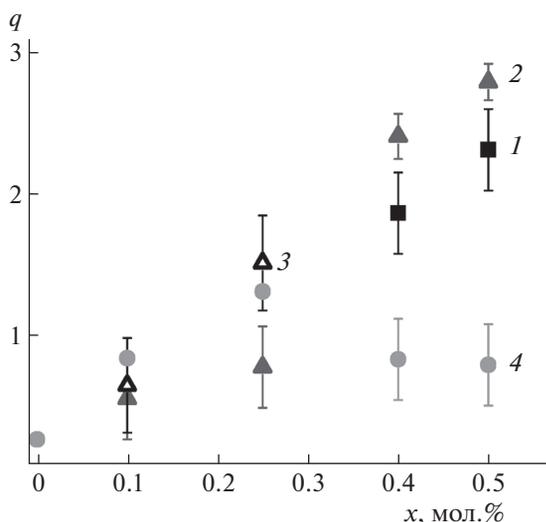


Рис. 4. Зависимости заселенности позиций релаксированных $F_{int(32f)1}$ (1) и межузельных $F_{int(32f)3}$ (2), $F_{int(48i)}$ (3) анионов фтора, а также количества вакансий V_F (4) в позиции, занимаемой матричными анионами $F_{(8c)}$, от содержания NdF_3 в структуре $Sr_{1-x}Nd_xF_{2+x}$.

анионного ядра ТК в данной фазе и количество релаксированных анионов в зависимости от концентрации LaF_3 имеют максимум при $x = 0.32$, что соответствует составу, близкому к конгруэнтному.

Полученные кристаллы $Sr_{1-x}R_xF_{2+x}$ составов с конгруэнтным характером плавления [1] позволят в дальнейшем проследить возможную связь температурных максимумов со структурными особенностями этих фаз.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Установлено, что все изученные фазы $Sr_{1-x}Nd_xF_{2+x}$ ($x = 0.10-0.50$) принадлежат к структурному типу CaF_2 (пр. гр. $Fm\bar{3}m$). Во всех кристаллах найдены вакансии в основном анионном мотиве и межузельные анионы фтора в позициях 32f и 48i.

Предложена модель дефектного строения фаз $Sr_{1-x}Nd_xF_{2+x}$, согласно которой межузельные анионы фтора и примесные катионы Nd^{3+} группируются в тетраэдрические кластеры $[Sr_{4-n}Nd_nF_{26}]$, присутствующие во всех изученных фазах. Ядра тетраэдрических кластеров образуют анионы в позиции 32f $F_{int(32f)3}$. В фазах с $x = 0.10$ и 0.25 присутствуют также октаэдро-кубические кластеры $[Sr_{14-n}Nd_nF_{64+n}]$, анионное ядро которых образуют анионы $F_{int(48i)}$ в позиции 48i.

Установлено, что в семействе фаз $Sr_{1-x}R_xF_{2+x}$ ($R = PЗЭ$) смена типа кластерной структуры с ТК на ОКК происходит в кристаллах $Sr_{1-x}Nd_xF_{2+x}$, в которых реализуется полная компенсация увеличения объема в результате внедрения дополнительных межузельных анионов уменьшением объема благодаря гетеровалентному замещению катионов Sr^{2+} на Nd^{3+} . С увеличением содержания NdF_3 в $Sr_{1-x}Nd_xF_{2+x}$ кластерная структура изменяется со смешанной (при $x < 0.25$) с присутствием кластеров обоих типов на структуру с тетраэдрическими кластерами (при $x > 0.25$). Смена типа кластерной структуры с увеличением x происходит на кристалле с составом $x = 0.25$.

С увеличением содержания NdF_3 в $Sr_{1-x}Nd_xF_{2+x}$ анионное ядро ТК сжимается вплоть до состава $x = 0.40$ и далее в размерах не изменяется. Концентрационная зависимость количества вакансий в позиции, занимаемой основными ионами фтора в изученных фазах $Sr_{1-x}Nd_xF_{2+x}$, имеет максимум при $x = 0.25$, который соответствует конгруэнтно плавящемуся составу кристалла.

Установлено, что с увеличением x в кристалле происходит смена типа релаксационных смещений: при малых содержаниях NdF_3 смещения носят динамический характер, при высоких они становятся статическими.

Данные о кристаллической структуре исследованных фаз депонированы в банке данных неорганических соединений (ICSD № 434265 – $Sr_{0.90}Nd_{0.10}F_{2.10}$, 434255 – $Sr_{0.75}Nd_{0.25}F_{2.25}$, 434256 – $Sr_{0.60}Nd_{0.40}F_{2.40}$, 434264 – $Sr_{0.50}Nd_{0.50}F_{2.50}$).

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 16-03-00707) в части синтеза образцов и Министерства науки и высшего образования в рамках выполнения работ по Государственному заданию в части структурного исследования кристаллов с использованием оборудования ЦКП Федерального научно-исследовательского центра “Кристаллография и фотоника” РАН.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Соболев Б.П., Каримов Д.Н., Сульянов С.Н. и др. // Кристаллография. 2009. Т. 54. № 1. С. 129.
2. Сульянова Е.А., Молчанов В.Н., Верин И.А. и др. // Кристаллография. 2009. Т. 54. № 3. С. 554.
3. Глушкова Т.М., Каримов Д.Н., Кривандина Е.А. и др. // Кристаллография. 2009. Т. 54. № 4. С. 642.
4. Федоров В.А., Каримов Д.Н., Комарькова О.Н. и др. // Кристаллография. 2010. Т. 55. № 1. С. 1225.
5. Сорокин Н.И., Каримов Д.Н., Сульянова Е.А. и др. // Кристаллография. 2010. Т. 55. № 4. С. 702.
6. Грязнов М.Ю., Шотин С.В., Чувильдеев В.Н. и др. // Кристаллография. 2011. Т. 56. № 6. С. 1169.

7. Сульянова Е.А., Верин И.А., Соболев Б.П. // Кристаллография. 2012. Т. 57. № 1. С. 79.
8. Сульянова Е.А., Каримов Д.Н., Соболев Б.П. // Кристаллография. 2013. Т. 58. № 5. С. 667.
9. Сульянова Е.А., Каримов Д.Н., Сульянов С.Н. и др. // Кристаллография. 2014. Т. 59. № 1. С. 19.
10. Сульянова Е.А., Каримов Д.Н., Сульянов С.Н. и др. // Кристаллография. 2015. Т. 60. № 1. С. 159.
11. Сорокин Н.И., Соболев Б.П. // Кристаллография. 2015. Т. 60. № 6. С. 976.
12. Сорокин Н.И., Каримов Д.Н., Сульянова Е.А. и др. // Кристаллография. 2018. Т. 63. № 1. С. 133.
13. Сульянова Е.А., Болотина Н.Б., Сорокин Н.И. и др. // Кристаллография. 2019. Т. 64. № 1. С. 47.
14. Sobolev B.P., Seiranian K.B., Garashina L.S. et al. // J. Solid State Chem. 1979. V. 28. № 1. P. 51.
15. Petricek V., Dusek M., Palatinus L. // Z. Kristallogr. 2014. B. 229. № 5. S. 345.
16. Becker P.J., Coppens P. // Acta Cryst. A. 1974. V. 30. № 2. P. 129.
17. International Tables for Crystallography V. C / Ed. Wilson A.J.C. Dordrecht; Boston; London: Kluwer Acad. Publ., 1992.
18. Laval J.P., Mikou A., Frit B. // J. Solid State Chem. 1986. V. 61. № 3. P. 359.
19. Sobolev B.P., Seiranian K.B. // J. Solid State Chem. 1981. V. 39. № 2. P. 337.