

06,04

Влияние концентрации примеси магния на электрические свойства кристаллов LiNbO_3

© А.В. Яценко¹, С.В. Евдокимов¹, В.Ф. Шульгин¹, М.Н. Палатников², Н.В. Сидоров², О.В. Макарова²

¹Крымский федеральный университет им. В.И. Вернадского, Республика Крым, Симферополь, Россия,

²Институт 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 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 LiNbO_3 и танталат лития 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 LiNbO_3 магнием сильно влияет на многие физические свойства таких кристаллов [2]. В частности, наличие ионов 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 LiNbO_3 конгруэнтного состава (CLN — congruent lithium niobate) $\text{Li/Nb} = 0.946$ [4].

Влияние примеси магния на удельную электрическую проводимость σ кристаллов LiNbO_3 , впервые рассматривалось в [5]. Исследовалась серия образцов, включая CLN и образец, выращенный из шихты, содержащей 5.0 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 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 σ уменьшается. Такая же тенденция отмечена и в [7].

В [8] представлены результаты исследования серии кристаллов $\text{LiNbO}_3:\text{Mg}$ содержащих до 10 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 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 σ 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 LiNbO_3 различного химического состава при $T = 400 \text{ K}$

| Содержание MgO , mol% | Ориентация | E_a , eV | $\sigma_{400\text{K}}$, $(\Omega \cdot \text{cm})^{-1}$ | Ссылка |
|--------------------------------|------------|-----------------|--|--------|
| CLN | z -срез | 1.05 ± 0.02 | $\approx 1.03 \cdot 10^{-13}$ | [9] |
| 5.0 | z -срез | 1.03 ± 0.01 | $\approx 7.5 \cdot 10^{-14}$ | [9] |
| 2.0 | z -срез | 1.07 ± 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 $T = 400 \text{ K}$ приведены в табл. 1.

Из сделанного обзора следует, что при $T > 373 \text{ K}$ значения E_a кристаллов $\text{LiNbO}_3:\text{Mg}$ с критическим содержанием магния могут лежать в диапазоне $\sim 1.0\text{--}1.2 \text{ eV}$. 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 термической 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 $T \sim 300 \text{ K}$.

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

Таблица 2. Концентрация дефектов в исследуемых кристаллах LiNbO_3 при комнатной температуре

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

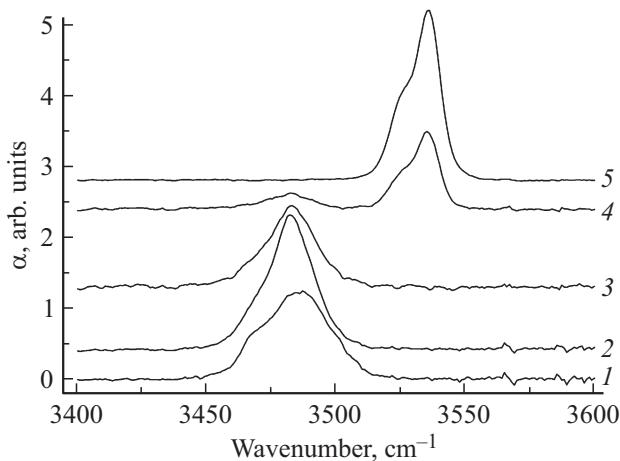


Рис. 1. Вид спектров ИК-поглощения в области валентных колебаний OH^- групп для исследованных кристаллов LiNbO_3 № 1–5. Номер зависимости на рисунке соответствует номеру образца в табл. 2–5.

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 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 OH^- групп ассоциированных с дефектом замещения Mg_{Nb} [21,22], поэтому ее наличие свидетельствует о отсутствии антиструктурных ионов Nb_{Li} в образце № 5. Результаты расчета площади ИК кривой поглощения A_{int} и концентрации 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 Nb_{Li} $c_{\text{Nb}_{\text{Li}}}$. Расчеты концентрации дефектов выполнялись по данным, приведенным в работе [23].

Температурные зависимости $\sigma(T)$ исследованной серии кристаллов LiNbO_3 при приложении внешнего элект-

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 ± 0.01 | 0.29 ± 0.02 | 1.1 |
| 2 | $2.08 \cdot 10^{-14}$ | 1.10 ± 0.01 | 0.36 ± 0.03 | 1.2 |
| 3 | $1.10 \cdot 10^{-14}$ | 1.19 ± 0.01 | 0.29 ± 0.02 | 1.2 |
| 4 | $8.9 \cdot 10^{-15}$ | 1.23 ± 0.01 | 0.34 ± 0.03 | 1.1 |
| 5 | $5.31 \cdot 10^{-15}$ | 1.26 ± 0.01 | 0.31 ± 0.03 | 1.6 |

рического 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 δ 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, σ_i и s_i — экспериментальное и вычисленное значение удельной

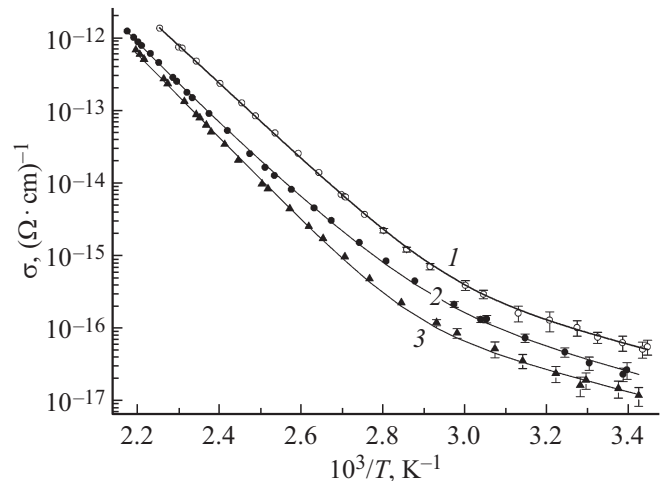


Рис. 2. Зависимости $\sigma(T)$ при приложении внешнего электрического поля вдоль оси z для образцов LiNbO_3 №№ 1–3.

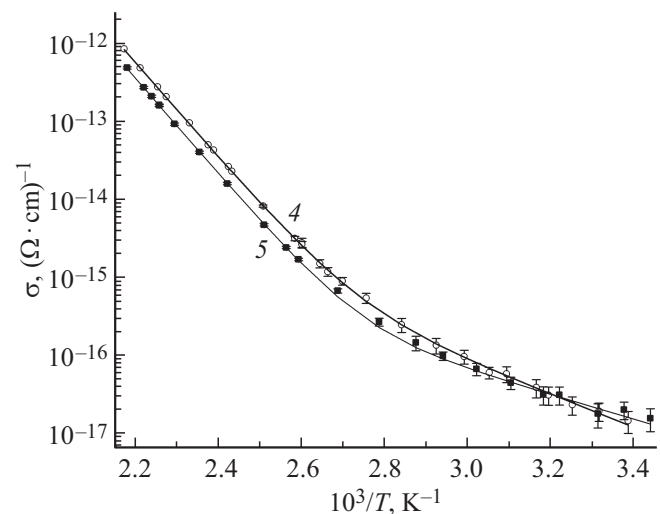


Рис. 3. Зависимости $\sigma(T)$ при приложении внешнего электрического поля вдоль оси z для образцов $\text{LiNbO}_3:\text{Mg}$ № 4–5.

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 ± 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 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 Li^+ [25], ионов 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-

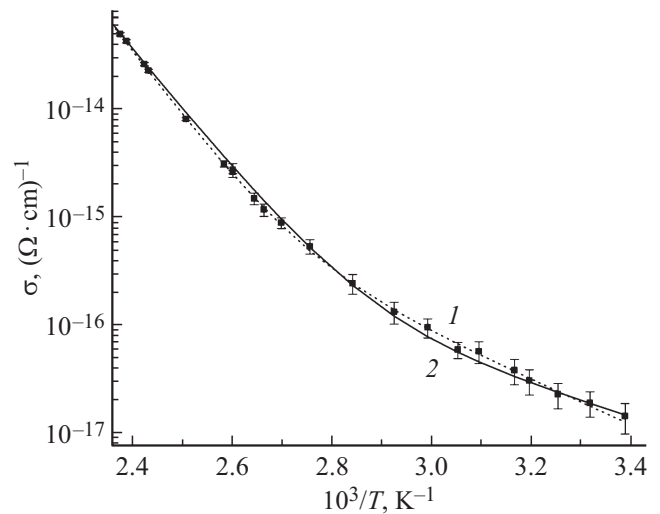


Рис. 4. Аппроксимация экспериментальных данных для образца $\text{LiNbO}_3:\text{Mg}$ № 4: (1) — выражением (1); (2) — выражением (3).

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 δ , 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 δ (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 σ с подвижностью ионов μ , 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 Li^+ , либо объемная концентрация

Таблица 5. Предэкспоненциальные множители μ_{Li} и μ_{H} в кристаллах 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 H^+ ; μ_0 — предэкспоненциальный множитель, E_a — энергия активации. Из сопоставления (3) и (4) получим выражения, позволяющие вычислить предэкспоненциальные множители для ионов Li^+ и 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 μ_{Li} и μ_{H} приведены в табл. 5.

Представленные в табл. 5 результаты свидетельствуют о том, что подвижность ионов Li^+ и H^+ вдоль полярной оси кристалла уменьшается при введении в кристалл нефоторефрактивных ионов 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 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 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 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 H^+ и, таким образом, значительно уменьшает

ионный вклад в электрическую проводимость при той же объемной концентрации ионов 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. Kappan. *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