

06,04

## Влияние концентрации примеси магния на электрические свойства кристаллов $\text{LiNbO}_3$

© А.В. Яценко<sup>1</sup>, С.В. Евдокимов<sup>1</sup>, В.Ф. Шульгин<sup>1</sup>, М.Н. Палатников<sup>2</sup>, Н.В. Сидоров<sup>2</sup>, О.В. Макарова<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Крымский федеральный университет им. В.И. Вернадского, Республика Крым, Симферополь, Россия,

<sup>2</sup>Институт химии и технологии редких элементов и минерального сырья им. И.В. Тананаева Федерального исследовательского центра „Кольский научный центр Российской академии наук“, Апатиты, Россия

E-mail: yatsenkoav@cfuv.ru

Поступила в Редакцию 17 мая 2021 г.

В окончательной редакции 17 мая 2021 г.

Принята к публикации 21 мая 2021 г.

С использованием результатов исследования электрической проводимости в диапазоне температур  $\sim 295\text{--}460\text{ K}$  и спектров ИК-поглощения серии кристаллов  $\text{LiNbO}_3:\text{Mg}$  показано, что по мере увеличения содержания Mg в образце резко уменьшается подвижность ионов  $\text{H}^+$  при перемещении вдоль полярного направления. Наиболее ярко этот эффект проявляется в образцах кристаллов  $\text{LiNbO}_3:\text{Mg}$  с высоким (сверхпороговым) содержанием примеси.

**Ключевые слова:** сегнетоэлектрики, ниобат лития, электропроводность, подвижность, легирование, примеси.

DOI: 10.21883/FTT.2021.10.51407.118

### 1. Введение

Ниобат лития  $\text{LiNbO}_3$  и танталат лития  $\text{LiTaO}_3$  являются одними из наиболее важных сегнетоэлектрических материалов для применения в акустоэлектронике и оптоэлектронике благодаря присущему им комплексу физических свойств [1]. Хорошо известно, что легирование кристаллов  $\text{LiNbO}_3$  магнием сильно влияет на многие физические свойства таких кристаллов [2]. В частности, наличие ионов  $\text{Mg}^{2+}$  с концентрацией, выше пороговой ( $\sim 4.8\text{ mol\% MgO}$  в кристалле) приводит к резкому подавлению так называемого фоторефрактивного эффекта (фотоиндуцированное изменение разности показателей преломления) [3], а в плане электрических свойств — к существенному уменьшению значения коэрцитивного поля по сравнению с номинально беспримесным кристаллом  $\text{LiNbO}_3$  конгруэнтного состава (CLN — congruent lithium niobate)  $\text{Li/Nb} = 0.946$  [4].

Влияние примеси магния на удельную электрическую проводимость  $\sigma$  кристаллов  $\text{LiNbO}_3$ , впервые рассматривалось в [5]. Исследовалась серия образцов, включая CLN и образец, выращенный из шихты, содержащей  $5.0\text{ mol\% MgO}$ , которая прошла дополнительную окислительную обработку. Согласно [5] в температурном диапазоне  $\sim 460\text{--}590\text{ K}$  примесь Mg не влияет на значение энергии активации  $E_a$ , которая составляла величину  $\sim 1.21\text{ eV}$ .

Электрическая проводимость кристаллов  $\text{LiNbO}_3:\text{Mg}$ , выращенных из расплава с разным соотношением  $\text{Li/Nb}$  и вариацией содержания Mg в диапазоне температур  $613\text{--}733\text{ K}$  была исследована в [6]. Отмечено, что по

мере увеличения содержания магния значение  $E_a$  увеличивается, а удельная электрическая проводимость  $\sigma$  уменьшается. Такая же тенденция отмечена и в [7].

В [8] представлены результаты исследования серии кристаллов  $\text{LiNbO}_3:\text{Mg}$  содержащих до  $10\text{ mol\%}$ , MgO при  $T = (297\text{--}476)\text{ K}$ . Отмечалось, что значение  $E_a$  лежит в интервале  $(1.1\text{--}1.5)\text{ eV}$ , однако четкой концентрационной закономерности в этих данных не прослеживается. Согласно [9] в диапазоне  $(362\text{--}465)\text{ K}$  значения  $E_a$  для CLN и образца  $\text{LiNbO}_3:\text{Mg}$  с содержанием  $5\text{ mol\% MgO}$  практически одинаковы и составляют  $\sim 1.04\text{ eV}$ .

Для кристаллов  $\text{LiNbO}_3:\text{Mg}$  ( $\sim 5.0\text{ mol\% MgO}$  в расплаве) сообщались следующие значения  $\sigma$  при комнатной температуре  $(\sigma_d)_{rt}$ :  $5.5 \cdot 10^{-16} (\Omega \cdot \text{cm})^{-1}$  [10] и  $1.9 \cdot 10^{-15} (\Omega \cdot \text{cm})^{-1}$  [11], что существенно больше, чем у номинально беспримесных CLN при  $T = 300\text{ K}$  [12,13]. Это вполне согласуется с тенденцией к увеличению  $(\sigma_d)_{rt}$  в кристаллах  $\text{LiNbO}_3:\text{Mg}$  по сравнению с CLN [14,15], но противоречит данным, полученным при более высоких температурах [6,7]. При этом отмечалось, что проводимость кристаллов  $\text{LiNbO}_3:\text{Mg}$  изотропна [16]. Однако в [17] зафиксирована существенная анизотропия электрической проводимости образцов  $\text{LiNbO}_3:\text{Mg}$  при приложении внешнего поля вдоль полярного и неполярных направлений, но при одинаковом значении  $E_a$ .

В публикациях [6–17] для анализа удельной электрической проводимости  $\sigma(T)$  применялся закон Аррениуса, учитывающий обобщенный ионный и — в некоторых случаях — электронный вклад в проводимость. Соот-

**Таблица 1.** Электрические свойства кристаллов  $\text{LiNbO}_3$  различного химического состава при  $T = 400$  К

Содержание MgO, mol%	Ориентация	$E_a$ , eV	$\sigma_{400\text{K}}$ , $(\Omega \cdot \text{cm})^{-1}$	Ссылка
CLN	z-срез	$1.05 \pm 0.02$	$\approx 1.03 \cdot 10^{-13}$	[9]
5.0	z-срез	$1.03 \pm 0.01$	$\approx 7.5 \cdot 10^{-14}$	[9]
2.0	z-срез	$1.07 \pm 0.01$	$\approx 2.1 \cdot 10^{-14}$	[12]
CLN	z-срез	1.0	$\approx 4.1 \cdot 10^{-14}$	[17]
5.0	z-срез	1.2	$\approx 1 \cdot 10^{-14}$	[17]
5.0	y-срез	1.2	$\approx 7.5 \cdot 10^{-15}$	[17]
5.0	x-срез	1.2	$\approx 5 \cdot 10^{-15}$	[17]

ветствующее выражение, описывающее температурную зависимость  $\sigma(T)$  имеет следующий вид:

$$\sigma(T) = \frac{C_i}{T} \exp\left(-\frac{E_a}{k_0 T}\right) + C_e \exp\left(-\frac{E_e}{k_0 T}\right), \quad (1)$$

где  $k_0$  — постоянная Больцмана,  $T$  — температура,  $E_a$  и  $E_e$  — энергии активации ионов и электронной проводимости соответственно,  $C_i$  и  $C_e$  — коэффициенты, которые зависят от объемной концентрации и подвижности соответствующего типа носителей. Некоторые известные данные о электрической проводимости кристаллов  $\text{LiNbO}_3:\text{Mg}$  при  $T = 400$  К приведены в табл. 1.

Из сделанного обзора следует, что при  $T > 373$  К значения  $E_a$  кристаллов  $\text{LiNbO}_3:\text{Mg}$  с критическим содержанием магния могут лежать в диапазоне  $\sim 1.0$ – $1.2$  eV. Из этой закономерности выпадают только данные, приведенные в работе [8]. Имеющиеся расхождения в результатах измерения энергии активации могут объясняться термической историей образцов, исследованных разными авторами — в частности проведением или не проведением послеростовой окислительной термохимической обработки кристаллов.

Во всех известных к настоящему времени работах за исключением [12] температурная зависимость про-

водимости кристаллов  $\text{LiNbO}_3:\text{Mg}$  вблизи комнатной температуры не изучалась. При этом следует учитывать, что реальное практическое использование нефоторефрактивного кристалла  $\text{LiNbO}_3:\text{Mg}$  обычно имеет место именно при  $T \sim 300$  К.

Поэтому основной целью работы является исследование темновой электрической проводимости серии кристаллов  $\text{LiNbO}_3:\text{Mg}$  выращенных из шихты конгруэнтного состава с добавлением примеси магния (прямое легирование) и анализ влияния содержания Mg на их электрическую проводимость и подвижность носителей.

## 2. Образцы и методика эксперимента

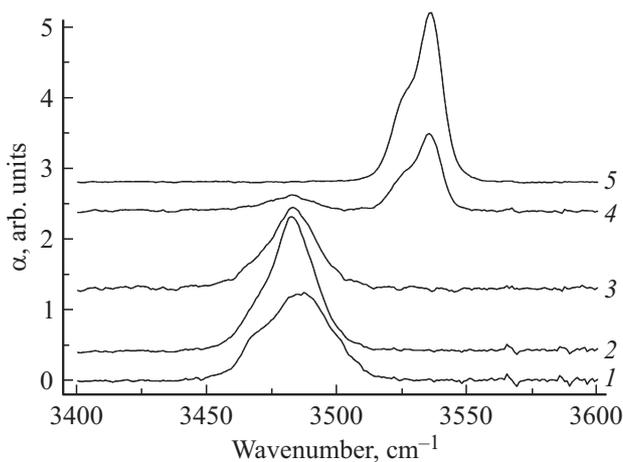
Все образцы  $\text{LiNbO}_3:\text{Mg}$ , исследованные в настоящей работе, были выращены методом Чохральского из шихты конгруэнтного состава с добавлением в исходный расплав разного количества MgO (прямое легирование) и прошли процедуру монодоменизации. Ни один из образцов  $\text{LiNbO}_3:\text{Mg}$  не подвергался каким либо дополнительным послеростовым термохимическим обработкам. Состав исследованных образцов приведен в табл. 2. Образцы № 1, 3 и 4 были синтезированы в ИХТРЭМС (Апатиты, Россия), образец № 2 — в Институте физики твердого тела и оптики (The Institute for Solid State Physics and Optics, Budapest, Hungary). Образец № 5 был выращен в НПО „Карат“ (Львов, Украина).

Измерения электрической проводимости образцов по постоянному току проводились двухточечным методом — с нанесением на полярные поверхности кристалла электродов из индий-галлиевой эвтектики. Методика предварительной подготовки образцов и проведения измерений подробно рассмотрена в работе [18].

Объемная концентрация  $\text{OH}^-$  групп в исследуемых образцах ( $c_{\text{OH}^-}$ ) установлена из анализа спектров ИК поглощения в области  $(3400$ – $3600)$   $\text{cm}^{-1}$ , полученных на FTIR спектрометре ФСМ-2202. ИК-измерения выполнялись на образцах z-среза при неполяризованном излучении и комнатной температуре, а определение  $c_{\text{OH}^-}$  проводилось по методике, предложенной в [19].

**Таблица 2.** Концентрация дефектов в исследуемых кристаллах  $\text{LiNbO}_3$  при комнатной температуре

Образец	Содержание MgO, mol%	$c_{\text{NbLi}}$ , $10^{19} \text{ cm}^{-3}$	$c_{\text{VLi}}$ , $10^{19} \text{ cm}^{-3}$	$A_{\text{int}}$ , $\text{cm}^2$	$c_{\text{OH}^-}$ , $10^{18} \text{ cm}^{-3}$
1	CLN	$\sim 20$	$\sim 80$	42	$2.4 \pm 0.4$
2	$\sim 2.0$ (в расплаве)	$\sim 11.5$	$\sim 86$	44	$2.5 \pm 0.4$
3	3.1 (в кристалле)	$\sim 7.6$	$\sim 90$	30	$1.7 \pm 0.3$
4	4.7 (в кристалле)	$\sim 0.4$	$\sim 94$	25	$1.4 \pm 0.2$
5	7.0 (в кристалле)	$\sim 0$	$\sim 97$	42	$2.4 \pm 0.4$



**Рис. 1.** Вид спектров ИК-поглощения в области валентных колебаний  $\text{OH}^-$  групп для исследованных кристаллов  $\text{LiNbO}_3$  № 1–5. Номер зависимости на рисунке соответствует номеру образца в табл. 2–5.

### 3. Экспериментальные результаты

Спектральное распределение ИК поглощения для данной серии кристаллов  $\text{LiNbO}_3:\text{Mg}$  и кристалла CLN представлено на рис. 1. Эти результаты достаточно хорошо согласуются с известными результатами для кристаллов  $\text{LiNbO}_3$  близкого состава [20–22]. Наглядно видно, что полоса поглощения при значении волнового числа  $\bar{\nu} \approx 3533 \text{ cm}^{-1}$  присутствует только у образцов № 4 и 5. Хорошо известно, что эта полоса отвечает валентным колебаниям  $\text{OH}^-$  групп ассоциированных с дефектом замещения  $\text{Mg}_{\text{Nb}}$  [21,22], поэтому ее наличие свидетельствует о отсутствии антиструктурных ионов  $\text{Nb}_{\text{Li}}$  в образце № 5. Результаты расчета площади ИК кривой поглощения  $A_{\text{int}}$  и концентрации  $\text{OH}^-$  групп в конкретных образцах приведены в табл. 2. Там же приводятся результаты вычисления объемной концентрации вакансий лития  $c_{\text{V}_{\text{Li}}}$  и антиструктурных ионов  $\text{Nb}_{\text{Li}}$   $c_{\text{Nb}_{\text{Li}}}$ . Расчеты концентрации дефектов выполнялись по данным, приведенным в работе [23].

Температурные зависимости  $\sigma(T)$  исследованной серии кристаллов  $\text{LiNbO}_3$  при приложении внешнего элек-

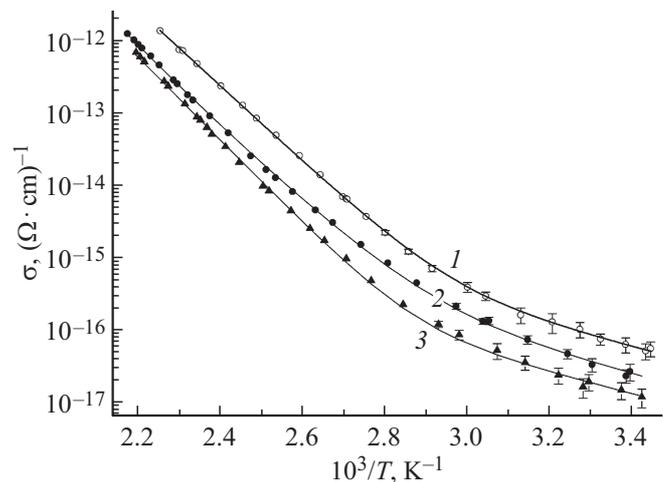
**Таблица 3.** Параметры, описывающие зависимость  $\sigma(T)$  выражением (1)

Образец	$\sigma_{400 \text{ K}}, (\Omega \cdot \text{cm})^{-1}$	$E_a, \text{ eV}$	$E_e, \text{ eV}$	$\delta, \%$
1	$7.16 \cdot 10^{-14}$	$1.05 \pm 0.01$	$0.29 \pm 0.02$	1.1
2	$2.08 \cdot 10^{-14}$	$1.10 \pm 0.01$	$0.36 \pm 0.03$	1.2
3	$1.10 \cdot 10^{-14}$	$1.19 \pm 0.01$	$0.29 \pm 0.02$	1.2
4	$8.9 \cdot 10^{-15}$	$1.23 \pm 0.01$	$0.34 \pm 0.03$	1.1
5	$5.31 \cdot 10^{-15}$	$1.26 \pm 0.01$	$0.31 \pm 0.03$	1.6

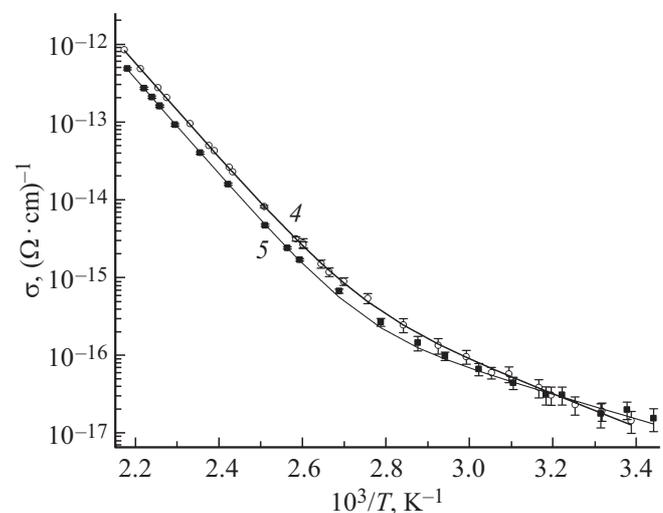
трического поля вдоль полярной оси образца представлены на рис. 2 и 3. Наглядно видно, что по мере увеличения содержания магния в кристалле удельная электрическая проводимость в области температур 350–450 К уменьшается, что сопровождается увеличением усредненного значения энергии активации  $E_a$ , отвечающей за ионный вклад в проводимость. Значения  $E_a$  и  $E_e$  полученные при оптимальной аппроксимации результатов выражением (1) приведены в табл. 3. В этой же таблице приводятся значения среднеквадратичного отклонения  $\delta$  экспериментальных результатов от аппроксимирующей кривой, которое вычислялось следующим образом:

$$\delta = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (1 - s_i \sigma_i^{-1})^2}{n(n-1)}}, \quad (2)$$

где  $n$  — количество экспериментальных точек,  $\sigma_i$  и  $s_i$  — экспериментальное и вычисленное значение удельной



**Рис. 2.** Зависимости  $\sigma(T)$  при приложении внешнего электрического поля вдоль оси  $z$  для образцов  $\text{LiNbO}_3$  №№ 1–3.



**Рис. 3.** Зависимости  $\sigma(T)$  при приложении внешнего электрического поля вдоль оси  $z$  для образцов  $\text{LiNbO}_3:\text{Mg}$  № 4–5.

**Таблица 4.** Результаты оптимальной аппроксимации зависимости  $\sigma(T)$  выражением (3) при фиксированных значениях энергий активации

Образец	$A_1, (\Omega \cdot \text{cm})^{-1} \cdot \text{K}$	$A_2, (\Omega \cdot \text{cm})^{-1} \cdot \text{K}$	$A_3, (\Omega \cdot \text{cm})^{-1} \cdot \text{K}$	$\delta, \%$
1	$(207 \pm 24) \cdot 10^{-3}$	$(230 \pm 6) \cdot 10^{-6}$	$(56 \pm 5) \cdot 10^{-13}$	1.2
2	$(98 \pm 3) \cdot 10^{-3}$	$(61 \pm 2) \cdot 10^{-6}$	$(25 \pm 3) \cdot 10^{-13}$	1.7
3	$(105 \pm 3) \cdot 10^{-3}$	$(26 \pm 1) \cdot 10^{-6}$	$(13 \pm 2) \cdot 10^{-13}$	1.2
4	$(113 \pm 3) \cdot 10^{-3}$	$(16 \pm 0.5) \cdot 10^{-6}$	$(13 \pm 2) \cdot 10^{-13}$	1.5
5	$74 \pm 2$	$(8.5 \pm 0.4) \cdot 10^{-6}$	$(15 \pm 2) \cdot 10^{-13}$	1.6

проводимости в  $i$ -й точке. Данные табл. 3. однозначно свидетельствуют о увеличении значения  $E_a$  и уменьшении проводимости при  $T = 400 \text{ K}$  ( $\sigma_{400 \text{ K}}$ ) по мере увеличения содержания Mg в образце. Это целиком подтверждает выводы, сделанные ранее в работах [6,7].

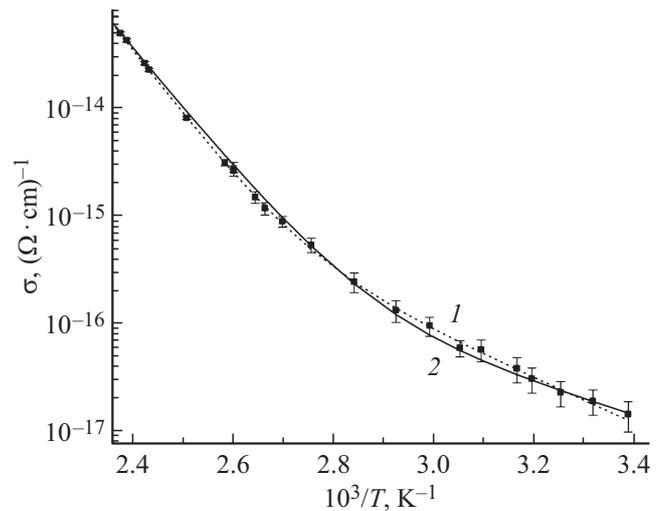
#### 4. Обсуждение результатов

Недавно было показано, что электрическая проводимость кристаллов  $\text{LiNbO}_3$  различного состава, имеющих несколько разных значений энергии активации  $E_a$ , может быть корректно описана в предположении, что в процессе переноса заряда участвуют как электроны, так и одновременно два типа подвижных ионов с разными энергиями активации [24]. Уравнение, описывающее температурную зависимость удельной электрической проводимости  $\sigma(T)$ , при этом приобретает следующий вид:

$$\sigma(T) = \frac{A_1}{T} \exp\left(-\frac{E_1}{k_0T}\right) + \frac{A_2}{T} \exp\left(-\frac{E_2}{k_0T}\right) + A_3 \exp\left(-\frac{E_3}{k_0T}\right), \quad (3)$$

где  $A_1, A_2, A_3$  — соответствующие коэффициенты пропорциональности,  $E_1$  и  $E_2$  — энергии активации ионов первого и второго сорта,  $E_3$  — энергия активации электронной проводимости. Было установлено [24], что максимальная точность аппроксимации обеспечивается при следующей комбинации энергий активации:  $E_1 = 1.33 \text{ eV}$ ,  $E_2 = 1.03 \text{ eV}$  и  $E_3 = 0.29 \text{ eV}$ . Причем точность этого описания не хуже, чем описание выражением (1), которое предполагает один тип ионной проводимости. Эти значения отвечают энергиям активации подвижности ионов  $\text{Li}^+$  [25], ионов  $\text{H}^+$  и полярной проводимости [26] соответственно. Использование уравнения (3) при фиксированных значениях энергий активации дает возможность сравнить вклад носителей каждого типа в проводимость исследуемых кристаллов и, следовательно, оценить изменение подвижности этих носителей.

Значения коэффициентов  $A_1, A_2$  и  $A_3$ , полученные из оптимальной аппроксимации экспериментальных дан-



**Рис. 4.** Аппроксимация экспериментальных данных для образца  $\text{LiNbO}_3:\text{Mg}$  № 4: (1) — выражением (1); (2) — выражением (3).

ных для всех исследованных выше образцов выражением (3) при  $E_1 = 1.33 \text{ eV}$ ,  $E_2 = 1.03 \text{ eV}$  и  $E_3 = 0.29 \text{ eV}$  представлены в табл. 4. При сопоставлении среднеквадратичных отклонений  $\delta$ , приводящихся в табл. 3 и 4 для соответствующих образцов № 1–5, видно, что применение выражения (3) вполне обосновано, так как доминирующий вклад в небольшое увеличение  $\delta$  (образцы № 2 и 4) дает несоответствие значений  $E_3$  и  $E_e$ . На рис. 4 приведены результаты оптимальной аппроксимации данных для образца № 4 (низкотемпературная часть) выражениями (1) и (3) — видно, что обе зависимости лежат практически в пределах ошибок эксперимента.

Классическое выражение, связывающее удельную проводимость кристаллов по постоянному току  $\sigma$  с подвижностью ионов  $\mu$ , имеет следующий вид:

$$\sigma = qn\mu = \frac{qn\mu_0}{T} \exp\left(-\frac{E_a}{k_0T}\right), \quad (4)$$

где  $q$  — заряд иона,  $n$  — объемная концентрация вакантных позиций ионов  $\text{Li}^+$ , либо объемная концентрация

**Таблица 5.** Предэкспоненциальные множители  $\mu_{\text{Li}}$  и  $\mu_{\text{H}}$  в кристаллах  $\text{LiNbO}_3$  различного химического состава

Образец	$\mu_{\text{Li}}, \text{K} \cdot \text{cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$	$\mu_{\text{H}}, \text{K} \cdot \text{cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$
1	$(16.2 \pm 1.2) \cdot 10^{-4}$	$(598 \pm 65) \cdot 10^{-6}$
2	$(7.1 \pm 0.2) \cdot 10^{-4}$	$(152 \pm 17) \cdot 10^{-6}$
3	$(7.3 \pm 0.2) \cdot 10^{-4}$	$(95 \pm 9) \cdot 10^{-6}$
4	$(7.5 \pm 0.2) \cdot 10^{-4}$	$(71 \pm 9) \cdot 10^{-6}$
5	$(4.8 \pm 0.2) \cdot 10^{-4}$	$(22 \pm 4) \cdot 10^{-6}$

ионов  $\text{H}^+$ ;  $\mu_0$  — предэкспоненциальный множитель,  $E_a$  — энергия активации. Из сопоставления (3) и (4) получим выражения, позволяющие вычислить предэкспоненциальные множители для ионов  $\text{Li}^+$  и  $\text{H}^+$  при их миграции вдоль полярного направления

$$\mu_{\text{Li}} = \frac{A_1}{|e|c_{\text{V}_{\text{Li}}}} \quad \text{и} \quad \mu_{\text{H}} = \frac{A_2}{|e|c_{\text{OH}^-}}, \quad (5)$$

где  $|e|$  — модуль заряда электрона. Результаты расчета  $\mu_{\text{Li}}$  и  $\mu_{\text{H}}$  приведены в табл. 5.

Представленные в табл. 5 результаты свидетельствуют о том, что подвижность ионов  $\text{Li}^+$  и  $\text{H}^+$  вдоль полярной оси кристалла уменьшается при введении в кристалл нефоторефрактивных ионов  $\text{Mg}^{2+}$ . Этот факт полностью согласуется с наблюдавшимся ранее уменьшением коэффициента диффузии дейтерия в кристаллах  $\text{LiNbO}_3:\text{Mg}$  (8 mol% MgO) по сравнению с образцом кристалла CLN [27].

Быстрое уменьшение подвижности ионов  $\text{H}^+$  по мере увеличения содержания Mg в образцах может быть связано с возникновением дефектных комплексов типа  $(4\text{Mg}_{\text{Li}}^{2+} + 4\text{V}_{\text{Li}})$  [28]. Эти комплексы из-за своей размерности искажают локальное внутрикристаллическое электрическое поле в большем объеме кристалла, чем дефектные кластеры  $(\text{Nb}_{\text{Li}}^{5+} + 4\text{V}_{\text{Li}})$ , характерные для кристаллов CLN. Эти искажения, по-видимому, приводят к таким изменениям потенциального рельефа, которые уменьшают вероятность переноса ионов  $\text{H}^+$  в полярном направлении.

Таким образом, значительный разброс известных значений  $E_a$  для кристаллов  $\text{LiNbO}_3:\text{Mg}$  с различным содержанием магния [5–7] может объясняться как различной концентрацией OH-групп, так и влиянием состава кристалла на подвижность ионов  $\text{H}^+$  и, соответственно, на их вклад в ионную компоненту проводимости.

## 5. Заключение

Установлено, что увеличение концентрации Mg в составе кристаллов  $\text{LiNbO}_3:\text{Mg}$  сопровождается прогрессирующим уменьшением подвижности примесных ионов  $\text{H}^+$  и, таким образом, значительно уменьшает

ионный вклад в электрическую проводимость при той же объемной концентрации ионов  $\text{H}^+$ .

Из этого можно сделать важный практический вывод о том, что время релаксации объемных фазовых голограмм, записанных в кристалле двойного легирования  $\text{LiNbO}_3:\text{Mg}, \text{Fe}$  с использованием методики термической фиксации [3] должно быть существенно больше, чем в образцах  $\text{LiNbO}_3:\text{Fe}$  при такой же концентрации как железа, так и протонов. Подробному исследованию анизотропии электрической проводимости и, соответственно, анизотропии подвижности ионов в кристаллов  $\text{LiNbO}_3:\text{Mg}$  будет посвящена отдельная публикация.

## Финансирование работы

Работа была выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (научная тема № 0186-2021-0022, регистрационный номер АААА-А18-118022190125-2).

## Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

## Список литературы

- [1] L. Arizmendi. *Phys. Status Solidi A* **201**, 253 (2004). DOI: 10.1002/pssa.200303911.
- [2] B.C. Grabmaier, W. Wersing, W. Koestler. *J. Cryst. Growth* **110**, 339 (1991). DOI: 10.1016/0022-0248(91)90269-B.
- [3] T.R. Volk, M. Wöhlecke. *Lithium Niobate. Defects, Photorefractive and Ferroelectric Switching*. Springer-Verlag, Berlin (2008).
- [4] P. Sen, N. Sisodia, R. Choubey, S. Kar, K. Bartwal. *J. Nonlinear Opt. Phys. & Mater.* **17**, 175 (2008). DOI: 10.1142/S0218863508004068.
- [5] R. Gerson, J.F. Kirchhoff, L.E. Halliburton, D.A. Bryan. *J. Appl. Phys.* **60**, 3553 (1986). DOI: 10.1063/1.337611.
- [6] L. Kovács, I. Földvári, K. Polgár. *Acta Phys. Hungarica* **61**, 2, 223 (1987). DOI: 10.1007/BF03155897.
- [7] W. Rossner, B.C. Grabmaier, W. Wersing. *Ferroelectrics* **93**, 57 (1989). DOI: 10.1080/00150198908017324.
- [8] I.W. Kim, S.W. Kim, Y.H. Hwang, B.M. Jin, S.C. Kim, V.F. Pichugin, T.S. Frangulian, V.F. Stoliarenko. *Ferroelectrics* **261**, 263 (2001). DOI: 10.1080/00150190108216295.
- [9] N. Meyer, G.F. Nataf, T. Granzow. *J. Appl. Phys.* **115**, 244102 (2014). DOI: 10.1063/1.4905021.
- [10] H. Wang, G. Shi, Z. Wu. *Phys. Status Solidi A*. **89**, K212 (1985). DOI: 10.1002/pssa.2210890256.
- [11] M. Wengler, U. Heinemeyer, E. Soergel, K. Buse. *J. Appl. Phys.* **98**, 6, 064104 (2005). DOI: 10.1063/1.2058184.
- [12] S.V. Yevdokimov, A.V. Yatsenko. *Phys. Solid State* **48**, 336 (2006). DOI: 10.1134/S1063783406020247
- [13] A.V. Yatsenko, A.S. Pritulenko, S.V. Yevdokimov, D.Yu. Sugak, I.I. Solskii. *Solid State Phenom.* **200**, 193 (2013). DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.200.193.
- [14] K. Mizuuchi, A. Morikawa, T. Sugita, K. Yamamoto. *Electron. Lett.* **40** (13) 819 (2004). DOI: 10.1049/el:20040515.

- [15] V. Ya. Shur, I.S. Baturin, A.R. Akhmatkhanov, D.S. Chezganov, A.A. Esin. *Appl. Phys. Lett.* **103**, 102905 (2013). DOI: 10.1063/1.4820351.
- [16] J. Schwesyg, M. Falk, C. Phillips, D. Jundt, K. Buse, M. Feier. *J. Opt. Soc. Am. B.* **8**, 1973 (2011). DOI: 10.1364/JOSAB.28.001973.
- [17] A.A. Esin, A.R. Akhmatkhanov, V.Ya. Shur. *Ferroelectrics* **496**, 102 (2016). DOI: 10.1080/00150193.2016.1157438.
- [18] A.V. Yatsenko, S.V. Evdokimov, M.N. Palatnikov, N.V. Sidorov. *Phys. Solid State* **61**, 7, 1211 (2019). DOI: 10.1134/S106378341907031X
- [19] S. Klauer, M. Wöhlecke, S. Kapphan. *Phys. Rev.* **45**, 2786 (1992). DOI: 10.1103/physrevb.45.2786.
- [20] Y. Watanab, T. Sota, K. Suzuki, N. Iyi, K. Kitamura, S. Kimura. *J. Phys.: Condens. Matter.* **7**, 3627 (1995). DOI: 10.1088/0953-8984/7/18/025.
- [21] N.V. Sidorov, M.N. Palatnikov, L.A. Bobreva, N.N. Novikova. *Inorg. Mater.* **53**, 7, 713 (2017). DOI: 10.1134/S0020168517070172
- [22] N.A. Teplyakova, N.V. Sidorov, M.N. Palatnikov. *Opt. Spectroscopy* **128**, 8, 1131 (2020). DOI: 10.1134/S0030400X20080378
- [23] Y. Furukawa, K. Kitamura, S. Takekawa, K. Niwa, Y. Yajima, N. Iyi, I. Mnushkina, P. Guggenheim, J.M. Martin. *J. Cryst. Growth.* **211**, 230 (2000). DOI: 10.1016/S0022-0248(99)00794-0.
- [24] A.V. Yatsenko, S.V. Yevdokimov, A.A. Yatsenko. *Ferroelectrics* **576**, 157 (2021). DOI: 10.1080/00150193.2021.1888274
- [25] B. Ruprecht, J. Rahn, H. Schmidt, P.Heitjans. *J. Phys. Chem.* **226**, 431 (2012). DOI: 10.1524/zpch.2012.0226.
- [26] A.V. Yatsenko, S.V. Evdokimov. *Phys. Solid State* **62**, 3, 485 (2020). DOI: 10.1134/S1063783420030269.
- [27] L. Kovács, K. Polgár, R. Capelletti, C. Mora. *Phys. Status Solidi A* **120**, 97 (1990). DOI: 10.1002/pssa.2211200107.
- [28] A.V. Yatsenko, S.V. Yevdokimov, D.Yu. Sugak, I.M. Solskii. *Functional Mater.* **21**, 1, 31 (2014). DOI: 10.15407/fm21.01.031.

*Редактор Т.Н. Василевская*