

## 06 Аномалии упругих и неупругих свойств наногранулированных композиционных материалов $\text{Co}_x(\text{CaF}_2)_{100-x}$

© Д.П. Тарасов

Военный учебно-научный центр Военно-воздушных сил Военно-воздушная академия им. проф. Н.Е.Жуковского и Ю.А. Гагарина,  
394064 Воронеж, Россия  
e-mail: demetriys@mail.ru

Поступило в Редакцию 21 июня 2018 г.

В окончательной редакции 1 декабря 2018 г.

Принято к публикации 1 декабря 2018 г.

В интервале температур 170–750 К изучены упругие ( $G$ ) и неупругие ( $Q^{-1}$ ) свойства нанокompозитов  $\text{Co}_x(\text{CaF}_2)_{100-x}$  ( $x = 41-84$  at.%), полученных методом ионно-лучевого распыления. При температуре 227 К обнаружены максимумы внутреннего трения, связанные с прыжковым движением атомов Co внутри металлических гранул. Установлено, что величина максимумов растет с увеличением концентрации металлической фазы. Выше 675 К отмечен существенный рост зависимости  $Q^{-1}(T)$ , вызванный диффузионным движением вакансий в гранулах Co в условиях ограниченной геометрии.

DOI: 10.21883/JTF.2019.06.47638.245-18

### Введение

Гранулированные композиты системы ферромагнетик–диэлектрик демонстрируют ряд физических свойств, отличающих их от обычных материалов [1,2]. Использование в композите в качестве диэлектрика сегнетоэлектрического материала позволяет ожидать появления новых свойств, например, возникновения магнитоэлектрического эффекта. Данный эффект может иметь место благодаря стрикционной связи, реализующейся между частицами ферромагнетика и сегнетоэлектрика в результате их упругого взаимодействия.

В связи с этим целью настоящей работы стало получение и исследование упругих и неупругих свойств нанокompозитов  $\text{Co}_x(\text{CaF}_2)_{100-x}$ .

### Методика

Нанокompозиционные материалы системы  $\text{Co}_x(\text{CaF}_2)_{100-x}$  были получены методом ионно-лучевого распыления составной мишени на подложку из ситалла. Мишень представляла собой пластину из кобальта размером  $280 \times 80 \times 10$  mm, на поверхности которой были укреплены навески керамики  $\text{CaF}_2$  размером  $80 \times 10 \times 2$  mm. Применение мишени такой конструкции позволило в одном технологическом цикле получить композиционный материал в виде пленки и толщиной около  $2 \mu\text{m}$ , содержащей от 41 до 84 at.% металлической фазы в зависимости от взаимного расположения подложки и мишени. Структура пленки исследовалась с помощью растрового электронного микроскопа JSM-6380, а ее состав определялся с помощью электронно-зондового рентгеновского микроанализатора. Микрофотография поверхности

образца представлена на рис. 1. Видно, что полученная структура является гранулированной с размерами гранул  $d \approx 1.5-4.5$  nm в зависимости от концентрации  $x$ .

Образцы для измерения внутреннего трения ( $Q^{-1}$ ) и упругого модуля ( $G$ ) представляли пластины из кремния или ситалла с напыленным на одну из поверхностей композиционным материалом толщиной около  $2 \mu\text{m}$ . Образцы имели прямоугольную форму размером  $5 \times 18 \times 0.4$  mm. Измерения температурных зависимостей  $G$  и  $Q^{-1}$  проводили методом затухания изгибных колебаний на частоте около 20 Hz в интервале температур от 170 до 750 К при скорости нагрева 3 K/min в вакууме. Погрешность определения  $Q^{-1}$  и  $G$  не превышала 3 и 1% соответственно.

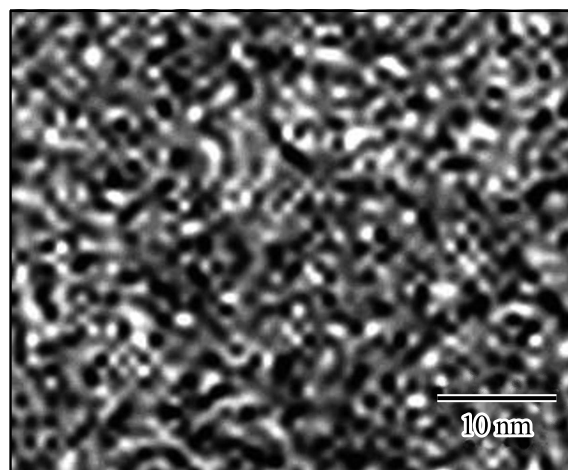


Рис. 1. Микрофотография поверхности свежеприготовленного образца  $\text{Co}_{75}(\text{CaF}_2)_{25}$ .

Внутреннее трение рассчитывалось по формуле [3]:

$$Q^{-1} = \frac{1}{\pi N} \ln \frac{A_1}{A_N}, \quad (1)$$

где  $N$  — число колебаний образца при изменении амплитуды от  $A_1$  до  $A_N$ .

Внутреннее трение композита определялось путем вычитания из внутреннего трения исследуемого образца внутреннего трения подложки.

Для измерения частоты колебаний использовался частотомер, показания которого служили для определения относительного модуля упругости

$$G = \frac{f^2}{f_0^2}, \quad (2)$$

где  $f^2$  и  $f_0^2$  — квадрат частоты колебаний образца при текущей и начальной температуре  $T_0$  соответственно.

## Результаты и их обсуждение

Рассмотрим результаты исследования упругих и неупругих свойств, полученные для свежеприготовленных образцов наногранулированных композиционных материалов  $\text{Co}_x(\text{CaF}_2)_{100-x}$  в области температур 170–750 К.

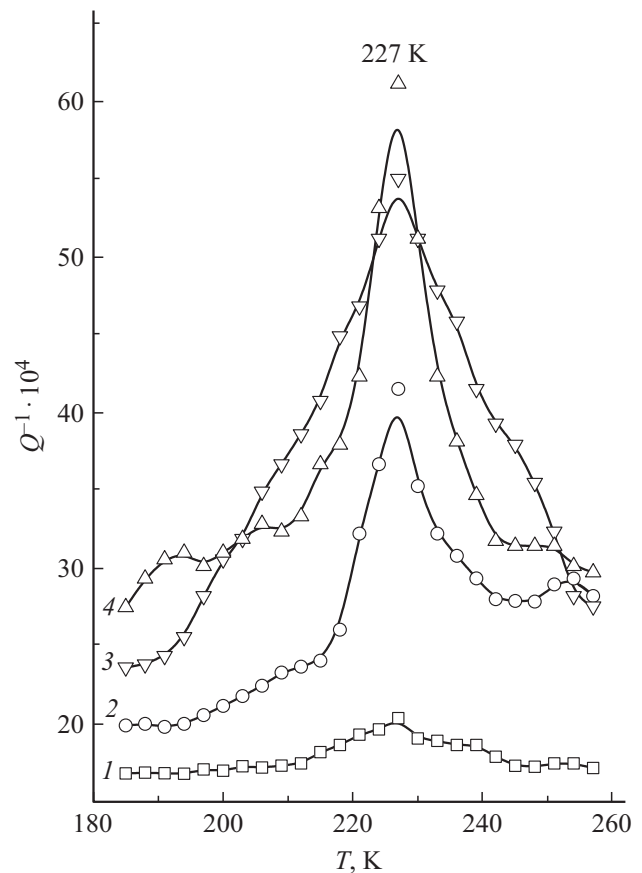
На кривых  $Q^{-1}(T)$ , полученных для свежеприготовленных образцов, в окрестностях 227 К обнаружен максимум внутреннего трения. Его высота зависит от объема металлической фракции возрастает с увеличением последней (рис. 2). Экспериментально полученным пикам  $Q^{-1}$  соответствует смягчение упругого модуля  $G$  (рис. 3).

Тот факт, что высота пика  $Q^{-1}$  растет с увеличением концентрации металлической фазы, свидетельствует о затухании механических колебаний в аморфной структуре металлического сплава  $\text{Co}_x(\text{CaF}_2)_{100-x}$ . Исследования внутреннего трения в сплавах с аморфной структурой показали наличие максимумов в диапазоне низких температур. Природа этого пика связывается с термоактивированной перестройкой атомной структуры аморфной металлической фазы под действием механических напряжений [4].

Можно предположить, что наблюдаемые в материалах  $\text{Co}_x(\text{CaF}_2)_{100-x}$  аномалии  $Q^{-1}$  имеют одинаковую природу и связаны с перескоками атомов Co в металлических зернах под действием механических напряжений [4]. В этом случае энергию активации релаксационного процесса можно оценить по формуле Верта

$$E = kT_m \ln \frac{kT_m}{hf}. \quad (3)$$

Здесь  $T_m$  — температура максимума внутреннего трения,  $h$  — постоянная Планка,  $k$  — постоянная Больцмана.



**Рис. 2.** Температурные зависимости  $Q^{-1}$  нанокompозитов  $\text{Co}_x(\text{CaF}_2)_{100-x}$  при различной концентрации металлической фазы  $x$ , at.%. 1 — 80; 2 — 75; 3 — 70; 4 — 57.

Подставив в (3) экспериментальные значения  $T_m$  и  $f$ , найдем энергию активации пиков, наблюдаемых для нанокompозитов  $\text{Co}_x(\text{CaF}_2)_{100-x}$  при температуре 227 К. Определенная таким образом по формуле Верта энергия активации составила  $0.5 \pm 0.1$  eV. Данное значение совпадает с соответствующей величиной  $E$  для композита  $(\text{Co}_{0.45}\text{Fe}_{0.45}\text{Zr}_{0.1})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}$  и  $\text{Co}_x(\text{PZT})_{100-x}$ , для которых ранее обнаружен аналогичный максимум  $Q^{-1}$  [5].

Величины энергии активации, определенной по формуле Верта, хорошо согласуются с оценками энергии активации упругой релаксации, сделанными по методу полуширины максимума  $Q^{-1}$  для соответствующих материалов [6–8].

В области температур, лежащей выше обсуждаемого максимума внутреннего трения, обнаружено монотонное уменьшение модуля  $G$ , сопровождающееся ростом механических потерь с повышением температуры (рис. 4). Причем вне зависимости от концентрации металлической фазы величина  $Q^{-1}$  слабо изменяется вплоть до температуры 650 К (кривые 1–4 на рис. 4, а). При дальнейшем увеличении температуры происходит рост  $Q^{-1}$ , сопровождающийся существенным смягчением упругого модуля  $G$  (кривая 1'–4' на рис. 4, б).

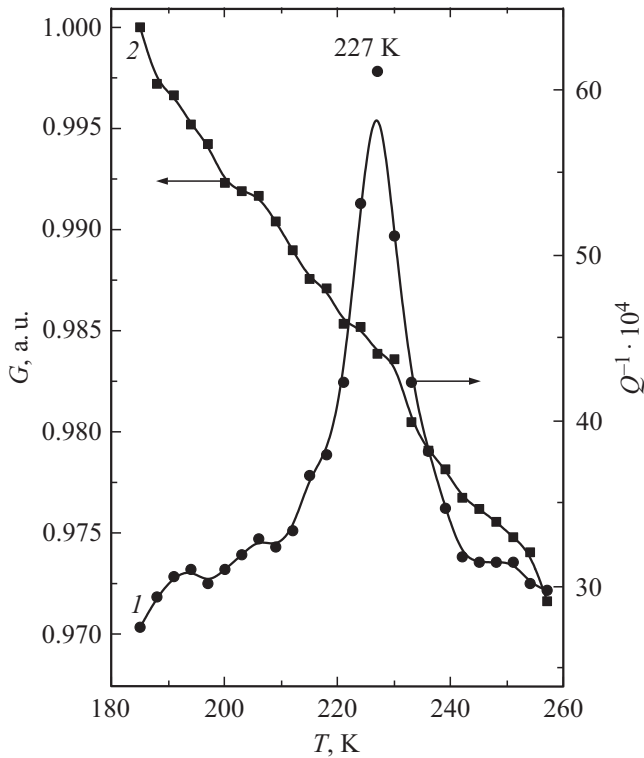


Рис. 3. Температурные зависимости  $Q^{-1}$  (кривая 1) и  $G$  (кривая 2) нанокompозита  $Co_{80}(CaF_2)_{20}$ .

При этом наиболее существенный рост  $Q^{-1}$  отмечен для образцов  $Co_x(CaF_2)_{100-x}$  с высокой концентрацией металлической фазы ( $x \geq 45$  at.%). Экспериментально наблюдаемое возрастание внутреннего трения, называемое высокотемпературным фоном, в интервале температур 650–750 К удовлетворительно описывается уравнением [4]:

$$Q^{-1} = Q_0^{-1} \exp\left(-\frac{E_F}{kT}\right). \quad (4)$$

Здесь  $Q_0^{-1}$  постоянная,  $E_F$  — энергия активации высокотемпературного фона.

Экспоненциальный рост  $Q^{-1}$  подтверждается линейной зависимостью  $\ln Q^{-1}$  ( $1/T$ ), показанной на рис. 5, угол наклона которой определяется энергией активации высокотемпературного фона внутреннего трения. Видно (рис. 5), что выше критической температуры ( $T_c = 675$  К) имеет место увеличение энергии активации  $E_F$ .

Так, в случае образцов  $Co_x(CaF_2)_{100-x}$  до порога перколяции ( $x < 45$  at.%) в интервале температур до  $T_c$  на низкотемпературном участке энергия активации фона составила  $E_{F1} = 0.22 \pm 0.05$  eV, а выше  $T_c$  на высокотемпературном участке энергия активации фона  $E_{F2} = 0.44 \pm 0.05$  eV (рис. 5, a). С увеличением концентрации металлической фазы  $x > 45$  at.% энергия активации фона  $Q^{-1}$  возрастает и составляет  $E_{F1} = 0.85 \pm 0.05$  eV на низкотемпературном и

$E_{F2} = 1.8 \pm 0.1$  eV на высокотемпературном участке для нанокompозита  $Co_{60}(CaF_2)_{40}$  (рис. 5, b). При дальнейшем увеличении концентрации металлической фазы  $x$  энергия активации фона  $Q^{-1}$  незначительно возрастает и составляет для первого участка  $E_{F1} = 0.9 \pm 0.05$  eV и для второго участка  $E_{F2} = 1.9 \pm 0.1$  eV в случае нанокompозита  $Co_{75}(CaF_2)_{25}$  (рис. 5, c).

Предположим, что экспоненциальный рост  $Q^{-1}$  обусловлен термически активированной миграцией вакансий в металлических включениях. Тогда для низкотемпературного участка, когда диффузионная длина  $l$  мигрирующих точечных дефектов за период колебаний меньше диаметра гранулы ( $l < d$ ), зависимость  $Q^{-1}(T)$  может быть описана формулой [9]:

$$Q^{-1} \sim nl \sim n\sqrt{Dt} \sim \frac{n}{\omega^{1/2}} \exp\left(-\frac{E_m}{2kT}\right), \quad (5)$$

где  $D$  — коэффициент диффузии;  $E_m$  — энергия активации миграции дефекта;  $\omega = 2\pi f$  — круговая частота;  $n$  — концентрация дефектов;  $t$  — время.

Если  $l > d$ , то на высокотемпературном участке за период колебаний точечные дефекты будут успевать мигрировать на всю толщину металлической гранулы,

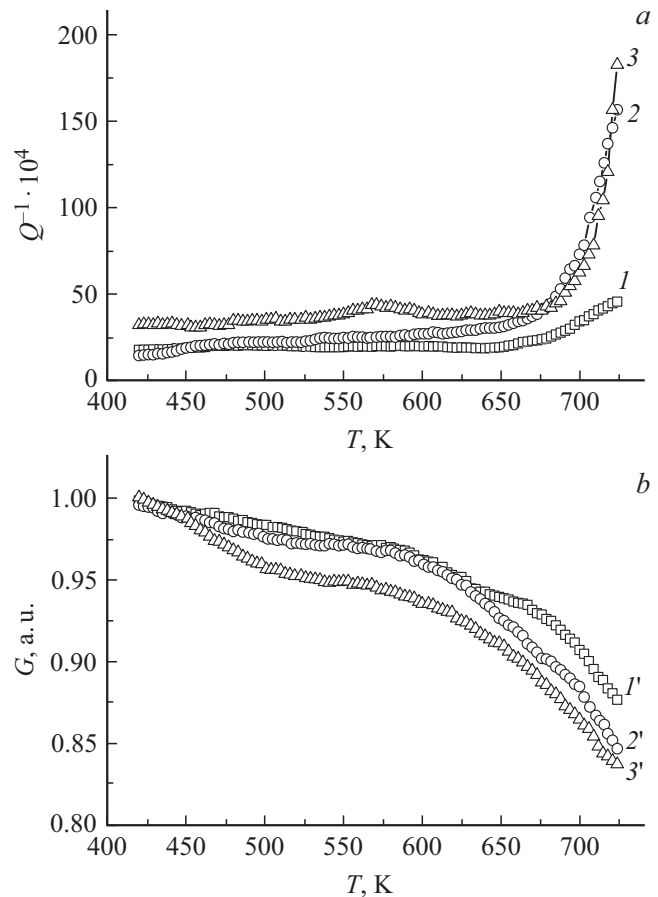
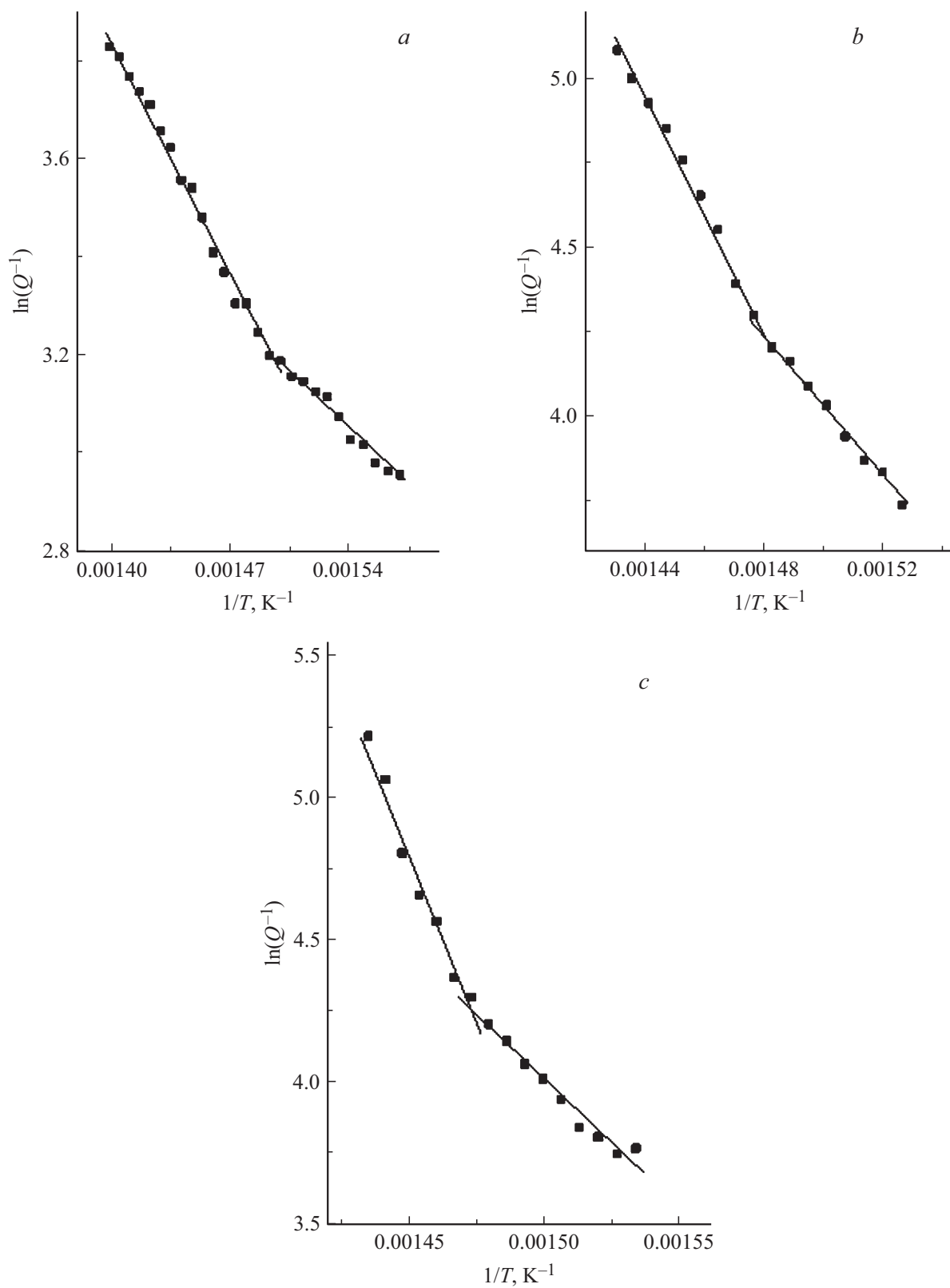


Рис. 4. Температурные зависимости  $Q^{-1}$  (a) и  $G$  (b) нанокompозитов  $Co_x(CaF_2)_{100-x}$  при различной концентрации металлической фазы  $x$ , at.%. 1, 1' — 41; 2, 2' — 65; 3, 3' — 73.



**Рис. 5.** Зависимости логарифма внутреннего трения от обратной температуры нанокompозитов: *a* —  $Co_{41}(CaF_2)_{59}$ , *b* —  $Co_{60}(CaF_2)_{40}$ , *c* —  $Co_{75}(CaF_2)_{25}$ .

и зависимость  $Q^{-1}(T)$  будет описываться соотношением [6]:

$$Q^{-1} \sim \frac{n}{\omega} \exp\left(-\frac{m}{kT}\right). \quad (6)$$

Таким образом, обнаруженное в эксперименте удвоение энергии активации фона внутреннего трения при температурах выше 675 К уместно связать с увеличением диффузионной длины  $l$  и переходом от условия  $l < d$  к условию  $l > d$ , что естественно ожидать для наногранулированных систем. В этом случае значение энергии активации миграции дефекта совпадает с величиной энергии активации фона внутреннего трения.

Переход от одного участка к другому с разными наклонами не является резким, а происходит в некотором температурном интервале, ширина которого связана с разбросом в размерах образующихся гранул [10].

Эксперимент показал увеличение энергий  $E_{F1}$  и  $E_{F2}$  с ростом концентрации  $x$ . Вероятно, это связано с изменением состояния границ гранул (зерен). В композитах с относительно невысокой концентрацией  $Co$  металлические гранулы изолированы. В этом случае имеет смысл говорить о диффузии дефектов вдоль межфазных границ при возбуждении механических напряжений.

Для композиционных материалов с концентрацией  $x = 75 \text{ at.}\%$  металлические гранулы соприкасаются, и формируется лабиринтная сетка из соединенных друг с другом гранул (рис. 1). Таким образом, в этих материалах наряду с межфазными присутствуют межгранульные (межзеренные) границы. Можно предположить, что энергия активации диффузии вакансиоподобных дефектов по межзеренным границам выше, чем вдоль межфазных границ, что и приводит к наблюдаемому в эксперименте повышению значения энергий  $E_{F1}$  и  $E_{F2}$ , с ростом содержания металлической фракции.

## Заключение

Проведенные исследования показали, что полученные материалы в исходном состоянии представляют собой наногранулированные системы с размерами гранул около 3 нм. В области температур 227 К для исследуемых гранулированных нанокompозитов  $Co_x(CaF_2)_{100-x}$  был обнаружен пик  $Q^{-1}$ . При этом установлено, что его высота уменьшается по мере уменьшения содержания металлической фазы в композитах, а в случае составов с малой концентрацией металлической фазы данные пики в условиях эксперимента не выявляются. Это свидетельствует о том, что ответственными за обсуждаемые аномалии  $Q^{-1}$  являются процессы, протекающие в металлических включениях.

Выше 650 К с увеличением температуры имеет место существенный рост зависимости  $Q^{-1}(T)$ , вызванный диффузионным движением вакансий в гранулах  $Co$  в условиях ограниченной геометрии. На основе анализа экспериментальных результатов можно сделать вывод о том, что экспоненциальный рост внутреннего трения,

наблюдаемый для нанокompозитов системы в области температур 650–750 К, преимущественно обусловлен термически активированной миграцией вакансиоподобных дефектов по поверхности металлических гранул.

Обнаруженное в эксперименте удвоение энергии активации фона внутреннего трения при температурах выше 675 К, связано с переходом от режима, при котором диффузионная длина вакансий меньше размеров гранул, к режиму, когда диффузионная длина превышает размеры гранул.

## Список литературы

- [1] Stognei O.V., Kalinin Yu.E., Zolotukhin I.V., Sitnikov A.V., Wagner V., Ahlirs F.J. // J. Physics: Cond. Matter. 2003. Vol. 15. P. 4267–4277.
- [2] Калинин Ю.Е., Котов Л.Н., Петрунёв С.Н., Ситников А.В. // Известия РАН. сер. физическая. 2005. Т. 69. Вып. 8. С. 1195–1199.
- [3] Постников В.С. Внутреннее трение в металлах. М.: Металлургия, 1974. 352 с.
- [4] Даринский Б.М., Калинин Ю.Е., Самцова Н.П. // Известия РАН. сер. физическая. 1998. Т. 62. № 7. С. 1359–1364.
- [5] Тарасов Д.П. // ЖТФ. 2017. Т. 87. Вып. 9. С. 1384–1388.
- [6] Тарасов Д.П., Калинин Ю.Е., Ситников А.В. // Письма в ЖТФ. 2008. Т. 34. Вып. 11. С. 12–18.
- [7] Tarasov D.P., Korotkov L.N., Sitnikov A.V. // Ferroelectrics. 2010. Vol. 397. N 1. P. 185–190.
- [8] Тарасов Д.П., Калинин Ю.Е., Коротков Л.Н., Ситников А.В. // Письма в ЖТФ. 2009. Т. 35. Вып. 1. С. 90–97.
- [9] Золотухин И.В., Калинин Ю.Е. // ФТТ. 1995. Т. 37. Вып. 2. С. 536–545.
- [10] Тарасов Д.П., Коротков Л.Н., Дешевых В.В., Кульков В.Г. // Композиты и наноструктуры. 2012. № 2. С. 24–34.