

07,03

## Внутреннее трение в суперионных кристаллах $\text{Cu}_6\text{PS}_5\text{Br}$ и композитах на их основе

© В.С. Биланич, Р.Ю. Бучук, А.Е. Петраченко, К.В. Скубенич, И.П. Студеняк

Ужгородский национальный университет,  
Ужгород, Украина

E-mail: vbilanych@gmail.com

(Поступила в Редакцию 19 августа 2013 г.)

В окончательной редакции 18 октября 2013 г.)

Методом внутреннего трения исследованы механические свойства монокристаллов  $\text{Cu}_6\text{PS}_5\text{Br}$  и композитов на их основе. Измерения внутреннего трения и модуля сдвига проведены в интервале температур 80–300 К на частотах деформирования 10–100 мГц в режиме вынужденных крутильных колебаний. На температурных зависимостях внутреннего трения обнаружены максимумы, обусловленные суперионным и сегнетоэластическим фазовыми переходами. Показано, что уменьшение модуля сдвига более чем в 2 раза при увеличении температуры в области 150–230 К вызвано размораживанием подвижности в катионной подрешетке монокристалла  $\text{Cu}_6\text{PS}_5\text{Br}$  при суперионном фазовом переходе. Стремительное возрастание модуля сдвига (более чем в 3 раза) при нагревании в области 260–270 К обусловлено сегнетоэластическим фазовым переходом монокристалла  $\text{Cu}_6\text{PS}_5\text{Br}$ . Определены параметры внутреннего трения данного монокристалла при указанных фазовых переходах.

### 1. Введение

Создание нетрадиционных источников энергии стимулирует интерес к поиску и исследованиям новых материалов, которые бы обеспечили долгосрочную работу портативной техники, снизили энергопотребление, улучшили эффективность работы приборов, расширили элементную базу микро-, нано- и оптоэлектроники. Важную роль в решении данного вопроса играют суперионные проводники, которые в последние годы интенсивно исследуются [1,2]. Известно, что в суперионном состоянии подвижность мобильных ионов может преобладать над подвижностью ионов в расплавах соответствующих солей, и это состояние рассматривается как специфический случай структурно-топологического разупорядочения кристаллической решетки [2]. Суперионный фазовый переход (СИФП) в свою очередь сопровождается изменением электрических, тепловых, акустических и других свойств. Фундаментальный и прикладной интерес представляют исследования влияния структурного разупорядочения кристаллической решетки и эффективности ионного транспорта на физические свойства суперионных проводников [1].

Благодаря высокой ионной проводимости практический интерес представляют кристаллы  $\text{Cu}_6\text{PS}_5\text{Br}$ , которые принадлежат к большому семейству соединений со структурой аргиродита [3]. Они являются суперионными проводниками и сегнетоэластиками [3–6]. Общая проводимость при  $T = 300$  К составляет  $1.2 \cdot 10^{-5} \Omega^{-1} \cdot \text{cm}^{-1}$ , причем преобладает ионная компонента [1]. СИФП первого рода в кристалле  $\text{Cu}_6\text{PS}_5\text{Br}$  происходит в интервале температур  $T_s = 165–180$  К, а сегнетоэластический фазовый переход (СЭФП) второго рода — при  $T_c = 268 \pm 2$  К [1]. При комнатной температуре кристаллы  $\text{Cu}_6\text{PS}_5\text{Br}$  относятся к кубической сингонии (про-

странственная группа  $F\bar{4}3m$ ) [3–5]. Ниже температуры СЭФП кристаллы  $\text{Cu}_6\text{PS}_5\text{Br}$  относятся к моноклинной сингонии (пространственная группа  $Cc$ ), а СИФП имеет признаки изоструктурного превращения [7]. Электрические, диэлектрические, термодинамические, акустические и оптические свойства кристаллов  $\text{Cu}_6\text{PS}_5\text{Br}$ , а также их изменения в области фазового перехода исследовались в работах [8–11].

Эффективным методом изучения термической активации подвижности различных структурных подсистем, в том числе в суперионных проводниках, являются исследования диссипативных процессов, которые проявляются в материалах под воздействием внешних гармонических механических полей [12–14]. Целью настоящей работы является изучение внутреннего трения в суперионных кристаллах  $\text{Cu}_6\text{PS}_5\text{Br}$  и композитах на их основе на инфранизких частотах в интервале 10–100 мГц в температурном диапазоне 80–300 К.

### 2. Эксперимент

Для измерения внутреннего трения  $Q^{-1}$  и модуля сдвига  $G$  использовались монокристаллы  $\text{Cu}_6\text{PS}_5\text{Br}$  и полимерные композиты на их основе. Монокристаллы  $\text{Cu}_6\text{PS}_5\text{Br}$  были получены методом химических транспортных реакций по методике [6]. Для изучения механических свойств суперионных композитов в полимерной матрице были изготовлены образцы на основе порошков кристалла  $\text{Cu}_6\text{PS}_5\text{Br}$ , которые перемешивались с существенно меньшей в процентном отношении полимерной массой универсального промышленного эпоксидного двухкомпонентного клея EDP (epoxydiane with polyethylenepolyamine) „РЕМПЛАСТ“. Приготовленная смесь остывала при повышенной (380 К)

температуре. Для исследований были приготовлены образцы в виде прямоугольных параллелепипедов размером  $2 \times 2 \times 20$  mm. Образцы монокристалла  $\text{Cu}_6\text{PS}_5\text{Br}$  были вырезаны вдоль кристаллографического направления [100].

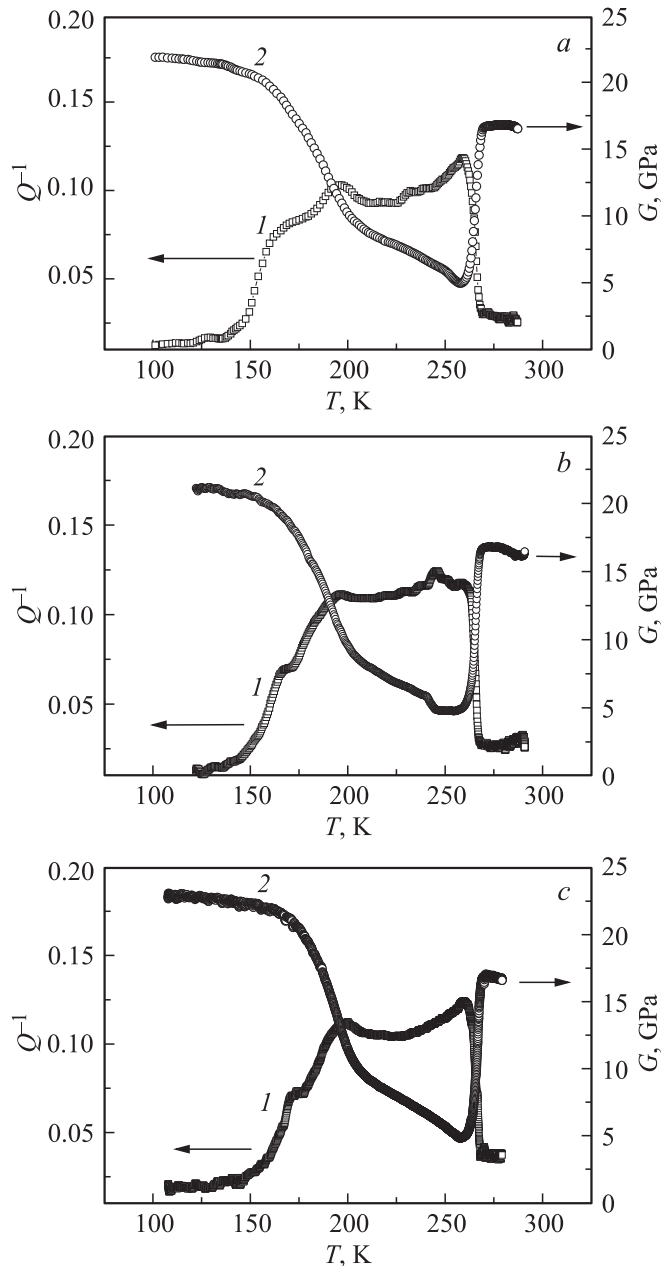
Измерения температурных зависимостей и расчет внутреннего трения  $Q^{-1}$  и модуля сдвига  $G$  суперионных кристаллов  $\text{Cu}_6\text{PS}_5\text{Br}$  и композитов на их основе на частотах 10–100 mHz проводились с помощью автоматизированной системы на базе крутильного маятника в режиме вынужденных крутильных колебаний [13]. Относительные погрешности измерений  $Q^{-1}$  и  $G$  составляли 10 и 2% соответственно. Зависимости  $Q^{-1}(T)$  и  $G(T)$  измерялись в процессе нагревания образцов с постоянной скоростью изменения температуры 35 K/h.

### 3. Результаты и их обсуждение

Температурные зависимости внутреннего трения  $Q^{-1}$  и модуля сдвига  $G$  суперионных кристаллов  $\text{Cu}_6\text{PS}_5\text{Br}$ , измеренные на инфранизких частотах вынужденных колебаний, представлены на рис. 1. Видно, что в интервале температур 150–265 K на зависимостях  $Q^{-1}(T)$  наблюдается сложный процесс поглощения механической энергии. При этом можно выделить максимумы внутреннего трения при  $T = 258$  K (соответствует СЭФП [1]) и 198 K (соответствует СИФП [1]). Между этими максимумами величина внутреннего трения является довольно высокой и значительно ( $\sim$  в 10 раз) превышает аналогичный параметр в области низких ( $T < 150$  K) и высоких ( $T > 265$  K) температур. Повышение частоты деформирования с 10 до 100 mHz приводит к росту температуры максимума СИФП с 194 до 198 K. При изменении частоты деформирования температура максимума СЭФП не изменяется (рис. 2).

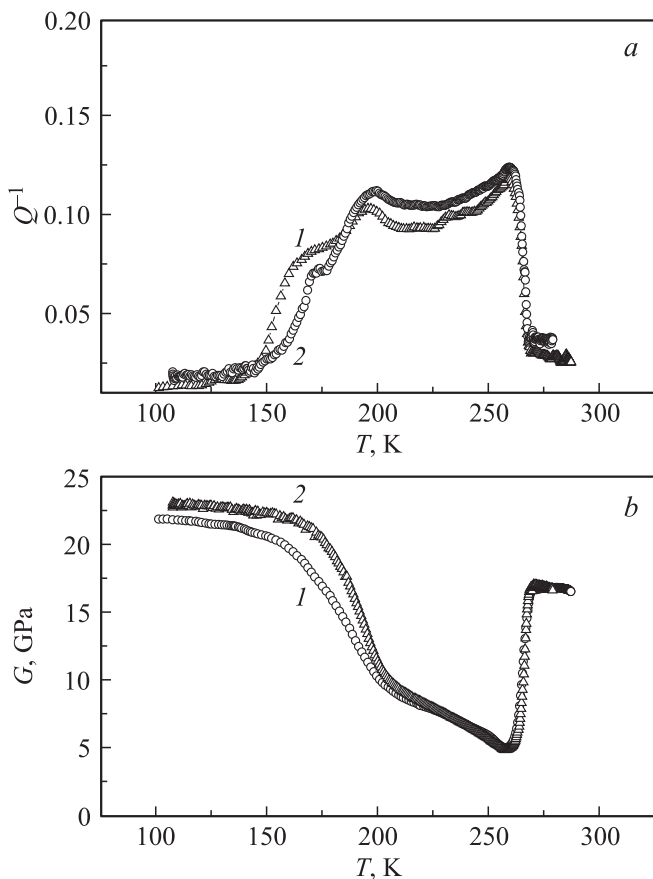
На зависимостях  $G(T)$  при нагревании в области температур 150–215 K наблюдается интенсивное уменьшение модуля сдвига более чем в 2 раза (рис. 1), которое свидетельствует о размораживании подвижности в катионной подрешетке [1,7]. В области 260–270 K происходит стремительный рост модуля сдвига, соответствующий СЭФП [1], при этом  $G(T)$  не зависит от частоты (рис. 2).

За пределами этих аномалий наблюдается линейное увеличение модуля сдвига при понижении температуры. При изменении частоты деформирования в температурной области 100–230 K наблюдаются изменения на зависимости  $G(T)$  (рис. 2, b): уменьшение частоты деформирования  $\nu$  приводит к понижению абсолютных значений модуля сдвига в этой температурной области. Из рис. 2 видно, что в интервале 230–290 K не наблюдается зависимости  $G(T)$  от частоты. Эти эффекты температурных изменений  $Q^{-1}$  и  $G$  коррелируют с трансформацией петель механического гистерезиса кристалла  $\text{Cu}_6\text{PS}_5\text{Br}$ . На рис. 3 показаны петли механического гистерезиса монокристалла  $\text{Cu}_6\text{PS}_5\text{Br}$  на частоте 10 mHz при различных температурах. Из рис. 3 видно, что



**Рис. 1.** Температурные зависимости внутреннего трения  $Q^{-1}$  (1) и модуля сдвига  $G$  (2) монокристалла  $\text{Cu}_6\text{PS}_5\text{Br}$  на частотах колебаний 10 (a), 30 (b) и 100 mHz (c).

при температуре 172 K (рис. 3, a) петля гистерезиса имеет вид эллипса с малым значением механических потерь. Это свидетельствует об отсутствии доменной структуры в кристалле при данной температуре [1,2]. Рост температуры приводит к монотонному расширению петли гистерезиса с сохранением ее формы (рис. 3, b). При дальнейшем росте температуры петля гистерезиса начинает постепенно изменяться и приобретает вид, характерный для сегнетоэластиков (рис. 3, c) [15]. При  $T > 255$  K с ростом температуры площадь петли гистерезиса начинает быстро уменьшаться (рис. 3, d). В интервале 260–270 K гистерезисная петля снова при-



**Рис. 2.** Зависимость температурных изменений  $Q^{-1}$  (a) и  $G$  (b) кристалла  $\text{Cu}_6\text{PS}_5\text{Br}$  от частоты деформирования. 1 — 10 мГц, 2 — 100 мГц.

нимает эллиптическую форму (рис. 3, e, f), механические потери уменьшаются до значений 0.015, а модуль сдвига резко возрастает примерно в 3 раза (рис. 1, 2).

Результаты исследований температурных зависимостей внутреннего трения и модуля сдвига композитов  $(\text{EDP})_x(\text{Cu}_6\text{PS}_5\text{Br})_{100-x}$  при различных концентрационных соотношениях представлены на рис. 4 и 5. В полимере EDP в интервале температур 150–200 К на зависимости  $Q^{-1}(T)$  наблюдается максимум внутреннего трения (рис. 4, a, кривая 1), который сопровождается уменьшением модуля сдвига на величину  $\Delta G/G_0 = 0.1$  при понижении температуры (рис. 4, b, кривая 1), где  $G_0 = G_{100}$  — значение модуля сдвига при 100 К. За пределами этого температурного интервала происходит линейное уменьшение  $G$  при повышении температуры. Такие особенности зависимостей  $Q^{-1}(T)$  и  $G(T)$  являются типичными для полимеров и стекол [16]. Они указывают на протекание в этом полимере релаксационного процесса при  $T < T_0$  ( $T_0$  — температура размягчения), который в данной области температур обычно идентифицируется как  $\beta$ -процесс механической релаксации [16,17].

Зависимости  $Q^{-1}(T)$  и  $(G/G_0)(T)$  для композитов  $(\text{EDP})_x(\text{Cu}_6\text{PS}_5\text{Br})_{100-x}$  приведены на рис. 4 (кри-

вые 2, 3): при  $x = 100$   $G_{100} = 4.5$  ГПа, при  $x = 15$   $G_{100} = 13.2$  ГПа, при  $x = 10$   $G_{100} = 17.1$  ГПа (приведенные здесь абсолютные значения модуля сдвига  $G_{100}$  для всех образцов измерены при температуре  $T = 100$  К).

Видно, что при использовании этого полимера в качестве матрицы для образования указанных композитов остаются „следы“ его диссипативных процессов вплоть до состава 90 wt.%  $\text{Cu}_6\text{PS}_5\text{Br}$ –10 wt.% EDP (рис. 4, a, b, кривые 3). На зависимостях  $Q^{-1}(T)$  композитов (рис. 4, a, кривые 2, 3) наблюдаются два максимума: первый — при температуре 177 К имеет амплитуду (относительно фоновых механических потерь)  $Q_m^{-1} = 0.011$ , второй — при температуре 236 К имеет амплитуду  $Q_m^{-1} = 0.021$  (при  $x = 10$ ).

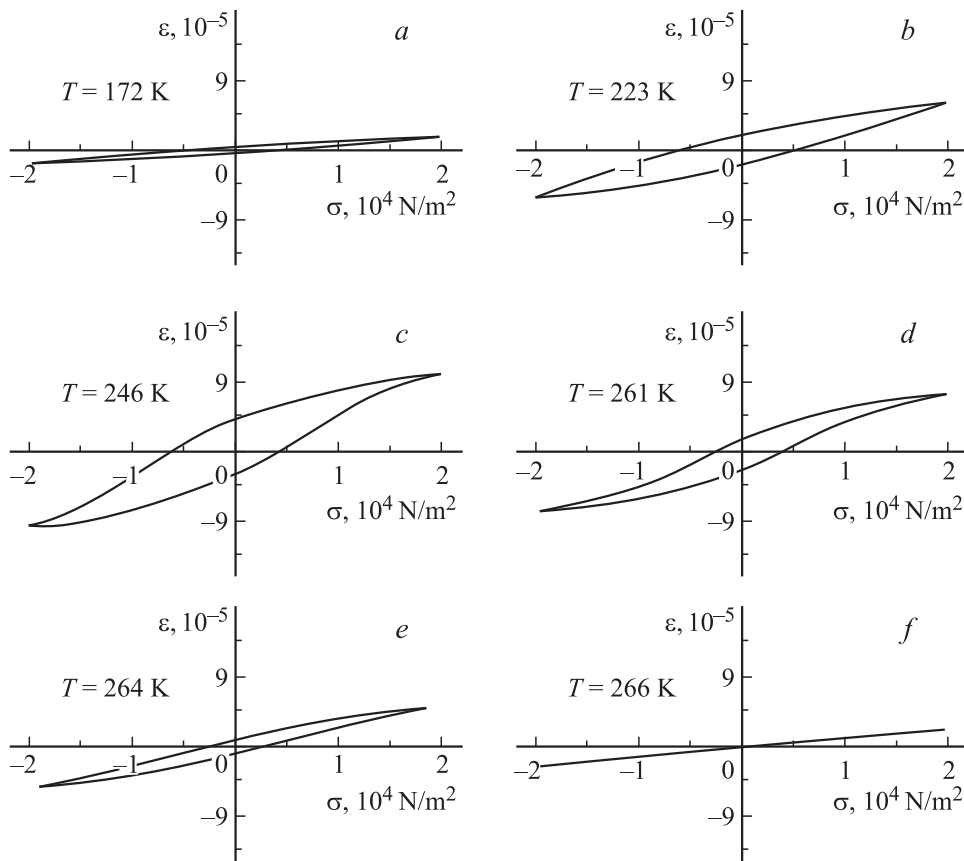
Исходя из сравнений температурных зависимостей  $Q^{-1}$  и  $G$  монокристалла  $\text{Cu}_6\text{PS}_5\text{Br}$  (рис. 1, 2), полимера EDP и композитов (рис. 4, 5), а также температурного положения максимумов  $Q^{-1}$  и соответствующих им изменений  $G$  можно утверждать, что в исследованных композитах максимум  $Q^{-1}$  при  $T_m = 177$  К и скачок  $G$  в интервале 130–180 К являются эффектами полимерной матрицы и обусловлены процессом резонансного поглощения энергии внешнего механиче-

**Таблица 1.** Результаты аппроксимации зависимостей  $Q_f^{-1}(T)$  полиномом  $Q^{-1}(T) = Q_0^{-1} + a_1T + a_2T^2 + a_3T^3 + a_4T^4$

Состав	$Q_0^{-1}$	$a_1 \cdot 10^5$	$a_2 \cdot 10^7$	$a_3 \cdot 10^9$	$a_4 \cdot 10^{12}$
$(\text{EDP})_{100}$	0.018	-5.36	5.89	-2.46	5.04
$(\text{EDP})_{15}(\text{Cu}_6\text{PS}_5\text{Br})_{85}$	0.011	-2.21	2.51	-1.07	2.21
$(\text{EDP})_{10}(\text{Cu}_6\text{PS}_5\text{Br})_{90}$	0.012	-1.87	2.24	-0.97	2.10

**Таблица 2.** Параметры внутреннего трения композитов  $(\text{EDP})_x(\text{Cu}_6\text{PS}_5\text{Br})_{100-x}$

Параметр	EDP	Кристаллическая компонента ( $\text{Cu}_6\text{PS}_5\text{Br}$ )	Композит
EDP <sub>100</sub>			
$S$ , rel.units	1.09	—	—
$T_m$ , К	177	—	—
$\Delta T$ , К	56	—	—
$Q_m^{-1}$	0.016	—	—
EDP <sub>15</sub> ( $\text{Cu}_6\text{PS}_5\text{Br}$ ) <sub>85</sub>			
$S$ , rel.units	1.08	1.07	2.15
$T_m$ , К	177	242	242
$\Delta T$ , К	54	48	108
$Q_m^{-1}$	0.016	0.017	0.019
EDP <sub>10</sub> ( $\text{Cu}_6\text{PS}_5\text{Br}$ ) <sub>90</sub>			
$S$ , rel.units	0.68	1.44	2.12
$T_m$ , К	177	236	234
$\Delta T$ , К	57	58	94
$Q_m^{-1}$	0.011	0.021	0.023



**Рис. 3.** Трансформация петли механического гистерезиса кристалла  $\text{Cu}_6\text{PS}_5\text{Br}$  на частоте 10 мГц при различных температурах в интервалах суперинионного и сегнетоэластического фазовых переходов.

ского поля данным полимером. Максимум  $Q^{-1}$  при  $T_m = 236\text{--}242\text{ K}$  и незначительное возрастание  $G$  в интервале  $250\text{--}270\text{ K}$  являются эффектами кристалла и обусловлены его СЭФП.

При возрастании концентрации суперинионной компоненты ( $\text{Cu}_6\text{PS}_5\text{Br}$ ) в данном полимерном композите (рис. 4) амплитуда максимума  $Q^{-1}(T)$  при 177 К понижается, а при 242 К возрастает. Аналогично усиливаются эффекты изменения модуля  $G$  в интервале  $260\text{--}270\text{ K}$ , характерные для кристалла  $\text{Cu}_6\text{PS}_5\text{Br}$ .

Для разделения эффектов полимерной матрицы  $Q_P^{-1}(T)$  и суперинионной матрицы  $Q_{SI}^{-1}(T)$  в спектре внутреннего трения композита, а также определения величины фоновых механических потерь  $Q_f^{-1}(T)$  была проведена математическая обработка экспериментальных зависимостей  $Q^{-1}(T)$ . В результате такой обработки были получены три указанные компоненты (рис. 5), при этом  $Q^{-1}(T) = Q_f^{-1}(T) + Q_P^{-1}(T) + Q_{SI}^{-1}(T)$ .

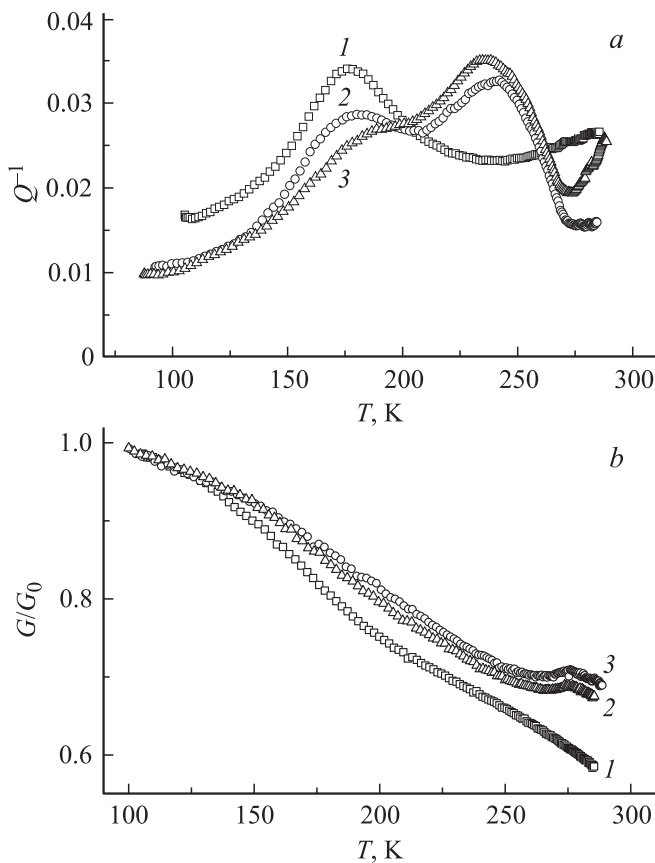
Для аппроксимации фона внутреннего трения были взяты соответствующие зависимости  $Q^{-1}(T)$  в интервалах температур  $T < 120\text{ K}$  и  $T > 250\text{ K}$  для полимера EDP и  $T < 120\text{ K}$  и  $T > 270\text{ K}$  для композита. Хорошие результаты были получены при аппроксимации  $Q_f^{-1}(T)$  полиномом четвертой степени:  $Q^{-1}(T) = Q_0^{-1} + a_1T + a_2T^2 + a_3T^3 + a_4T^4$ . Результаты

такой аппроксимации приведены в табл. 1 и на рис. 5 (кривая 2).

Для определения компоненты  $Q_P^{-1}(T)$  сначала была проведена аппроксимация максимума внутреннего трения полимера EDP. Форма максимума внутреннего трения и соответствующего скачка модуля сдвига на температурных зависимостях  $Q^{-1}(T)$  и  $G(T)$  (рис. 4) данных материалов в интервале температур  $150\text{--}200\text{ K}$  характерна для изменений механических свойств полимеров и стекол при релаксационных процессах [18]. Для определения полимерной составляющей  $Q_P^{-1}(T)$  использовались экспериментальная зависимость  $Q^{-1}(T)$  для EDP и формула  $Q_P^{-1}(T) = Q^{-1}(T) - Q_f^{-1}(T)$ . Аппроксимация максимума  $Q_P^{-1}(T)$  проводилась в приближении дебаевского типа релаксации [19]. Была использована зависимость [18,19]

$$Q_P^{-1}(T) = Q_m^{-1} \frac{2\omega\tau}{1 + \omega^2\tau^2}, \quad (1)$$

где  $\omega = 2\pi\nu$ ,  $\nu$  — частота деформирования образца,  $Q_P^{-1}(T)$  — текущее значение внутреннего трения,  $Q_m^{-1}$  — максимальное значение внутреннего трения,  $\tau$  — время релаксации. Учитывая зависимость  $\tau(T)$  при



**Рис. 4.** Температурные зависимости внутреннего трения  $Q^{-1}$  (a) и нормированного модуля сдвига  $G/G_0$  (b) композитов  $(\text{EDP})_x(\text{Cu}_6\text{PS}_5\text{Br})_{100-x}$  при  $x = 100$  (1), 15 (2), 10 (3) на частоте 10 мГц.

термической активации движения кинетической частицы

$$\tau = \tau_0 \exp\left(\frac{U}{kT}\right) \quad (2)$$

( $U$  — энергия активации,  $k$  — постоянная Больцмана,  $T$  — температура,  $\tau_0$  — предэкспоненциальный коэффициент), получим формулу для расчета зависимости  $Q_p^{-1}(T)$  в области максимума

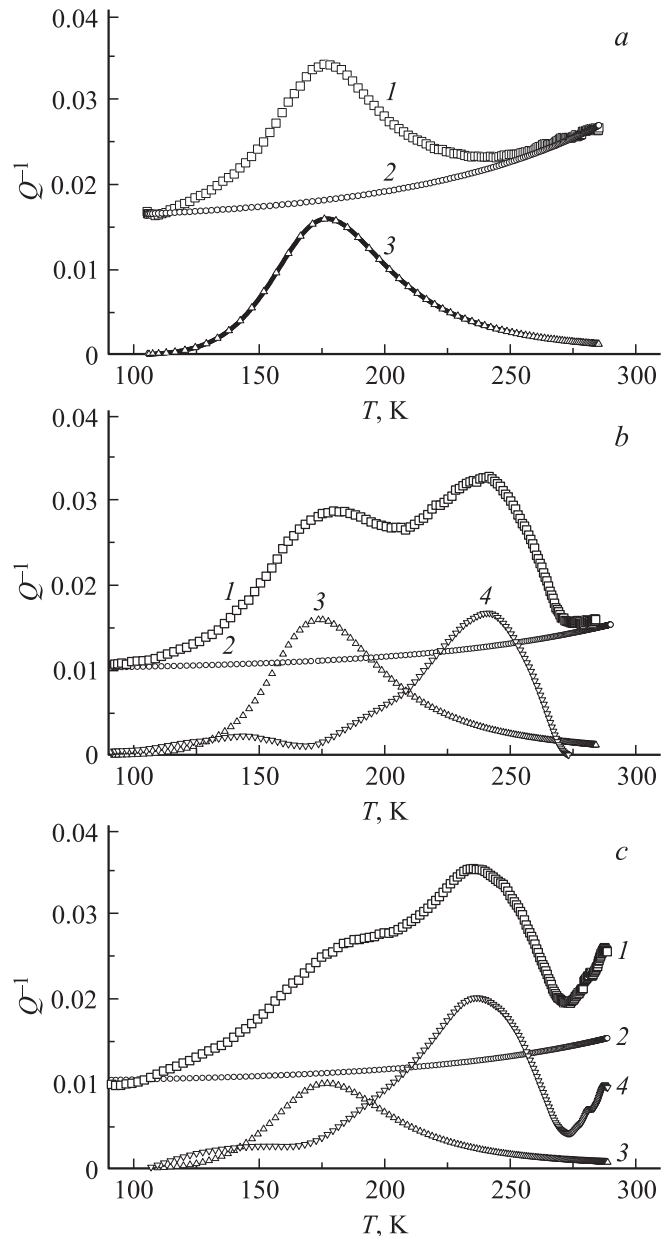
$$Q_p^{-1}(T) = Q_m^{-1} \left\{ 2 \exp\left(\frac{U(T_m - T)}{kT_m T}\right) \times \left[ 1 + \exp\left(\frac{2U(T_m - T)}{kT_m T}\right) \right]^{-1} \right\}. \quad (3)$$

Для данной модели математической обработки расчетная зависимость  $Q_p^{-1}(T)$  (рис. 5, a, кривая 3) хорошо согласовалась с аналогичной экспериментальной зависимостью. Найденный параметр аппроксимации  $U = 12.5 \text{ kJ/mol}$ . Амплитуду максимума  $Q_m^{-1} = 0.016$  и температуру пика внутреннего трения  $T_m = 177 \text{ K}$  определяли исходя из результатов эксперимента.

Для определения суперионной составляющей внутреннего трения  $Q_{\text{SI}}^{-1}(T)$  использовалась формула

$Q_{\text{SI}}^{-1}(T) = Q^{-1}(T) - (Q_p^{-1}(T) + Q_f^{-1}(T))$ . Для образцов при  $x = 10$  и 15 составляющую  $Q_p^{-1}(T)$  определяли по формуле (3). Использовались значения  $U = 12.5 \text{ kJ/mol}$  и  $T_m = 177 \text{ K}$ , а величина  $Q_m^{-1}$  была подгоночным параметром.

Результаты такой аппроксимации и отдельные составляющие внутреннего трения показаны на рис. 5. Из зависимостей  $Q^{-1}(T)$ ,  $Q_p^{-1}(T)$ ,  $Q_{\text{SI}}^{-1}(T)$  были определены площади  $S$  под пиками внутреннего трения и



**Рис. 5.** Температурные зависимости отдельных составляющих внутреннего трения композитов  $(\text{EDP})_x(\text{Cu}_6\text{PS}_5\text{Br})_{100-x}$  при  $x = 100$  (a), 15 (b), 10 (c) на частоте 10 мГц. 1 — экспериментальная зависимость внутреннего трения  $Q^{-1}(T)$ , 2 — фоновые механические потери  $Q_f^{-1}(T)$ , 3 — внутреннее трение полимерной матрицы  $Q_p^{-1}(T)$ , 4 — внутреннее трение суперионной кристаллической фракции композита  $Q_{\text{SI}}^{-1}(T)$ .

их полуширина  $\Delta T$ . Найденные параметры внутреннего трения исследованных композитов приведены в табл. 2. Из значений  $S$  (в относительных единицах) видно, что относительный вклад  $\gamma = S_{cr}/S_c$  кристаллической компоненты в композите при переходе от образца  $x = 15$  к образцу с  $x = 10$  возрастает от 0.5 до 0.7 ( $S_{cr} = S$  для пика  $Q_{SI}^{-1}(T)$ , а  $S_c = S$  для общего внутреннего трения  $Q^{-1}(T) - Q_f^{-1}(T)$ ).

Математическая обработка и анализ температурных зависимостей внутреннего трения данных суперионных композитов показали следующие особенности: 1) диссипация механической энергии в данных материалах обусловлена как фазовыми переходами в суперионной кристаллической фазе, так и процессом релаксации в полимерной матрице; 2) рассеяние механической энергии в композитах в интервале температур 150–200 К связано с полимерной матрицей и обусловлено локальным размораживанием подвижности отдельных структурных сегментов; 3) максимум внутреннего трения композита в интервале 220–270 К является эффектом кристалла  $Cu_6PS_5Br$  и обусловлен его СЭФП; 4) трансформация спектра внутреннего трения исследуемых композитов связана с изменением относительного вклада ( $\gamma$ ) компонент в системе  $(EDP)_x(Cu_6PS_5Br)_{100-x}$ .

#### 4. Заключение

Исследования внутреннего трения монокристалла  $Cu_6PS_5Br$  показали, что наиболее существенные изменения его механических параметров происходят в области температур 150–265 К. При температурах 150–230 К (суперионная фаза) проявляется дисперсия модуля сдвига и внутреннего трения, тогда как в интервале 230–264 К (сегнетоэластическая фаза) функции  $Q^{-1}(T)$  и  $G(T)$  не зависят от частоты. В интервале 150–265 К спектр внутреннего трения имеет два заметных максимума, которые отвечают суперионному и сегнетоэластическому фазовым переходам.

Установлено, что при уменьшении температуры в области 236–264 К на инфранизких частотах наблюдаются классические сегнетоэластические петли механического гистерезиса, а в интервале температур 172–224 К — эллиптические петли механического гистерезиса, характерные для эффекта термической активации подвижности катионной подрешетки в суперионных проводниках. Обнаружено, что при температурах  $T < 172$  К петля гистерезиса имеет вид эллипса с малым значением механических потерь и, следовательно, сегнетоэластическая доменная структура кристалла при  $T < 172$  К отсутствует.

Обнаружено, что при росте концентрации суперионного проводника в исследованных композитах наблюдаются закономерные изменения его модуля сдвига. В областях температур  $T < T_s$  и  $T > T_c$  уменьшение модуля сдвига является линейным, тогда как в интервале 150–275 К зависимость  $(G/G_0)(T)$  носит сложный

характер и коррелирует с аналогичными изменениями модуля сдвига исследованного монокристалла  $Cu_6PS_5Br$ .

#### Список литературы

- [1] И.П. Студеняк, М. Краньчец. Эффекты разупорядочения в суперионных проводниках со структурой аргиродита. Говерла, Ужгород (2007). 200 с. [укр].
- [2] Физика суперионных проводников / Под ред. М. Саламона. Зинатне, Рига (1982). 220 с.
- [3] W.F. Kuhs, R. Nitsche, K. Scheunemann. Mater. Res. Bull. **11**, 1115 (1976).
- [4] W.F. Kuhs, R. Nitsche, K. Scheunemann. Acta Cryst. B **34**, 64 (1978).
- [5] W.F. Kuhs, R. Nitsche, K. Scheunemann. Mater. Res. Bull. **14**, 241 (1979).
- [6] И.П. Студеняк, Д.Ш. Ковач, А.С. Орлюкас, Е.Т. Ковач. Изв. АН. Сер. физ. **56**, 10, 86 (1992).
- [7] A. Haznar, A. Pietraszko, I.P. Studenyak. Solid State Ionics **119**, 31 (1999).
- [8] S. Fiechter, E. Gmelin. Thermochim. Acta **85**, 155 (1985).
- [9] В.Л. Скрицкий, В.Д. Валявичюс, В.И. Самуленис, И.П. Студеняк, Д.Ш. Ковач, В.В. Панько. ФТТ **31**, 234 (1989).
- [10] И.П. Студеняк, Д.Ш. Ковач, В.В. Панько, Е.Т. Ковач, А.Н. Борец. ФТТ **26**, 2598 (1984).
- [11] I.P. Studenyak, M. Kranjces, Gy.Sh. Kovacs, V.V. Panko, Yu.M. Azhnyuk, D.I. Desnica, O.M. Borets, Yu.V. Voroshilov. Mater. Sci. Eng. B **52**, 202 (1998).
- [12] В.С. Биланич, Р.Ю. Бучук, К.В. Скубенич, И.И. Макауз, И.П. Студеняк. ФТТ **54**, 2310 (2012).
- [13] В.С. Биланич, В.Б. Онищак, И.И. Макауз, В.М. Ризак. ФТТ **52**, 1698 (2010).
- [14] В.С. Биланич, Н.Д. Байса, В.М. Ризак, И.М. Ризак, В.М. Головей. ФТТ **45**, 80 (2003).
- [15] С.А. Гриднев. Сорос. образоват. журн. **6**, 8, 100 (2000).
- [16] Г.М. Баргенов, Д.С. Сандитов. Релаксационные процессы в стеклообразных системах. Наука, Новосибирск (1986). 240 с.
- [17] В.С. Биланич, А.А. Горват. ФХС **24**, 825 (1998).
- [18] И.В. Андреев, Ю.С. Балашов, В.А. Ломовской. ФХС **10**, 296 (1984).
- [19] Физическая акустика / Под ред. У. Мэзона. Т. 3. Ч. А. Влияние дефектов на свойства твердых тел. Мир, М. (1969). 579 с.