

# Mechanochemical Synthesis of Iron-Containing Lithium-Manganese Spinels

YU. G. MATEYSHINA, N. F. UVAROV and YU. T. PAVLYUKHIN

УДК 546.714.31

## Механохимический синтез железосодержащих литий-марганцевых шпинелей

Ю. Г. МАТЕЙШИНА<sup>1,2</sup>, Н. Ф. УВАРОВ<sup>2</sup>, Ю. Т. ПАВЛЮХИН<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Новосибирский государственный университет,  
ул. Пирогова, 2, Новосибирск 630090 (Россия)

<sup>2</sup>Институт химии твердого тела и механохимии Сибирского отделения РАН,  
ул. Кутателадзе, 18, Новосибирск 630128 (Россия)

E-mail: YuliaM@solid.nsc.ru

### Аннотация

Синтезированы твердые растворы состава  $\text{LiFe}_{1-y}\text{Ti}_{1-x}\text{Mn}_{x+y}\text{O}_4$  ( $0 \leq x \leq 1$ ;  $0 \leq y \leq 1$ ), изучены их физико-химические свойства с помощью рентгеновской дифракции и электрических измерений. Показано, что замещение катионов марганца на титан и железо в структуре шпинели приводит к линейному уменьшению параметра кристаллической решетки. Электрическая проводимость монотонно увеличивается с ростом концентрации марганца. Проводимость электронная, энергия активации уменьшается с ростом ( $x + y$ ) от 0.50 до 0.33 эВ. Закаленные образцы обладают большей проводимостью и большим параметром кристаллической решетки, что, возможно, связано с нестехиометрией в подрешетке кислорода.

### ВВЕДЕНИЕ

В последние годы растет интерес к литиевым соединениям, способным к обратимому внедрению ионов лития. Эти соединения могут быть использованы в качестве положительных или отрицательных электродов для литий-ионных батарей и аккумуляторов. Среди них в настоящее время наиболее подробно исследованы чистые соединения и твердые растворы на основе  $\text{LiCoO}_2$ ,  $\text{LiNiO}_2$  и  $\text{LiMn}_2\text{O}_4$ . Литий-марганцевая шпинель  $\text{LiMn}_2\text{O}_4$  и системы на ее основе представляют особый практический интерес благодаря высокому значению рабочего напряжения, большой зарядной емкости; они нетоксичны и относительно дешевы.

Сравнительно недавно было обнаружено, что литий-марганцевые шпинели, допированные переходными металлами, такими как Cr, Fe, Co, Ni и Cu, характеризуются исключительно высокими значениями рабочих потенциалов (4.5–5.1 В) относительно Li [1–10]. По-

этому эти системы представляют собой перспективные оксидные катодные материалы для высокоэнергетических литиевых батарей или аккумуляторов. В их ряду наиболее интересны железозамещенные материалы, которые, с одной стороны, обладают высоким рабочим напряжением, а с другой – более доступны и менее токсичны по сравнению с  $\text{LiCoO}_2$  или литий-марганцевой шпинелью. В работе [1] обнаружено, что твердые растворы  $\text{LiFe}_y\text{Mn}_{2-y}\text{O}_4$  ( $0 < y < 0.5$ ) могут обеспечить рабочее напряжение электрохимической ячейки в диапазоне  $U_p = 4.5\text{--}5$  В относительно Li. Столь высокое значение  $U_p$  обусловлено окислительно-восстановительным процессом  $\text{Fe}^{3+}/\text{Fe}^{4+}$ , т. е. стадия выхода ионов лития из решетки шпинели сопровождается образованием катионов  $\text{Fe}^{4+}$ . Эти данные были подтверждены в работах [2, 3]. Зарядные и разрядные кривые состоят из двух областей: с потенциалами 4 и  $\sim 5$  В, что соответствует окислительно-восстановительным процессам

$Mn^{3+}/Mn^{4+}$  и  $Fe^{3+}/Fe^{4+}$ ; вторая область расширяется с ростом концентрации железа. Учитывая эти данные, можно ожидать, что для соединения  $LiFeMnO_4$  ( $y = 1$ ) зарядная емкость будет максимальной, при этом обеспечивается высокое напряжение (4.5–5 В). Однако этот состав раньше не исследовали, так как обычными методами его синтезировать трудно. В целом имеющиеся к настоящему времени литературные данные по системам  $LiFe_yMn_{2-y}O_4$  противоречивы: не оптимизированы условия синтеза, не уточнен фазовый состав, не исследованы разрядные характеристики в зависимости от морфологии, химического и фазового состава и т. д.

С другой стороны, известно, что в тройной системе  $Li_2O-Fe_2O_3-TiO_2$  существует устойчивое соединение  $LiFeTiO_4$  со структурой шпинели, которое может быть легко получено при помощи стандартной методики [4]. Можно предположить, что электрохимическое извлечение лития от этого состава будет приводить к образованию  $Fe^{4+}$  и появлению области высокого напряжения на кривых заряд/разряд, причем в этом случае теоретическое значение зарядно-разрядной емкости превысило бы аналогичное значение для литиймарганцевой шпинели. Проводимость  $LiFeTiO_4$  очень низкая ( $\sigma \sim 10^{-4}$  См/см при  $T = 873$  К) [4], следовательно, электрохимическое извлечение лития будет лимитироваться диффузией. Такие ограничения отсутствуют в случае марганцевых шпинелей: они имеют относительно высокую электронную проводимость, которая облегчает стадию переноса заряда, необходимую для извлечения лития из шпинели. Можно ожидать, что замещение титана на марганец в  $LiFeTiO_4$  приведет к увеличению проводимости. При полном замещении Ti на Mn мы достигаем упомянутого выше состава  $LiFeMnO_4$ . Таким образом, замещение переходного элемента, сначала титана, затем железа, на Mn в структуре шпинели позволяет нам систематически исследовать железосодержащие системы в ряду от  $LiFeTiO_4$  через  $LiFeMnO_4$  к  $LiMn_2O_4$ . Обычными методами провести такой синтез во всей области составов невозможно. В настоящей работе проведен механохимический синтез твердых растворов состава  $LiFe_{1-y}Ti_{1-x}Mn_xO_4$  ( $0 \leq x \leq 1$ ,  $0 \leq y \leq 1$ ) и исследованы их физико-химические свойства.

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Предварительные исследования показали, что тип используемых исходных реагентов оказывает существенное влияние на фазовый состав образующихся продуктов синтеза. Обнаружено, что состав  $LiFe_{0.5}Mn_{1.5}O_4$  с кристаллической структурой шпинельного типа легко

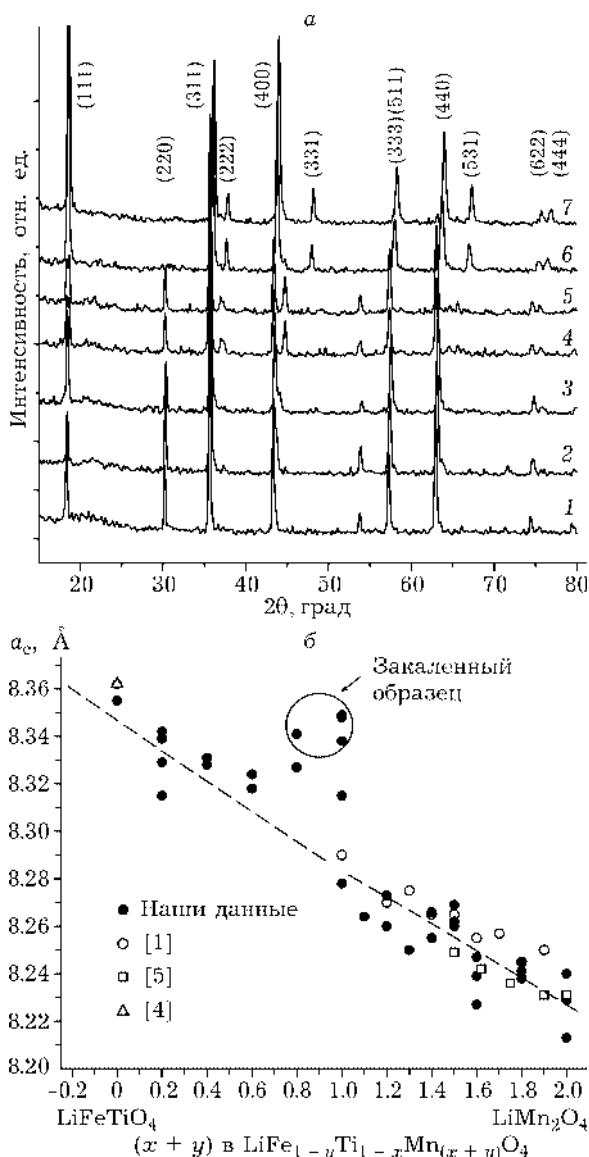


Рис. 1. Порошковые рентгенограммы твердых растворов  $LiFe_{1-y}Ti_{1-x}MnxO_4$  (а) и зависимость параметра решетки от  $(x+y)$  в твердых растворах  $LiFe_{1-y}Ti_{1-x}MnxO_4$  (б):

Кривая	$x$	$y$	Кривая	$x$	$y$
1	0	0	5	1	0
2	0.2	0	6	1	0.4
3	0.6	0	7	1	1
4*	1	0			

\* Закаленный образец  $LiFeMnO_4$ .

образуется после механической обработки  $\text{Li}_2\text{CO}_3$ ,  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ,  $\text{MnO}_2$  и дальнейшей термообработки при  $750^\circ\text{C}$ . Наиболее сложно синтезируются твердые растворы  $\text{LiFe}_y\text{Mn}_{2-y}\text{O}_4$  с  $y > 0.5$ . Нагревание исходных смесей выше  $900^\circ\text{C}$  приводит к образованию двухфазного композита, состоящего из шпинельных фаз  $\text{LiFe}_y\text{Mn}_{2-y}\text{O}_4$  ( $0 < y < 0.5$ ) и  $\text{Li}_{0.5}\text{Fe}_{2.5}\text{O}_4$ . Образования шпинели  $\text{Li}_{0.5}\text{Fe}_{2.5}\text{O}_4$  можно избежать, если спекание проводить при более низких температурах, однако в этом случае значительно увеличивается время синтеза. Эта проблема была решена после замены исходных реагентов на  $\text{LiOH} \cdot \text{H}_2\text{O}$ ,  $\text{MnO}_2$ ,  $\text{TiO}_2$  (анатаз) и  $\text{FeOOH}$  (гематит) и использования механической обработки исходных смесей. Реакционные смеси подвергались мехактивации в планетарной шаровой мельнице АГО-2 в течение 5 мин при отношении масс материала и шаров, равном 1 : 15. Активированные смеси были прогреты при  $650^\circ\text{C}$  в течение 10 ч на воздухе, охлаждены, спрессованы в таблетки (диаметром 10 мм и толщиной 1–2 мм) и затем спечены при  $750^\circ\text{C}$  в течение 15 ч на воздухе. Полученные образцы были исследованы методом порошковой рентгеновской дифракции на дифрактометре ДРОН-4 (излучение  $\text{CuK}_\alpha$ ). Параметр элементарной ячейки рассчитывали с помощью программы Diffrac AT v3.3. Погрешность расчетов составила не более  $a_c = 0.005$ . Электропроводность образцов измерялась на таблетках по двухэлектродной схеме с серебряными электродами в вакууме  $10^{-2}$  Торр прецизионным измерителем Hewlett Packard 4284A Precision LCR-Meter.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Рентгенограммы исследуемых образцов  $\text{LiFe}_{1-y}\text{Ti}_{1-x}\text{Mn}_{x+y}\text{O}_4$  представлены на рис. 1, а. Анализ дифрактограмм показывает, что все исследуемые составы имеют структуру шпинели с кубической кристаллической решеткой, с пространственной группой  $Fd\bar{3}m$ . Параметр элементарной ячейки  $a_c$  линейно уменьшается с увеличением концентрации марганца (см. рис. 1, б) во всем исследуемом диапазоне составов за исключением узкой области  $0.9 < x < 1.1$ ,  $y = 0$ . Значения  $a_c$  для железосодержащих литий-марганцевых шпинелей ( $x = 1$ ,  $0.5 \leq y \leq 1$ ) хорошо согласуются с ранее полученными данными [1, 5]; для

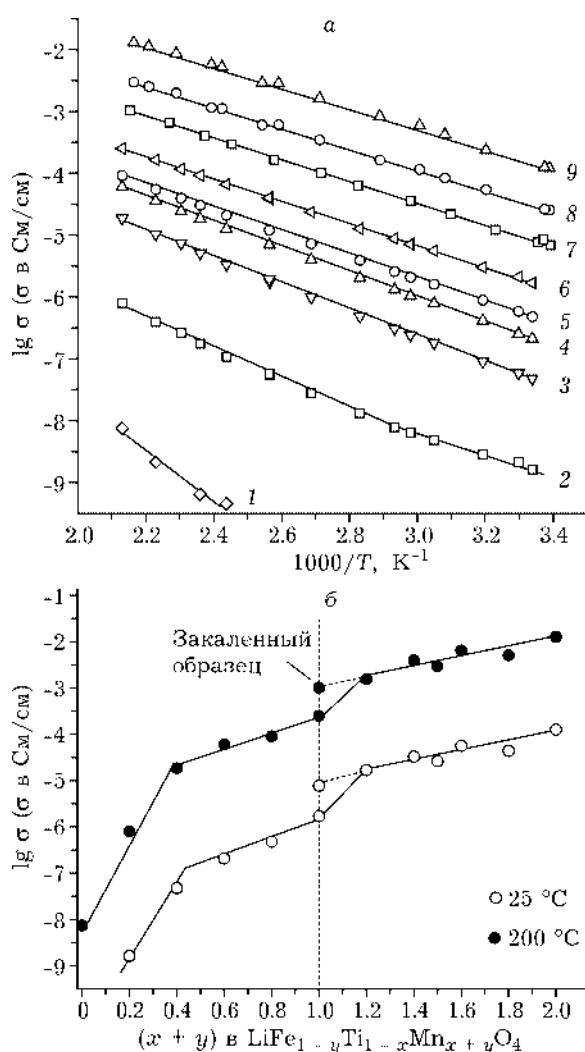


Рис. 2. Температурные зависимости проводимости твердых растворов  $\text{LiFe}_{1-y}\text{Ti}_{1-x}\text{Mn}_{x+y}\text{O}_4$  (а) и изотермы проводимости твердых растворов  $\text{LiFe}_{1-y}\text{Ti}_{1-x}\text{Mn}_{x+y}\text{O}_4$  ( $0 \leq x, y \leq 1$ ) при  $25$  и  $200^\circ\text{C}$  (б):

Кривая	$x$	$y$	Кривая	$x$	$y$
1	0	0	6	1	0
2	0.2	0	7	1	0
3	0.4	0	8	1.0	0.5
4*	0.6	0	9	1.0	1.0
5	0.8	0			

\* Закаленный образец  $\text{LiFeMnO}_4$ .

недопированного  $\text{LiFeTiO}_4$   $a_c = 8.362 \pm 0.002$  и практически совпадает со значением, полученным ранее [4]. На рентгенограммах образцов, составы которых близки к  $\text{LiFeMnO}_4$ , присутствуют слабые дополнительные рефлексы, причина появления которых пока не выяснена.

Проводимость полученных шпинельных твердых растворов исследована методом ком-

плексного импеданса. Полное отсутствие электродной поляризации указывает на электронный характер проводимости всех образцов, что согласуется с литературными данными для литий-марганцевых шпинелей. Анализ данных, представленных на рис. 2, показывает, что электрическая проводимость монотонно увеличивается с ростом концентрации марганца. Энергия активации проводимости уменьшается с ростом ( $x + y$ ) от 0.50 до 0.33 эВ (см. рис. 2, а). Подобное поведение можно объяснить присутствием центров  $Mn^{3+}$  в катионной подрешетке, образованной ионами марганца  $Mn^{4+}$ . Ионы  $Mn^{3+}$  играют роль примесных поляронных центров, обеспечивающих электронный перенос по прыжковому механизму. Закаленный образец  $LiFeMnO_4$  ( $x = 1$ ,  $y = 0$ ) характеризуется повышенной проводимостью и увеличенным параметром решетки. Возможной причиной данного эффекта является кислородная нестехиометрия. Известно, что параметр решетки в нестехиометрических литий-марганцевых шпинелях выше, чем соответствующее значение для стехиометрического состава [5]. При высокой температуре происходит квазихимическая реакция

$$2[Mn_{Mn}^{4+}]^x + O_O^x \Leftrightarrow 2[Mn_{Mn}^{3+}]' + V_O^{**} + 1/2O_2$$

которую можно упрощенно рассматривать как разложение  $MnO_2$ , растворенного в решетке шпинели. В результате концентрация  $Mn^{3+}$  увеличивается одновременно с увеличением вакансий кислорода. Этим объясняется повышенная проводимость и увеличенный параметр решетки в составах, близких к  $LiFeMnO_4$ . Эти образцы, по-видимому, имеют повышенную склонность к закалке.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе представлены результаты изучения физико-химических свойств синтезированных твердых растворов состава  $LiFe_{1-y}Ti_{1-x}Mn_x+yO_4$  ( $0 \leq x \leq 1$ ,  $0 \leq y \leq 1$ ) с помощью рентгеновской дифракции и электрических измерений. Показано, что замещение переходного элемента Mn сначала титаном, затем железом в структуре шпинели приводит к линейному уменьшению параметра кристаллической решетки. Электрическая проводимость монотонно увеличивается с ростом концентрации марганца. Проводимость электронная, энергия активации уменьшается с ( $x + y$ ) от 0.50 до 0.33 эВ. Закаленные образцы обладают большей проводимостью и большим параметром кристаллической решетки, что, возможно, связано с нестехиометрией в подрешетке кислорода.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- 1 T. Ohzuku, K. Ariyoshi, S. Takeda, Y. Sakai, *Electrochim. Acta*, 46 (2001) 2327.
- 2 F. Bonino, S. Panero, B. Scrosati, *J. Power Sources*, 97–98 (2001) 389.
- 3 A. R. West, H. Kawai, H. Kageyama et al., *Mater. Chem.*, 11 (2001) 1662.
- 4 M. A. Arillo, M. L. Lopez, E. Perez-Cappe et al., *Solid State Ionics*, 107 (1998) 307.
- 5 M. Y. Song, D. S. Ahn, S. G. Kang, S. H. Chang, *Ibid.*, 111 (1998) 237.
- 6 A. Caballero, L. Hernan, N. M. Melero et al., *J. Electrochem. Soc.*, 152 (2005) A6.
- 7 T. Ohzuku, S. Takeda, M. Iwanaga, *J. Power Sources*, 81–82 (1999) 90.
- 8 E. Wolska, P. Piszora, K. Stempin, C. R. A. Catlow, *J. Alloys Compd.*, 286 (1999) 203.
- 9 S. Soiron, A. Rougier, L. Aymard et al., *J. Power Sources*, 97–98 (2001) 402.
- 10 M. Tabuchi, H. Shigemura, K. Ado et al., *Ibid.*, p. 415.