

елементарної комірки при зміні ступеня заміщення з різницею значень іонних радіусів ітрію, європію та неодиму. У випадку $Y_{1-x}Eu_xVO_4$ (лінії 3, 9 на рис.1), так само, як і у випадку $Y_{1-x}Nd_xVO_4$ (лінії 4, 10 на рис.1) спостерігається поступове збільшення параметрів елементарної комірки при збільшенні ступеня заміщення x .

Зміна об'ємів елементарної комірки всіх досліджених твердих розчинів заміщення на основі ортованадатів ітрію та лантану не суперечить різниці між іонними радіусами РЗЕ та зміні інших параметрів елементарної комірки. Встановити точну залежність кута β від ступеня заміщення x для твердих розчинів на основі ортованадату лантану не вдалося.

Висновки

Синтезовано ряд зразків складу RVO_4 ($R=La, Y$), тверді розчини заміщення складу $R_{1-x}R'_xVO_4$ ($R=Y, La$; $R'=Nd, Eu$; $0 \leq x \leq 0,5$). Встановлено, що зразки складу $Y_{1-x}R'_xVO_4$ ($R'=Nd, Eu$; $0 \leq x \leq 0,5$) мали тетрагональну будову (структурний тип цирконію), в той час як тверді розчини заміщення на основі $La_{1-x}R'_xVO_4$ ($R'=Nd, Eu$; $0 \leq x \leq 0,5$) виявились моноклінними зі структурним типом монациту, що пов'язане з суттєвою різницею між іонними радіусами лантану та інших РЗЕ. Досліджено характер зміни параметрів і симетрії кристалічних ґраток $R_{1-x}R'_xVO_4$ ($R=Y, La$; $R'=Nd, Eu$; $0 \leq x \leq 0,5$) від складу. Показано, що при заміщенні ітрію та лантану на рідкісноземельний елемент при збільшенні значення ступеня заміщення x відбувається зміна параметрів елементарної комірки досліджуваних систем симбатно різниці іонних радіусів ітрію, лантану та РЗЕ, на які проводилось заміщення.

Література

1. Yanhong L. Synthesis and luminescence properties of nanocrystalline $YVO_4:Eu^{3+}$ / L. Yanhong, Guangyan H. // Journal of Solid State Chemistry. — 2005. — V. 178. — P. 645–649.
2. Sun L.D. Rare earth activated nanosized oxide phosphors: synthesis and optical properties / Sun L.D., Yao J., Liu C.H. et al. // Journal of Luminiscence. — 2000. — V. 87–89. — P. 447–450.
3. Фотиев А.А. Ванадиевые кристаллофосфоры. Синтез и свойства. / А.А. Фотиев, Б.В. Шульгин, А.С. Москвин. — М.: «Наука», 1976. — 205 с.
4. Chakoumakos B.C. Crystal Structure Refinements of Zircon-Type MVO_4 ($M=Sc, Y, Ce, Pr, Nd, Tb, Ho, Er, Tm, Yb, Lu$) / Chakoumakos B.C., Abraham M.M., Boatner L.A. // Journal of Solid State Chemistry. — 1994. — V. 197–202. — P. 197–202.

© Щур С.Л., Левицька К.Є., Неділько С.А., 2011

Надійшла до редколегії 02.03.2011

УДК 546.42'82

В.В. Приседский, В.М. Погибко (ДонНТУ, НТЦ «Реактивэлектрон» НАН України)

МЕХАНІЗМ СИНТЕЗА $SrTiO_3$ ИЗ ОКСАЛАТНОГО ПРЕКУРСОРА

Методами ДТА, ТГ, РФА, ИК-спектроскопии изучен механизм термического разложения оксалатного прекурсора $SrTiO_3$ — гексагидрата дигидродиксалатотитаната стронция $SrH_2[TiO_2(C_2O_4)_2] \cdot 6H_2O$. Показано, что прекурсор разлагается по нескольким параллельным механизмам, что приводит к его фазовой сегрегации и последующему разделению процесса синтеза перовскитовой фазы на низко- и высокотемпературную части.

Ключевые слова: перовскит, титанат стронция, оксалатный прекурсор, термическое разложение.

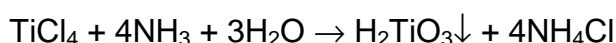
Использование смешанных оксалатных и других карбацидокомплексов в качестве прекурсоров при синтезе сложных оксидов со структурой перовскита получило широкое распространение [1–3]. Оксалатный метод позволяет получать нанокристаллические порошки перовскитовых оксидов [2–4].

Наибольшее внимание в литературе уделено термическому разложению и синтезу оксалатного прекурсора BaTiO_3 — титанилоксалата бария $\text{Ba}[\text{TiO}(\text{C}_2\text{O}_4)_2] \cdot 4\text{H}_2\text{O}$. Предложенные схемы превращений при термолизе оксалатных прекурсоров, предполагающие сохранение заданного соотношения металлов на атомном уровне, не могут объяснить все особенности синтеза перовскитовых фаз. Так, ряд авторов предполагают, что образуются промежуточные соединения $\text{Ba}[\text{TiO}(\text{CO})_2]$, BaTiO_5 , $\text{Ba}[\text{TiO}_3(\text{CO})]$, $\text{Ba}_2\text{Ti}_2\text{O}_5(\text{CO}_3)$ и др. [5,6], существование которых экспериментально не доказано. Структуру промежуточных продуктов из-за их аморфного или мелкокристаллического состояния не удается определить дифракционными методами и природа таких фаз как «оксикарбонат» $\text{Ba}_2\text{Ti}_2\text{O}_5(\text{CO}_3)$ стала объектом многих гипотетических интерпретаций. Детальные исследования методами трансмиссионной электронной микроскопии (ТЭМ) высокого разрешения и спектроскопии энергетических потерь выявили в промежуточных продуктах разложения сегрегацию на фазы, богатые титаном и барием [7].

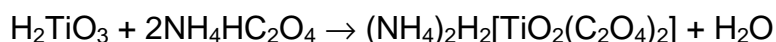
Значительно меньшее внимание в литературе уделено исследованию термического разложения оксалатных прекурсоров титаната стронция [8–10], привлекающего внимание как компонент твердых растворов $\text{BaTiO}_3 - \text{SrTiO}_3$, перспективных в качестве релаксаторных материалов, не содержащих свинец [11,12].

Цель работы — изучение механизма термического разложения оксалатного прекурсора титаната стронция методами гравиметрического (ТГ) и дифференциально-термического (ДТА) анализов, рентгенофазового анализа (РФА) и ИК-спектроскопии.

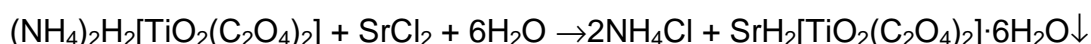
Экспериментальная часть. На первой стадии синтеза осаждали метатитановую кислоту из раствора тетрахлорида титана (2,0 М) водным раствором аммиака (4,5 М):



Полученный влажный осадок, содержащий 80–85% воды, отмывали от электролита дистиллированной водой, в слое на воронке Бюхнера под вакуумом, до отсутствия ионов Cl^- (проба с AgNO_3). Отмытый осадок метатитановой кислоты репульпировали в дистиллированной воде (Т:Ж = 2:1), нагревали до 50–60°C и растворяли в 2М растворе кислого оксалата аммония при pH = 3,5 и 60°C:



В отфильтрованный раствор оксалатного комплекса — дигидродиоксалатоортотитаната аммония — приливали при 80°C и интенсивном перемешивании 1,5 М раствор хлорида стронция:



Полученный осадок отмывали после фильтрации на вакуумном фильтре дистиллированной водой до отсутствия хлорид-ионов (проба с AgNO_3) и сушили в вакууме при 80°C и $\Delta P = 0,7 \cdot 10^5$ Па. Измерение потери массы образца в реакции полной термодеструкции:



позволило заключить, что синтезированный прекурсор в результате частичной дегидратации после вакуумной сушки имеет состав $\text{SrH}_2[\text{TiO}_2(\text{C}_2\text{O}_4)_2] \cdot 5,96\text{H}_2\text{O}$ — частично дегидратированный дигидродиксалатоортотитанат стронция гексагидрат (ДОТС).

РФА проводили на дифрактометре ДРОН-3 в отфильтрованном Cu K_α -излучении. ИК-спектры снимали на спектрометре Brucker Tenzor № 27. Термический анализ (ДТА и ТГ) проводили на дериватографе Paulic-Paulic-Erdei.

Результаты и обсуждение. Результаты дифференциально-термического (ДТА) и термогравиметрического (ТГ) анализов оксалатного прекурсора SrTiO_3 при скорости нагрева $10^\circ\text{C}/\text{мин}$ показаны на рис.1. Отчетливые перегибы на кривых ТГ (обозначенные буквами А–Ж), позволяют разделить процесс термического разложения ТОЦ на шесть стадий. Стадии АБ, БВ, а также стадии ГД и ДЕ сопровождаются эндотермическими эффектами.

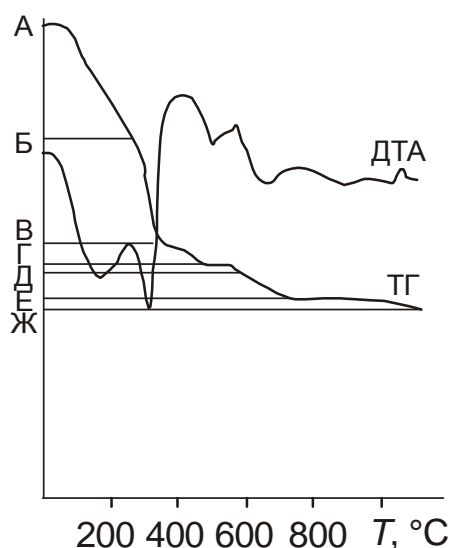


Рис.1. ДТА и ТГ дигидродиксалато-ортотитаната стронция гексагидрата $\text{SrH}_2[\text{TiO}_2(\text{C}_2\text{O}_4)_2] \cdot 6\text{H}_2\text{O}$

Обращает на себя внимание заметное внешнее различие более низкотемпературной (АГ, $100\text{--}500^\circ\text{C}$) и высокотемпературной (ГЖ, $500\text{--}1100^\circ\text{C}$) частей процесса. Если низкотемпературная часть отличается большими скоростями потери массы и эндотермическими эффектами, свидетельствующими о доминировании процессов разрыва химических связей, характерных для реакций термического разложения, то вторая, высокотемпературная часть протекает замедленно, растягивается на значительные интервалы температур, чем напоминает скорее диффузионно контролируемые твердофазные реакции синтеза.

На рис. 2 ИК-спектры $\text{SrH}_2[\text{TiO}_2(\text{C}_2\text{O}_4)_2] \cdot 5,96\text{H}_2\text{O}$ и продуктов его термического разложения сопоставлены, для их более наглядной интерпретации, со спектрами специально синтезированных $\text{TiOC}_2\text{O}_4 \cdot \text{H}_2\text{O}$, SrCO_3 и совместно осажденных SrCO_3 и $\text{TiO}_2 \cdot x\text{H}_2\text{O}$. При 450°C (в конце низкотемпературной части процесса) в продукте термоллиза исчезают полосы поглощения оксалат-ионов при 1650 , 1310 и 990 см^{-1} и видны неперекрывающиеся полосы карбонат-ионов при 1750 и 880 см^{-1} . При 1450 см^{-1} видна сильная полоса поглощения, соответствующая валентному колебанию Ti-O в октаэдре TiO_6 . Подобный характер ИК-спектра практически не изменяется при дальнейшем повышении температуры до 650°C (рис. 2). Таким образом, уже по окончании этапа АГ процесса термоллиза в образце исчезают оксалат-ионы, а остаются только карбонат-ионы.

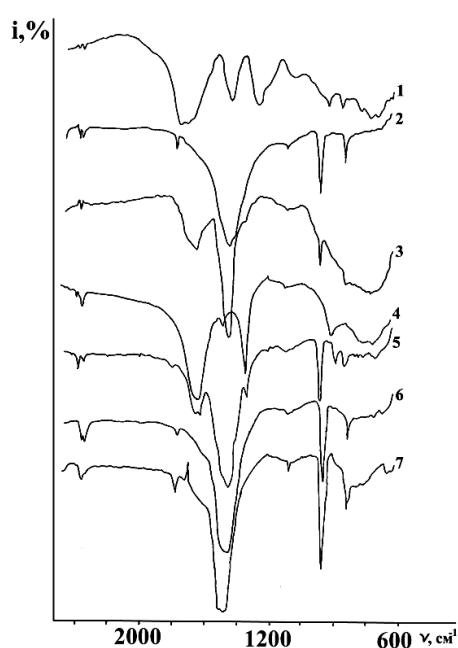


Рис.2. ИК-спектры: 1 – $\text{TiOC}_2\text{O}_4 \cdot \text{H}_2\text{O}$, 2 – SrCO_3 , 3 – совместно осажденного $\text{SrCO}_3 \cdot \text{TiO}_2 \cdot x\text{H}_2\text{O}$, 4 – исходного оксалатного прекурсора (ДОТС); продуктов термоллиза ДОТС при температуре, °С: 5 – 450; 6 – 500; 7 – 650

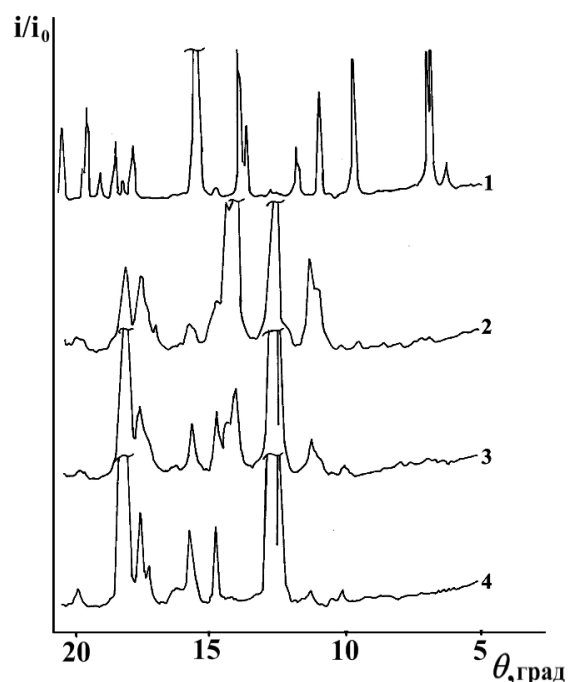


Рис.3. Диффрактограммы: 1 – исходного прекурсора (ДОТС); продуктов его термоллиза при температуре, °С: 2 – 450; 3 – 500; 4 – 650. Пики перовскитовой фазы указаны индексами Миллера, А – пики SrCO_3

Этот вывод подтверждается и результатами рентгеновских исследований (рис. 3). При 450°С видны дифракционные пики $\alpha\text{-SrCO}_3$, а при 500°С появляются отражения от перовскитовой фазы. При 650°С пики перовскита усиливаются, но остаются достаточно сильные пики $\alpha\text{-SrCO}_3$ и замечены дифракционные отражения от $\alpha\text{-TiO}_2$. Однофазный перовскит SrTiO_3 фиксируется на диффрактограмме при 1100°С.

В табл. 1 представлены результаты количественных расчетов составов продуктов термического разложения прекурсора (ДОТС) по данным термогравиметрии (рис.1) с учетом результатов РФА и ИК-спектроскопии.

Таблица 1. Составы промежуточных продуктов термического разложения $\text{SrH}_2[\text{TiO}_2(\text{C}_2\text{O}_4)_2] \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ при скорости нагрева 10°С/мин

Точка на ТГ	T, °С	Δm , мг	m, мг	$M_{\text{пр}}$	Состав
А	20	0	580	452,9	$\text{SrH}_2[\text{TiO}_2(\text{C}_2\text{O}_4)_2] \cdot 5,96\text{H}_2\text{O}$
Б	268	137,5	442,5	345,5	$\text{Sr}[\text{TiO}_2(\text{C}_2\text{O}_4)_2] \cdot \text{H}_2\text{O}$
В	360	263,8	316,3	246,9	$0,631\text{SrC}_2\text{O}_4 + 0,369\text{SrCO}_3 + 1/26 \text{Ti}_{26}\text{O}_{51}\text{CO}_3$
Г	485-552	287,3	292,7	228,6	$\alpha\text{-SrCO}_3 + 0,34 \text{TiO}_2(\text{аморф.}) + (0,66/26)\text{Ti}_{26}\text{O}_{51}\text{CO}_3$
Д	584	300,3	279,7	218,5	$0,206\text{SrTiO}_3 + 0,794(\alpha\text{-SrCO}_3 + \alpha\text{-TiO}_2)$
Е	732	333,2	246,8	192,7	$0,791\text{SrTiO}_3 + 0,209(\beta\text{-SrCO}_3 + \beta\text{-TiO}_2)$
Ж	1098	345,0	235,0	183,52	SrTiO_3

Для удобства определения состава продуктов рассчитывали приведенную массу $M_{пр}$ — массу образца прекурсора или продуктов его разложения, соответствующую одному молю конечного продукта синтеза — титаната стронция:

$$M_{пр} = m \cdot \frac{M_{пр,к}}{m_k}$$

где m и m_k — текущее и конечное значение массы образца, г;
 $M_{пр,к} = M(\text{SrTiO}_3) = 183,52$ г/моль.

Приведенная масса образца равна молярной массе однофазного продукта разложения (в расчете на один моль Sr и Ti), а для смеси веществ легко определяется по правилу аддитивности:

$$M_{пр} = \sum_{i=1}^n M_i x_i$$

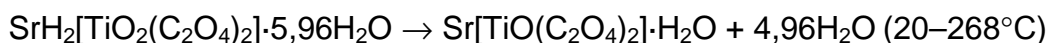
где x_i — мольная доля i -го компонента смеси. Сопоставление величины $M_{пр}$ с молярными массами предполагаемых продуктов разложения позволяет наглядно анализировать возможные механизмы термического распада прекурсора [4].

При количественном анализе данных термогравиметрии учитывали, что при термодеструкции оксалатных прекурсоров в твердой фазе образуются смешанные оксалаты, карбонаты, их оксипроизводные и оксиды, а в газовой фазе — вода, диоксид и монооксид углерода [7, 13]. Поэтому при анализе в продуктах термодеструкции искали соединения, представленные в табл.2.

Таблица 2. Возможные промежуточные продукты термического распада $\text{SrH}_2[\text{TiO}_2(\text{C}_2\text{O}_4)_2] \cdot 6\text{H}_2\text{O}$

Соединение	Молярная масса, г/моль
$\text{Sr}[\text{TiO}(\text{C}_2\text{O}_4)_2] \cdot \text{H}_2\text{O}$	345,57
$\text{Sr}[\text{TiO}(\text{C}_2\text{O}_4)_2]$	327,56
$\text{Sr}[\text{TiO}(\text{C}_2\text{O}_4)\text{CO}_3]$	299,54
$\text{Sr}[\text{TiO}(\text{CO}_3)_2]$	271,54
$\text{SrC}_2\text{O}_4 + 1/26 \text{Ti}_{26}\text{O}_{51}\text{CO}_3$	257,23
$\text{SrCO}_3 + 1/2 \text{Ti}_2\text{O}_3\text{CO}_3$	249,53
$\text{SrCO}_3 + 1/4 \text{Ti}_4\text{O}_7\text{CO}_3$	238,53
$\text{SrCO}_3 + 1/26 \text{Ti}_{26}\text{O}_{51}\text{CO}_3$	229,22
$\text{Sr}[\text{TiO}_2\text{CO}_3]$ или $(\text{SrCO}_3 + \text{TiO}_2)$	227,53
SrTiO_3	183,52

Из результатов термогравиметрии видно, что удаление воды из образца протекает в две стадии, АБ и БВ:

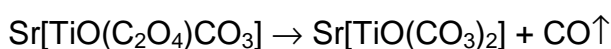


Этот вывод соответствует результатам структурных исследований на монокристаллах [15], согласно которым молекулы воды в слоистых кристаллах оксалатных комплексов по-разному координируются внутри и между слоев.

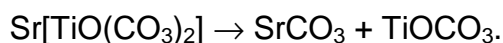
На стадии БВ (268–360°C) кроме удаления последней молекулы воды происходит быстрое разложение оксалатных лигандов. Первый шаг — разложение одной из двух оксалато-групп:



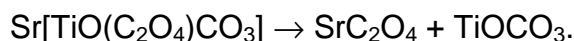
Как оксалат-ионы, так и образующиеся при их распаде карбонат-ионы координированы ковалентными связями через атомы кислорода, образуя однотипные цепочки $\text{Ti} - \text{O} - \text{C} -$. Поэтому вероятности распада координированных ионов $\text{C}_2\text{O}_4^{2-}$ и CO_3^{2-} сопоставимы, что создает условия для протекания разложения ДОТС по нескольким параллельным реакциям:



Получить $\text{Sr}[\text{TiO}(\text{CO}_3)_2]$ в свободном состоянии из водных систем невозможно из-за его гидролитической нестойкости, однако его присутствие в продуктах термического разложения ДОТС возможно. В литературе описаны методы синтеза и свойства ближайших аналогов указанных соединений $\text{Ca}[\text{TiO}(\text{CO}_3)_3]$, $\text{Ba}[\text{ZrO}(\text{CO}_3)_2]$ [13]. Термически неустойчивый дикарбонатометатитанат стронция распадается по реакции:

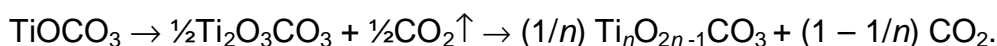


Образование титанил- и затем полтитанилоксикарбонатов было постадийно прослежено при изучении термолиза титанилоксалата $\text{TiO}(\text{C}_2\text{O}_4)$ [14]. Оксалаткарбонатотитанат стронция может разлагаться также по следующей параллельной реакции:



Именно на этой стадии происходит сегрегация на стронций и титансодержащие фазы, как показано в [7] для титанилоксалата бария.

Титанилкарбонат, как показано в [14], претерпевает ряд последовательных превращений:



Неожиданно в этом ряду особую устойчивость проявляет полтитанилоксикарбонат $\text{Ti}_{26}\text{O}_{51}\text{CO}_3$ [14].

К концу стадии БВ (360°C) соотношение оксалата и карбоната стронция в продукте разложения составляет 0,63:0,37. В начале следующей стадии ВГ (до 480°C) оксалат стронция, значительно менее устойчивый по сравнению с карбонатом, разлагается по реакции:



Потеря массы на этой стадии (до 552°C) обусловлена также частичным распадом полтитанилкарбоната титана с образованием аморфного TiO_2 :



С химической точки зрения принципиальное отличие состоит в том, что теперь CO_3^{2-} — единственный источник летучих продуктов в дальнейшем разложении — находится не в ковалентно координированном состоянии, а входит в ионную кристаллическую решетку. Именно с этим связано резкое замедление дальнейшего протекания процесса термического распада.

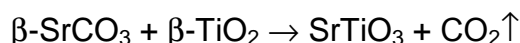
Низкая интенсивность линий ромбического $\alpha\text{-SrCO}_3$ и отсутствие линий TiO_2 на рентгенограммах продуктов распада при 500°C указывает на то, что на этой стадии эти вещества находятся преимущественно в рентгеноаморфном состоянии. Не исключено и частичное образование аморфной перовскитовой фазы. Термический распад комплексного соединения прекурсора сменяется реакцией синтеза перовскитовой фазы.

Как видно из кривой ТГ (рис.1), наблюдаются три волны ускоренного синтеза титаната стронция при взаимодействии карбоната стронция и диоксида титана, образовавшихся при термическом распаде ДОТС. На стадии ГД (552–584°C) происходит образование перовскитовой фазы с выходом около 20%:



Значительная скорость реакции синтеза при столь низких температурах объясняется высокодисперсным состоянием частиц реагентов на этой стадии.

Вторая волна ускорения низкотемпературного синтеза на стадии ДЕ (580–730°C) приводит к выходу SrTiO_3 около 80% (Табл.1). Она связана с фазовым переходом анатаз \rightarrow рутил в TiO_2 , а также $\alpha\text{-SrCO}_3 \rightarrow \beta\text{-SrCO}_3$ (ромбический типа арагонита \rightarrow гексагональный типа кальцита), что приводит к резкому увеличению химической активности вещества. Перовскитовая фаза формируется в результате диффузии ионов Sr^{+2} и O^{-2} (после реакционного разложения SrCO_3) в направлении TiO_2 [16,17]. Снижение устойчивости кристаллической решетки вблизи фазовых переходов вызывает значительное ускорение диффузионного переноса ионов на второй волне синтеза.



Значительное (на ~200°C) снижение температуры перехода $\alpha \rightarrow \beta$ в SrCO_3 по сравнению с крупно кристаллическими образцами (929°C [18]) свидетельствует, как показано в [4], о нанодисперсном состоянии вещества.

При более высоких температурах рост зерен SrCO_3 и TiO_2 приводит к снижению их химической активности и замедлению диффузионного переноса. В результате полный синтез SrTiO_3 (стадия ЕЖ) завершается при значительно более высокой температуре — около 1100°C.

Общая схема термического разложения оксалатного прекурсора и синтеза титаната стронция представлена на рис.4.

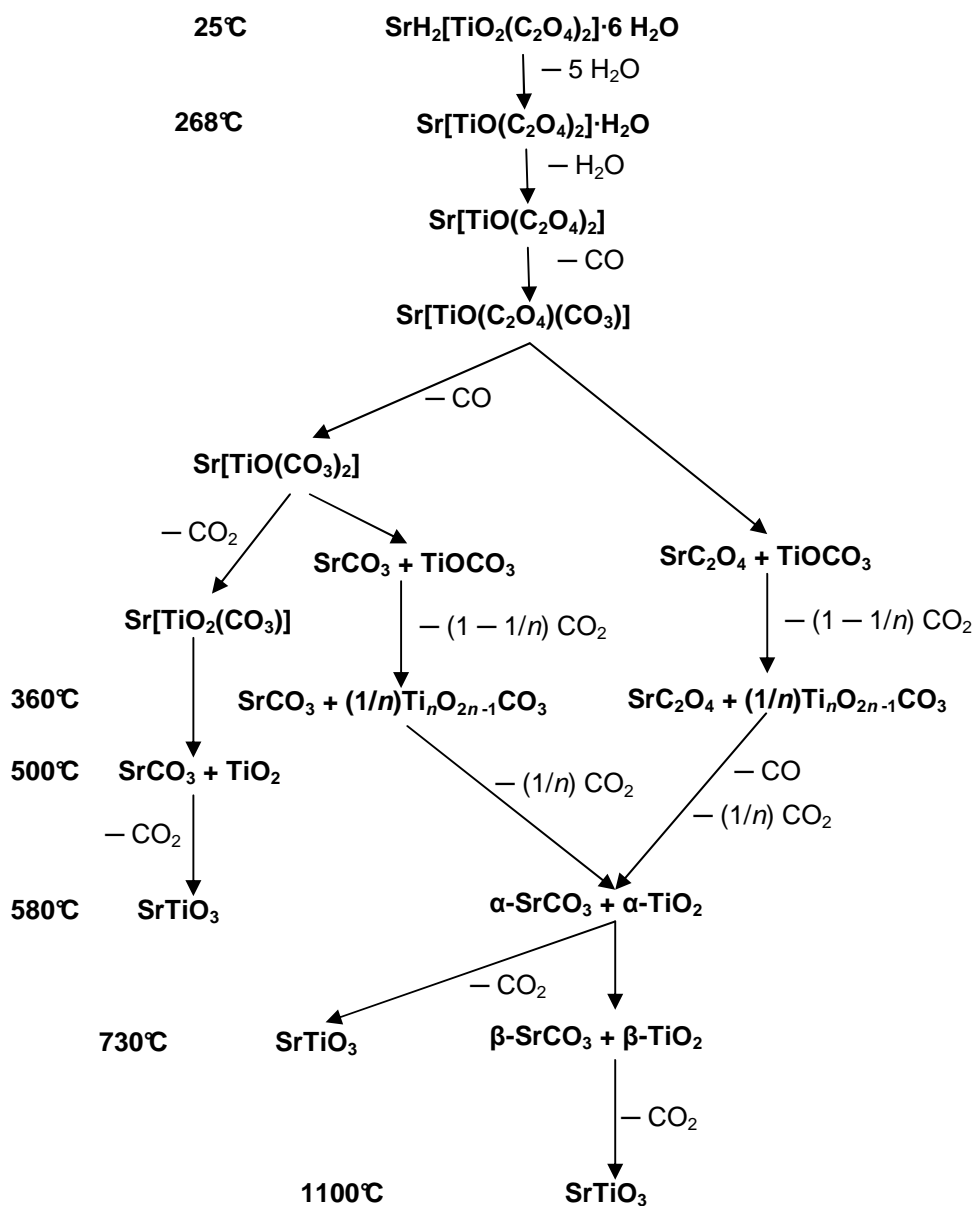


Рис.4. Схема термического распада прекурсора $\text{SrH}_2[\text{TiO}_2(\text{C}_2\text{O}_4)_2] \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ и синтеза SrTiO_3

Таким образом, термическое разложение оксалатного прекурсора титаната стронция — гексагидрата дигидродиоксалатоортотитаната стронция (ДОТС) — в политермическом режиме ($10^\circ\text{C}/\text{мин}$) протекает по нескольким параллельным путям и приводит к фазовой сегрегации прекурсора. Синтез перовскитовой фазы протекает в три стадии и начинается при значительно более низких температурах (550°C), чем в традиционной керамической технологии, при 730°C выход SrTiO_3 достигает 80%, но полное завершение синтеза затягивается до более высоких температур (1100°C).

Литература

1. Clabaugh W.S., Swiggard E.M., Gilchrist R. // J. Res. Natl. Bur. Std. — 1956. — 56, №.5. — P. 289–291.
2. Пагуля А.В., Васильків О.О., Скороход В.В. // Порошк. металлургия. — 1997. — № 3/4. — С. 59–65.
3. Xu J., Tsutai S., Hayashi S., Nakagawa Z. // J.Ceram.Soc.Japan. — 1999. — 107, №.1241. — P. 27–30.
4. Погибко В.М., Приседский В.В., Сидак И.Л. // Вопросы химии и хим.технологии. — 2010. — № 1. — С. 110–115.
5. Gallagher P.K., Schrey F. // J. Amer. Ceram. Soc. — 1963. — 46. — №.12. — P. 567–573.
6. Potdar H.S., Deshpande S.B., Deshpande A.S. et al. // Intern. J. Inorg. Mater. — 2001. — №. 3. — P. 613–623.
7. Ischenko V., Pippel E., Köferstein R. et al. // Solid State Sciences. — 2007. — No.9. — P. 21–26.
8. Sairman Patra B., Otta S., Bhattamisra S.D. // Termochimica Acta. — 2006. — 441. — P. 84–88.
9. Kohlam Y.B., Potdar H.S., Deshpande S.B., Gaikwad A.B. // Mat. Chem. Physics. — 2006. — № 97. — P. 295–300.
10. Kongtaweeler S., Sincler D.C., Panichphant S. // Current Appl. Phys. — 2006. — № 6. — P. 474–477.
11. Tkach A., Vilarinho P.M., Kholkin A. L. // J.Appl.Phys.Letters. — 2005. — № 86. — P. 1729–1732.
12. Jeon Jae-No. // J. Europ. Ceram. Soc. — 2004. — № 24. — P. 1045–1048.
13. Лучинский Г.П. Химия титана. — М.: Химия, 1971. — 472 с.
14. Погибко В.М., Приседский В.В., Сидак И.Л., Верещак В.Г. // Наукові праці ДонНТУ. Серія: Хімія і хімічна технологія. — 2010. — Вып.162 (14). — С.48–52.
15. Gavilan E., Audebrand N., Jeanneau E. // Solid State Sci. — 2007. — № 9. — P. 985–999.
16. Приседский В.В., Гусакова Л.Г., Климов В.В. // Изв. АН СССР, Сер. Неорган. материалы. — 1974. — Вып. 10. — № 12. — С.2166–2172.
17. Гусакова Л.Г., Приседский В.В., Климов В.В.// Ж.неорган.химии. — 1981. — Вып. 26, № 9. — С. 2335–2340.
18. Реми Г. Курс неорганической химии. — М.: ИЛ, 1963. — Т. 1. — 313 с.

© Приседский В.В., Погибко В.М., 2011

Надійшла до редколегії 24.02.2011

УДК 541.64:542.62:546.23

Н.В. Щебетовская (Донбасская национальная академия строительства и архитектуры)

ПОСТРОЕНИЕ ДИАГРАММ СОСТОЯНИЯ РЕЗОРЦИН – ГИДРОХИНОН И ПИРОКАТЕХИН – ГИДРОХИНОН МЕТОДАМИ ТЕРМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА

В работе методами термического анализа построены диаграммы состояния резорцин – гидрохинон и пирокатехин – гидрохинон. Определены минимальные температуры начала кристаллизации. Установлена закономерность изменения предкристаллизационных переохлаждений в этих системах по мере изменения концентрации компонентов. Результаты трактуются с точки зрения молекулярного и кристаллического строения смесей в системах резорцин – гидрохинон и пирокатехин – гидрохинон.