

## Релаксационная кинетика изменения микротвердости кристаллов KDP после их экспозиции в магнитном поле

Е. В. Даринская<sup>+</sup>, М. В. Колдаева<sup>+</sup>, В. И. Альшиц<sup>+1)</sup>, И. М. Притула\*, А. Э. Волошин<sup>+</sup>

<sup>+</sup>Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова

Федерального научно-исследовательского центра “Кристаллография и фотоника” РАН, 119333 Москва, Россия

\*Институт Монокристаллов НАН Украины, 61001 Харьков, Украина

Поступила в редакцию 4 июля 2018 г.

Показано, что кристаллы дигидрофосфата калия после их экспозиции в магнитном поле  $B = 0.8$  или  $1.2$  Тл в течение  $t_m = 7–90$  мин обратимо изменяют свою микротвердость. Оказалось, что меру магнитного воздействия удобно характеризовать величиной  $B^2 t_m$ , поскольку вариация параметров, сохраняющая  $B^2 t_m = \text{const}$ , не меняет результат. При  $B^2 t_m < 10$  Тл<sup>2</sup> мин эффекта практически нет. Выше этого порога амплитуда изменений микротвердости растет, выходя на насыщение  $\sim 10\%$  при  $B^2 t_m \approx 19$  Тл<sup>2</sup> мин. Образцы одного кристалла из секторов роста граней призмы и пирамиды по-разному реагируют на экспозицию. В первом случае они разупрочняются, во втором – за стадией разупрочнения следует упрочнение, но в обоих случаях все заканчивается возвратом микротвердости к исходному уровню. В области  $B^2 t_m$  от 19 до 37 Тл<sup>2</sup> мин амплитуды и длительности эффекта не меняются, но в узком интервале 37–43 Тл<sup>2</sup> мин происходит резкий рост времени жизни модифицированного состояния с переходом на новый уровень: “острые” пики полушириной  $\sim 2$  сут превращаются в трапеции с шириной горизонтальной полки  $\sim 1–2$  недель. Предложена физическая схема наблюдаемых эффектов.

DOI: 10.1134/S0370274X18160038

**Введение.** Сегнетоэлектрические кристаллы дигидрофосфата калия  $\text{KN}_2\text{PO}_4$  (KDP) давно и широко известны, но продолжают привлекать к себе интерес, благодаря уникальному набору свойств, определяющих их применение в нелинейной оптике, оптоэлектронике, фотонике и т.д. [1, 2]. Замечено, что их физические характеристики весьма чувствительны к допированию примесями и наночастицами [3, 4]. Это касается и механических свойств этих кристаллов, в частности, их стойкости по отношению к лазерному разрушению [5–7]. С этой точки зрения, воздействовать на свойства кристалла через его примесную подсистему можно не только путем замены легирования, но и изменением состояния этой подсистемы.

Одним из относительно “свежих” способов такого воздействия является экспозиция кристалла в магнитном поле [8–12]. В результате такой экспозиции происходит изменение спинового состояния примесного комплекса, приводящее к снятию запрета на определенный электронный переход в системе, после которого комплекс радикально меняет свою конфигурацию, а значит и физические свойства кристалла чувствительные к легированию. Новое состояние примесного центра, как правило, является метаста-

бильным, но может быть весьма долгоживущим. Согласно [13], выдержка кристалла KDP в магнитном поле  $0.5$  Тл в течение  $1$  ч приводит к заметному изменению его микротвердости на время  $\sim 3–4$  сут.

К сожалению, в эксперименте [13] не изучалась кинетика эффекта при вариациях магнитной индукции  $B$ , времени экспозиции  $t_m$ , а также ориентации и примесного содержания кристалла. В настоящей работе будет показано, что эта кинетика имеет весьма неожиданный нетривиальный характер и радикально различается даже для образцов из одного и того же кристалла, вырезанных из разных секторов его роста. А время жизни трансформированных метастабильных состояний этих образцов может быть увеличено почти на порядок при переходе величины  $B^2 t_m$  через весьма низкий порог  $\sim 40$  Тл<sup>2</sup> мин.

**1. Исследуемые кристаллы и методика экспериментов.** В работе изучалось влияние предварительной магнитной обработки на микротвердость тетрагональных кристаллов KDP (класс  $\bar{4}2m$ ), выращенных в Институте монокристаллов НАН Украины (г. Харьков) [14]. Образцы размером  $5 \times 10 \times 1$  мм получались разделением пополам пластин  $10 \times 10 \times 1$  мм, приготовленных в Харькове. Эти пластины вырезались из секторов роста разных граней призмы  $\{100\}$  и пирамиды  $\{101\}$  (рис. 1), но с одинако-

<sup>1)</sup>e-mail: valshits@mail.ru

Таблица 1. Различие примесного состава в образцах KDP, вырезанных из секторов роста призмы и пирамиды

Элемент	Содержание в кристалле, масс. %		Отношение призма/пирамида
	Сектор призмы	Сектор пирамиды	
Одновалентные примеси			
Na	$2.88 \cdot 10^{-4}$	$2.10 \cdot 10^{-4}$	1.37
Rb	$3.78 \cdot 10^{-5}$	$2.71 \cdot 10^{-5}$	1.39
Двухвалентные примеси			
Ba	$1.38 \cdot 10^{-3}$	$2.32 \cdot 10^{-4}$	5.95
Ca	$6.92 \cdot 10^{-4}$	$1.88 \cdot 10^{-5}$	36.81
Ni	$< 2.92 \cdot 10^{-4}$	$< 3.00 \cdot 10^{-4}$	0.97
Sr	$8.16 \cdot 10^{-5}$	$1.60 \cdot 10^{-5}$	5.10
Zn	$3.87 \cdot 10^{-5}$	$2.27 \cdot 10^{-5}$	1.70
Ti*	$< 2.56 \cdot 10^{-5}$	$< 2.63 \cdot 10^{-5}$	0.97
Mg	$2.15 \cdot 10^{-5}$	$1.98 \cdot 10^{-5}$	1.09
Zr*	$1.76 \cdot 10^{-5}$	$< 1.48 \cdot 10^{-6}$	11.89
Трехвалентные примеси			
Fe**	$4.90 \cdot 10^{-4}$	$2.45 \cdot 10^{-5}$	20.00
Al	$2.52 \cdot 10^{-4}$	$< 4.48 \cdot 10^{-7}$	562.50
B	$8.90 \cdot 10^{-5}$	$< 7.38 \cdot 10^{-5}$	1.21
Co	$5.34 \cdot 10^{-5}$	$3.63 \cdot 10^{-6}$	14.71
Cr**	$4.26 \cdot 10^{-5}$	$9.77 \cdot 10^{-6}$	4.36
Четырехвалентные примеси			
Si	$2.90 \cdot 10^{-4}$	$< 2.35 \cdot 10^{-4}$	1.23
Пятивалентные примеси			
As	$4.16 \cdot 10^{-4}$	$5.63 \cdot 10^{-4}$	0.74
Sb	$2.03 \cdot 10^{-4}$	$2.41 \cdot 10^{-5}$	8.42
Шестивалентные примеси			
Se	$< 4.75 \cdot 10^{-5}$	$< 4.87 \cdot 10^{-5}$	0.98
Mo*	$< 1.57 \cdot 10^{-5}$	$< 1.61 \cdot 10^{-5}$	0.98

\*Может иметь валентность IV.

\*\*Может иметь валентность II и VI.

вой кристаллографической ориентацией: их большая грань выбиралась ортогональной оси  $z \parallel \bar{4}$ , т.е. параллельной плоскости (001), а малые грани (100) и (010), перпендикулярными осям симметрии 2.

Анализ микропримесного состава исследованных образцов методом масс-спектрометрии с индуктивно связанной плазмой в Российском химико-технологическом университете им. Д.И. Менделеева показал, что общее количество катионных примесей в образце из сектора призмы значительно больше, чем в образце из сектора пирамиды. В таблице 1 частично приведены концентрации ряда примесей разной валентности в образцах из секторов призмы и пирамиды. Опущены примеси с концентрацией ниже  $10^{-5}$  мас. % по обоим типам образцов.

Микротвердость образцов определялась с помощью специальной насадки на микроскоп Neophot-21. Нагрузка на индентор (пирамиду Виккерса) всегда была одинакова: 0.35 Н. Каждое экспериментальное значение микротвердости рассчитывалось стандарт-

ным способом по средней величине диагонали для 20 отпечатков индентора.

Оказалось, что после разрезания пластин микротвердость образцов меняется во времени в течение двух недель, а затем стабилизируется и сохраняется в течение всего периода исследований. Средние значения микротвердости вылежавшихся образцов из секторов призмы и пирамиды совпадали:  $H_0 \approx 2.25$  ГПа. Эта величина и считалась исходной. Средний разброс значений начальной микротвердости  $\sim 1\%$  тоже не различался для образцов двух типов.

**2. Экспериментальные результаты.** В работе изучались зависимости средней микротвердости образцов от величины индукции  $B$  приложенного магнитного поля, времени  $t_m$  выдержки образцов в поле и времени  $t$ , прошедшего после магнитной экспозиции кристаллов. Проверка показала, что экспозиция образцов обоих типов (из секторов призмы и пирамиды) в магнитном поле  $B \parallel z$  не влияет на микро-

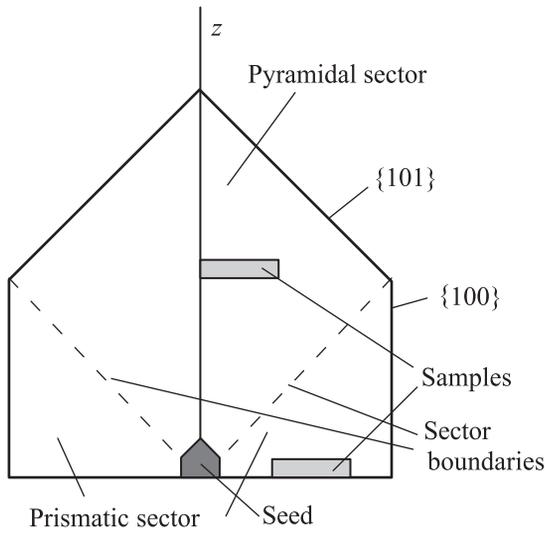


Рис. 1. Схема вырезания образцов из секторов роста граней призмы {100} и пирамиды {101} кристалла KDP

твердость. Все дальнейшие эксперименты проводились для ориентации вектора индукции  $\mathbf{B}$  в базисной плоскости вдоль оси симметрии 2. Использовались два значения постоянного магнитного поля  $B = 0.8$  или  $1.2$  Тл. Время экспозиции варьировалось в интервале  $t_m = 7-90$  мин. При этом величина  $B^2 t_m$  изменялась в пределах  $6.4-57.6$  Тл<sup>2</sup> мин. Как будет показано, величина  $B^2 t_m$  является удобным управляющим параметром в данных экспериментах.

На рисунке 2 представлена зависимость относительных изменений микротвердости  $\Delta H/H_0$  (где  $\Delta H = H - H_0$ ) от времени  $t$ , прошедшего после выдержки образцов обоих типов в магнитном поле для разных сочетаний индукции  $B$  и времени экспозиции  $t_m$ , которые подбирались так, чтобы величина  $B^2 t_m$  попадала в интервал  $6.4-37.2$  Тл<sup>2</sup> мин. Видно, что при низких значениях параметра  $B^2 t_m \leq 10$  Тл<sup>2</sup> мин эффект магнитной экспозиции сказывается, скорее, в увеличении статистического разброса значений микротвердости до 3% по сравнению с неэкспонированными образцами, для которых он составлял  $\sim 1\%$ . Однако уже при  $B^2 t_m = 14.4$  Тл<sup>2</sup> мин довольно отчетливо проявляется различный характер зависимостей для образцов, вырезанных из разных секторов роста кристалла (см. кривые 1 на рис. 2а, б). В первом случае наблюдается пик разупрочнения: за 2 сут микротвердость достигает минимума, уменьшаясь на  $\sim 6\%$ , с возвратом еще через сутки до исходного фонового значения. Во втором случае за те же 3 суток реализуются два пика, разупрочнения и упрочнения, с амплитудами  $\sim 4-5\%$ .

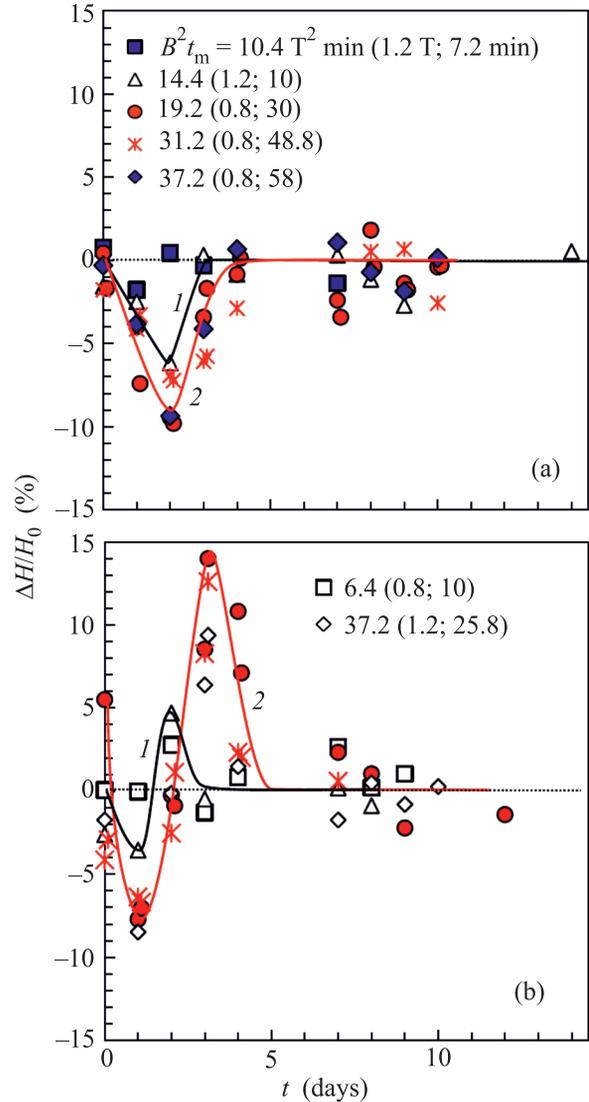


Рис. 2. (Цветной онлайн) Зависимость относительного отклонения микротвердости  $\Delta H/H_0$  образцов из секторов роста призмы (а) и пирамиды (б) от времени  $t$  после магнитной экспозиции для серии значений  $B^2 t_m$  в интервале  $6.4-37.2$  Тл<sup>2</sup> мин. (б) – Отдельно указаны только значения  $B^2 t_m$ , отсутствующие на (а). Кривые 1 и 2 описаны в тексте

С увеличением  $B^2 t_m$  эффект растет и по амплитуде изменения микротвердости и по длительности стадий, но быстро выходит на насыщение. Как видно из рис. 2а, б, в довольно широком интервале  $B^2 t_m = 19.2-37.2$  Тл<sup>2</sup> мин стадии описываются универсальными кривыми 2. Во всем этом интервале величина микротвердости образца из сектора призмы (рис. 2а) через 2 сут после выдержки в магнитном поле уменьшается примерно на 10%, и еще через 1-2 сут релаксирует к исходному значению. А микротвердость образца, вырезанного из сектора пирами-

ды (рис. 2b) в тех же условиях через сутки образует минимум  $\sim 7-8\%$ , еще через сутки происходит возврат, а затем формируется пик упрочнения с максимумом  $\sim 14\%$  через сутки и возвратом в течении следующих 1–2 сут к первоначальному значению.

Впрочем, довольно высокий уровень разброса измеренных значений микротвердости в образцах обоих типов через 7–9 сут после экспозиции (рис. 2), существенно превышающий фоновый разброс ( $\sim 1\%$ ) до экспозиции, по-видимому, указывает на то, что к этому времени релаксация примесной структуры еще не завершена.

Более того, и сюрпризы деликатных процессов в изучаемых кристаллах после их магнитной экспозиции тоже пока не исчерпаны. Дальнейшие измерения при более высоких значениях параметра  $B^2t_m$  показали, что в интервале  $37 \leq B^2t_m \leq 43$  (Тл<sup>2</sup>мин) происходит переход к более глубокой трансформации примесной структуры, характеризующейся резким увеличением времени жизни магнитоиндуцированных метастабильных структурных состояний.

Увеличение  $B^2t_m$  от 37.2 до 40.2 Тл<sup>2</sup>мин приводит к резкому росту (фактически удвоению) времени существования измененного состояния микротвердости обоих образцов до  $\sim 9$  сут (см. кривые 1 на рис. 3а, б). При дальнейшем увеличении  $B^2t_m$  рост времени жизни продолжается. Но при переходе через уровень  $B^2t_m = 43.2$  Тл<sup>2</sup>мин он прекращается, и возникают универсальные кривые 2 на рис. 3а, б, в равной степени относящиеся к целой серии значений параметра  $B^2t_m$  вплоть до 57.6 Тл<sup>2</sup>мин. Заметим, что ключевой параметр  $B^2t_m = 43.2$  Тл<sup>2</sup>мин реализован при двух разных комбинациях сомножителей:  $B_1 = 0.8$  Тл,  $t_{m1} = 67.5$  мин и  $B_2 = 1.2$  Тл,  $t_{m2} = 30$  мин. При этом экспериментальные точки для микротвердости применительно к обоим типам образцов при всех временах  $t$  после их магнитной экспозиции хорошо согласуются для обеих комбинаций. Это и дало нам повод использовать  $B^2t_m$  в качестве управляющего параметра (см. также следующий раздел).

Возвращаясь к рис. 3а, заметим, что для образца из сектора призмы характерна по-прежнему одна стадия разупрочнения, причем времена достижения минимума ( $\sim 8-10\%$ ) и возврата остаются неизменными  $\sim 2$  сут, но теперь, вместо острого пика, мы имеем трапецию с почти горизонтальным основанием протяженностью в 14 сут при общей длительности стадии разупрочнения 17 сут. Изменения микротвердости образца из сектора пирамиды после аналогичного эксперимента тоже проходят в две стадии: трапеции разупрочнения и упрочнения делятся на этот

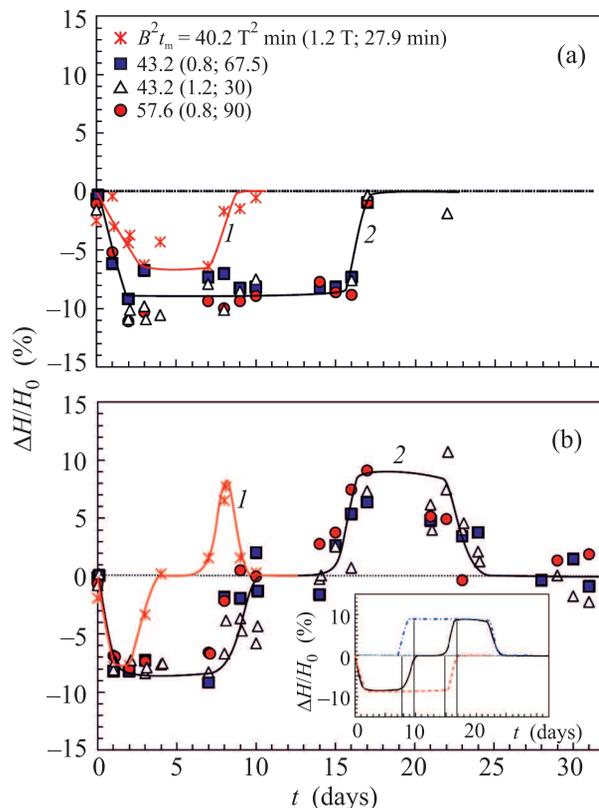


Рис. 3. (Цветной онлайн) Зависимость относительного отклонения микротвердости  $\Delta H/H_0$  образцов из секторов роста призмы (а) и пирамиды (б) от времени  $t$  после магнитной экспозиции для серии значений  $B^2t_m$  в интервале 40.2–57.6 Тл<sup>2</sup>мин. На вставке к рис. (б) показана предположительная схема наложения и взаимной компенсации стадий разупрочнения и упрочнения. Кривые 1 и 2 описаны в тексте

раз по  $\sim 9$  сут, причем их разделяет промежуточная стадия  $\sim 5$  сут на уровне фона (рис. 3б). Общая длительность этих изменений составляет 23 сут.

**3. Обсуждение.** Кинетика изучаемых эффектов, по-видимому, определяется следующими процессами. Сначала в магнитном поле происходит спиновая эволюция радикальных пар в ряде примесных центров к состоянию, снимающему спиновый запрет на определенный электронный переход. Это приводит к структурной трансформации таких центров и нарушению локального равновесия в их окрестности, что вызывает релаксационные диффузионные процессы в дефектной подсистеме кристалла и модификацию микротвердости. Ответим на ряд вопросов.

– Почему величина  $B^2t_m$  служит в таких эффектах управляющим параметром? Физически управляющим параметром в такого рода процессах должна быть величина, пропорциональная числу трансформированных центров за время экспозиции  $t_m$ , напри-

мер, произведение вероятности  $W$  спинового перехода в единицу времени на  $t_m$ . В случае дислокационного магнитоэластического эффекта в кристаллах NaCl надежно установлено [8, 12], что применительно к центрам пиннинга на дислокациях  $W \propto B^2$ . Возможно, та же зависимость справедлива и для кристалла KDP, хотя это, скорее, надежда, чем уверенность. Такая надежда подкрепляется следующими соображениями. Почти пороговый переход к состоянию с резким увеличением времени жизни метастабильного состояния кристалла реализуется при двух разных сочетаниях поля и времени экспозиции ( $B_{1,2}, t_{m1,2}$ ), и, скорее всего, отвечает определенному числу преобразованных примесных центров, когда количество переходит в качество. Предположим, что в нашем случае  $W \propto B^\alpha$ . Тогда должно быть  $B_1^\alpha t_{m1} \approx B_2^\alpha t_{m2}$ , откуда

$$\alpha \approx \ln(t_{m1}/t_{m2}) / \ln(B_2/B_1) \approx 2,$$

причем это относится к обоим типам образцов.

– *Что вызывает разницу в примесном содержании образцов из секторов призмы и пирамиды?* По данным кристаллохимического анализа [15] из-за структурных различий грань призмы  $\{100\}$  (рис. 1) кристалла KDP во время роста имеет отрицательный заряд – на нее выходят заряженные атомы кислорода групп  $(\text{PO}_4)^{3-}$  (см. рис. 4а), а на гранях пирами-

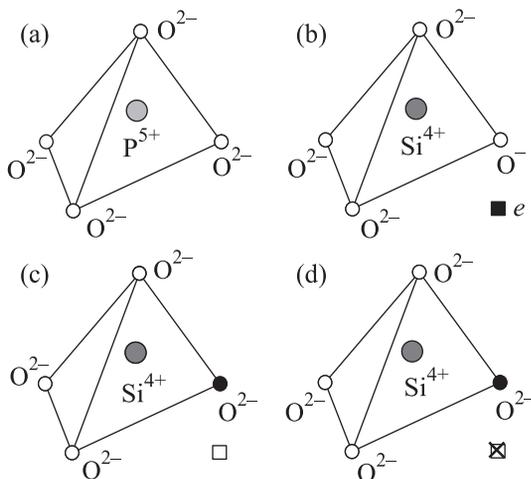


Рис. 4. Анионная группа  $(\text{PO}_4)^{3-}$  (а) и ее дефектные формы: при замещении  $\text{P} \rightarrow \text{Si}$  до магнитной экспозиции (б), и после нее при  $B^2 t_m < 37.2 \text{ Тл}^2 \text{ мин}$  (с) и  $B^2 t_m > 43.2 \text{ Тл}^2 \text{ мин}$  (д). Черный квадратик (б) отвечает электрону  $e$ , утраченному ионом  $\text{O}^{2-}$ , пустой квадратик (с) символизирует “дырку” после обратного захвата электрона на кислород; и перечеркнутая “дырка” (д) означает ее блокировку

ды  $\{101\}$  идет чередование фосфатных и калиевых слоев. В [16] при изучении структуры граней  $\{101\}$

и  $\{100\}$  на синхротронном источнике было показано, что поверхность грани пирамиды является монослойной, образованной только катионами  $\text{K}^+$ . Эти и другие данные объясняют повышенную адсорбцию катионных примесей при росте грани  $\{100\}$  и различие примесного состава в разных секторах роста. Сравнение, например, электрических свойств образцов из разных секторов роста кристаллов KDP указывает на различия в них проводимости и примесного состава [17]. Впрочем, микротвердость наших образцов из секторов роста призмы и пирамиды в исходном состоянии практически не отличается.

– *Какого рода структурные трансформации в магнитном поле происходят в кристаллах KDP?* Конечно, возможные превращения дефектов в магнитном поле весьма многообразны. На этом этапе мы можем предложить лишь умозрительную модельную схему изучаемых процессов. Основным элементом структуры в KDP является группа  $(\text{PO}_4)^{3-}$ , которую обычно изображают в виде пирамиды с ионом  $\text{P}^{5+}$  в центре и анионами  $\text{O}^{2-}$  в вершинах (рис. 4а). Часть таких групп являются дефектными: в них фосфор замещен четырехвалентной примесью, например кремнием (рис. 4б), который присутствует примерно в одинаковых количествах в наших образцах обоих типов (табл. 1). При этом один из кислородов группы теряет электрон ( $\text{O}^{2-} \rightarrow \text{O}^-$ ) для локальной электронейтральности. В магнитном поле оставшийся электрон может образовать радикальную пару с другим электроном в ближайшем окружении и, после спиновой эволюции этой пары в  $s$ -состояние, произойдет обратная реакция:  $\text{O}^- + e \rightarrow \text{O}^{2-}$ . Это и есть трансформированное метастабильное состояние дефектного комплекса  $(\text{SiO}_4)^{4-}$  с находящейся рядом дыркой (рис. 4с). Впрочем, при достаточно большой “дозе”  $B^2 t_m > 43 \text{ Тл}^2 \text{ мин}$  магнитного воздействия, рядом с комплексом, по-видимому, образуется еще один центр другой структуры, который ликвидирует дырку. В результате захваченному электрону становится некуда возвращаться (рис. 4д), и время его жизни на метастабильном центре резко увеличивается.

– *Как в этой модели описываются наблюдаемые процессы в образцах двух типов?* Можно предположить, что метастабильные центры типа  $(\text{SiO}_4)^{4-}$  в результате магнитной экспозиции образуются и в тех, и в других образцах. Последующая диффузия разупрочняющих дефектов полностью определяет изменение микротвердости образцов из сектора призмы. В образцах из сектора пирамиды этот процесс обеспечивает лишь первую стадию изменения микротвердости. Наряду с ним существует бо-

лее медленная диффузия других, упрочняющих, дефектов, которые с некоторым запаздыванием приводят к увеличению микротвердости. При этом полное время метастабильного состояния кристаллов обо-его типа, очевидно, определяется временем жизни трансформированного центра  $(\text{SiO}_4)^{4-}$  в конфигурации рис. 4с (при  $B^2t_m < 37 \text{ Тл}^2 \text{ мин}$ ) или рис. 4д (при  $B^2t_m > 43 \text{ Тл}^2 \text{ мин}$ ). В первом случае эти времена практически совпадают, составляя  $\sim 4\text{--}5$  сут, а во втором – различаются: 17 и 23 сут для образцов из секторов призмы и пирамиды соответственно.

– *Что это за пауза между стадиями разупрочнения и упрочнения на рис. 3б?* По-видимому, в течение этих 5 суток в образце из сектора пирамиды происходит наложение и взаимная компенсация этих двух стадий, как схематически показано на вставке к рис. 3б в предположении об аддитивности воздействия на микротвердость двух диффузионных потоков.

*Почему на рис. 2б упрочнение начинается на 2-е сутки, а на рис. 3б только на 15-е?* Эти ситуации реализуются при  $B^2t_m < 37 \text{ Тл}^2 \text{ мин}$  и  $B^2t_m > 43 \text{ Тл}^2 \text{ мин}$ , когда диффузия упрочняющих дефектов стимулируется метастабильными возмущениями структуры типа показанных на рис. 4с, д, соответственно. Поэтому в рамках нашей модели первое возмущение должно быть гораздо более сильным стимулятором диффузии конкретных дефектов, чем второе. Это не значит, конечно, что упрочняющей диффузии нет при меньших временах. В свете упомянутого выше наложения (см. вставку к рис. 3б) эту стадию надо отсчитывать скорее от 7-х суток, а, может быть, и ниже. Просто накопление дефектов идет медленно, и их вклад в упрочнение маскируется сильным разупрочнением на первой стадии.

– *Отчего в более примесных образцах из сектора призмы нет стадии упрочнения?* Конечно, отсутствие в этих кристаллах второй стадии изменения микротвердости не означает, что в них нет носителей упрочнения, определяющих вторую стадию в образцах другого типа. Возможно, эти носители химически связаны с многочисленными катионными примесями, входящими в сектор призмы в гораздо больших, чем в сектор пирамиды, количествах (табл. 1), что подавляет или вовсе блокирует их диффузию.

**4. Заключение.** Таким образом, спин-зависимая трансформация структуры примесных центров в кристаллах KDP при их экспозиции в магнитном поле приводит к весьма нетривиальным последствиям для их микротвердости  $H$ , кинетика изменения которой после экспозиции радикально различается для образцов из секторов роста призмы и пирами-

ды. Скорость, величина и характер этих изменений зависят от “дозы” магнитного воздействия  $B^2t_m$  и времени  $t$ , прошедшего после экспозиции. Найдены две широкие области изменения  $B^2t_m$ , в каждой из которых формы зависимостей  $H(t)$  остаются практически неизменными, сильно различаясь друг от друга. В первой области  $B^2t_m = 19.2\text{--}37.2 \text{ Тл}^2 \text{ мин}$  время жизни метастабильных состояний образцов с измененными значениями микротвердости составляет 4–5 сут для обоих типов кристаллов, а кривые  $H(t)$  имеют форму пиков. Далее следует узкая область, где происходят резкие изменения всех кривых с переходом к новым стабильным зависимостям при  $B^2t_m > 43.2 \text{ Тл}^2 \text{ мин}$ . Здесь время жизни резко увеличивается, составляя 17 и 23 сут для образцов из секторов призмы и пирамиды соответственно, а пики вытягиваются в трапеции. Предложенная умозрительная модельная схема на качественном уровне хорошо описывает все эти особенности. Хотя, конечно, мы рассматриваем ее скорее как поясняющую версию, которую еще предстоит проверять, уточнять, конкретизировать, а, может быть, и заменять на другую.

Работа частично поддержана Министерством науки и высшего образования в рамках выполнения работ по Государственному заданию ФНИЦ “Кристаллография и фотоника” РАН и грантом Президиума РАН (Программа # 32 на 2018–2020 гг.). Авторы благодарны Е.А. Петржик и Е.П. Ефремовой за полезные обсуждения; а также Е.Б. Рудневой и Т.Н. Турской за методическую помощь.

1. D. Xu and D. Xue, *Physica B* **370**, 84 (2005).
2. D. Wang, Sh. Wang, J. Wang, Ch. Shen, W. Li, P. Huang, H. Liu, and R.I. Boughton, *Crystals* **7**, 188 (2017)
3. D. Xu, D. Xue, and H. Ratajczak, *J. Mol. Struct.* **740**, 37 (2005).
4. V.G. Grachev, I.A. Vrable, G.I. Malovichko, I.M. Pritula, O.N. Bezkrovnyaya, A.V. Kosinova, V.O. Yatsyna, V.Ya. Gayvoronsky, *JAP* **112**, 014315 (2012).
5. H. Yoshida, T. Jitsuno, H. Fujita, M. Nakatsuka, M. Yoshimura, T. Sasaki, and K. Yoshida, *Appl. Phys. B* **70**, 195 (2000).
6. I. Pritula, V. Gayvoronsky, M. Kolybaeva, V. Puzikov, M. Brodyn, V. Tkachenko, A. Kosinova, M. Kopylovsky, V. Tsurikov, and O. Bezkrovnyaya, *Opt. Mater.* **33**, 623 (2011).
7. A.V. Kosinova, M.I. Kolybaeva, O.N. Bezkrovnyaya, V.F. Tkachenko, E.V. Grishina, A.N. Levchenko, V.M. Puzikov, and I.M. Pritula, *Cryst. Res. Technol.* **49**, 965 (2014).

8. В. И. Альшиц, Е. В. Даринская, М. В. Колдаева, Е. А. Петржик, Кристаллография **48**, 826 (2003).
9. А. А. Урусовская, В. И. Альшиц, А. Е. Смирнов, Н. Н. Беккауэр, Кристаллография **48**, 855 (2003).
10. Ю. И. Головин, ФТТ **46**, 769 (2004).
11. Р. Б. Моргунов, УФН **174**, 131 (2004).
12. V. I. Alshits, E. V. Darinskaya, M. V. Koldaeva, and E. A. Petrzhek, in *Dislocations in Solids*, ed. by J. P. Hirth, Elsevier, Amsterdam (2008), v. 14, p. 333.
13. А. Е. Смирнов, Н. Н. Беккауэр, А. Э. Волошин, ФТТ **47**, 1253 (2005).
14. В. М. Пузиков, И. М. Притула, М. И. Колыбаева, *Влияние внешних воздействий на структурно-чувствительные свойства монокристаллов группы KDP*, ИСМА, Харьков (2009), 228 с.
15. Т. А. Еремина, В. А. Кузнецов, Т. М. Охрименко, Н. Г. Фурманова, Кристаллография **41**(4), 717 (1996).
16. S. A. de Vries, P. Goettkindt, S. L. Bennett, J. J. De Yoreo, W. J. P. van Enkevort, P. Bennema, and E. Vlieg, *Phys. Rev. Lett.* **80**(10), 2229 (1998).
17. Е. Д. Якушкин, Е. П. Ефремова, А. И. Баранов, Кристаллография **46**, 904 (2001).