— ДИНАМИКА РЕШЕТКИ И ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ —

УДК 53.091

О ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДАХ В КОМПОЗИТЕ НА ОСНОВЕ ПОЛИВИНИЛИДЕНФТОРИДА ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ МЕХАНИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ

© 2025 г. П. А. Воронцов^{1,*}, В. Д. Сальников¹, В. В. Савин¹, С. А. Воронцов¹, Л. В. Панина^{1,2}, П. А. Ершов¹, В. В. Родионова¹

¹Балтийский федеральный университет им. Иммануила Канта, Калининград, Россия ²Национальный исследовательский технологический университет "МИСИС", Москва, Россия

> **E-mail: pavorontsov@kantiana.ru* Поступила в редакцию 25.11.2024 г. После доработки 29.11.2024 г. Принята к публикации 29.11.2024 г.

Исследуется фазовый переход в композитных материалах на основе поливинилиденфторида и наночастиц феррита кобальта при одноосном растяжении на 100, 200 и 300%. Установлено, что при растяжении композита на 300% происходит максимальное увеличение доли β-фазы с 1% для нерастянутого образца до 91%, при этом электроактивная фаза увеличивается с 74 до 92%. Также установлено, что растяжение композитов приводит к увеличению прочности на разрыв от 5.7 до 85.0 МПа. Такой характер растяжения способствует увеличению коэрцитивной силы, что связано с увеличением межчастичного расстояния в структуре композита. Эти результаты подчеркивают важность механических свойств и фазовых изменений в полимерных композитах, содержащих ферриты, для их дальнейшего применения.

DOI: 10.31857/S0023476125010046, EDN: ITVZBQ

ВВЕДЕНИЕ

Поливинилиденфторид (**ПВДФ**) – широко распространенный полимер, известный своей термической стабильностью, химической стойкостью, сегнето-, пиро- и пьезоэлектрическими свойствами [1–3]. Эти характеристики делают **ПВДФ** пригодным для применения в различных областях, таких как датчики [4], устройства для сбора энергии [5] и биомедицинских приложений [6].

Уникальные свойства ПВДФ связаны с его структурой и фазовым составом. Он может существовать в четырех кристаллических формах (α , β , γ и δ), каждая из которых возникает в результате различного пространственного расположения групп CH₂ и CF₂ [7, 8]. Пьезо- и сегнетоэлектрическими свойствами, которые являются определяющими для приложений, обладают β - и γ -фазы, поэтому возникает задача их увеличения в полимере.

В последнее время изучают способы расширения свойств ПВДФ за счет создания композитных материалов на его основе. Один из наиболее распространенных подходов – включение в полимерную матрицу магнитных наночастиц (МНЧ) для получения материалов с мультиферроидными свойствами [9], включая магнитоэлектрические. Благодаря такому сочетанию свойств в совокупности с гибкостью и биологической совместимостью ПВДФ-композиты имеют потенциал для применения в биомедицине в качестве скаффолдов для стимуляции клеток [10, 11].

В работе приведены результаты исследования ПВДФ композитных материалов с наночастицами феррита кобальта CoFe₂O₄. Важной частью исследований по созданию устройств и материалов на основе ПВДФ и наночастиц является усиление магнитоэлектрического эффекта. Одной из стратегий его увеличения является усиление пьезоактивной компоненты композита за счет увеличения содержания β-фазы. Для создания и обработки пленок из ПДВФ с увеличенным содержанием β-фазы был разработан ряд таких методик, как получение пленок методом электроспиннинга [12, 13], отжиг, поляризация, механическая прокатка и их комбинации [14]. В [14] удалось добиться 85%-ного содержания β-фазы в пленке ПВДФ в результате механической прокатки, что оказалось наилучшим результатом в сравнении с отжигом и поляризацией.

Увеличение β-фазы может быть достигнуто с помощью механической деформации полимерной матрицы, например посредством растяжения [15]. Однако для достижения наилучшего результата фазового перехода необходимо подобрать условия, обеспечивающие максимальный переход от α - и γ -фаз к β -фазе. Изучив связь между степенью растяжения композита и формированием β -фазы, можно разработать более эффективные материалы. В настоящей работе изучено влияние степени растяжения композитной пленки ПВДФ—СоFе₂O₄ при высокой температуре на формирование β -фазы и на изменение кристалличности и предела прочности.

МЕТОДИКА И ЭКСПЕРИМЕНТ

Материалы. Для изготовления нанокомпозита использовали поливинилиденфторид (м.м. 534 000, Sigma-Aldrich) в виде белого порошка, N,N-диметилформамид (ХЧ, ЭКОС, Москва). Для синтеза и модификации поверхности наночастиц использовали Co(NO₃)₂ · 6H₂O (\geq 98%; ЛенРеактив, Санкт-Петербург, Россия), Fe(NO₃)₃ · 9H₂O (\geq 98%; ЛенРеактив, Санкт-Петербург, Россия), NaOH (\geq 98%; ЛенРеактив, Санкт-Петербург, Россия), дистиллированную воду (*d*H₂O).

Изготовление наночастиц Со Fe₂O₄ с покрытием олеиновой кислотой. Магнитные наночастицы были синтезированы гидротермальным методом, подробно описанным в [16], с небольшими модификациями. Нитрат кобальта (6.8 ммоль) растворяли в 32 мл dH_2O на магнитной мешалке при 50°C. Далее добавляли нитрат железа (13.6 ммоль) и ждали полного растворения. Для проведения реакции соосаждения добавляли гидроксид натрия 130.7 ммоль в 48 мл dH_2O , предварительно нагретый до 50°С. После этого раствор помещали в автоклав (заполнение на 40% объема). Автоклав нагревали до 200°С, реакция проходила в течение 12 ч. Полученный порошок промывали водой и этанолом, затем высушивали. После высушивания частицы покрывались олеиновой кислотой (ОК) в присутствии тетрагидрофурана. После добавления к частицам ОК и тетрагидрофурана смесь помещалась в ультразвуковую (**У3**) ванночку до образования стабильного коллоида, затем выдерживалась при комнатной температуре ($20-22^{\circ}$ C). Спустя 2 ч CoFe₂O₄@OK отделяли от избытка OK при помощи центрифугирования (30 мин, 14000 об./мин) и высушивали. Для определения концентрации наночастиц в оболочке OK использовали метод высушивания до постоянной массы.

Покрытие МНЧ олеиновой кислотой приводит к лучшей дисперсии наночастиц в полимерной матрице за счет аффинности концевых групп ОК к молекулам ПВДФ, что приводит к уменьшению агломерации МЧН [17, 18]. Улучшение распределения МНЧ в полимерной матрице является перспективным подходом к повышению магнитоэлектрического отклика [17].

Рентгенограмма частиц представлена на рис. 1. Данные для области когерентного рассеяния D_{XRD} , микронапряжений ε и постоянной решетки *a*, рассчитанные с помощью метода Ритвельда, представлены в табл. 1.

Изготовление нанокомпозитов. Композитные пленки получены методом ракельного ножа [19]. Для приготовления раствора ПВДФ 1.8 г порошка растворяли в 9.15 мл N, N-диметилформамида (ДМФ) при 45°С в течение 20 ч. Феррит кобальта (CoFe₂O₄@OK) массой 0.25 г (10 мас. %, нормированных на CoFe₂O₄) разбивали при помощи УЗ-ванночки в 2.3 мл ДМФ в течение 30 мин до достижения гомогенности раствора. Полученные растворы соединяли и вымешивали до однородности в течение 90 мин при 45°С, наносили на стеклянную подложку и равномерно распределяли при помощи ракельного ножа с заданной толщиной (45 \pm 2 мкм). Затем стеклянную подложку с раствором помещали в сушильный шкаф на 20 ч при температуре 65°С. После высыхания полученную пленку разделяли на равные куски, которые растягивали на 100, 200 и 300% (рис. 1) при 100°С.



Рис. 1. Рентгенограмма для наночастиц CoFe₂O₄ (слева) и фото образцов S0, S100, S200, S300 (справа).

КРИСТАЛЛОГРАФИЯ том 70 № 1 2025

	D_{XRD} , нм	$\epsilon \times 10^{-3}$	<i>a</i> , Å	<i>Н_C</i> , Э	M_R/M_S	<i>M_s</i> , эме/г
CoFe ₂ O ₄	27.7 ± 0.2	1.59	8.402 ± 0.001	1319	0.358	82
CoFe ₂ O ₄ @OK				1374	0.370	74
S 0				1424	0.332	7.7
<i>S</i> 100				1439	0.380	7.2
<i>S</i> 200				1493	0.391	7.3
<i>S</i> 300				1492	0.397	7.0

Таблица 1. Структурные и магнитные параметры, полученные для CoFe₂O₄, CoFe₂O₄@OK и композитов с различной степенью растяжения

Примечание. D_{XRD} – область когерентного рассеяния, ε – микронапряжение, a – постоянная решетки, H_C – коэрцитивная сила, M_R/M_S – остаточная намагниченность, M_S – намагниченности насыщения.



Рис. 2. Полевая зависимость намагниченности для CoFe₂O₄ и CoFe₂O₄@OK (слева) и ПВДФ-CoFe₂O₄@OK при различных степенях растяжения (справа).

Растяжение композита на 400% приводило к разрыву образца. Образцы обозначены как S0, S100, S200 и S300, где цифра обозначает степень растяжения.

Исследование магнитных свойств наночастиц и композитов. Измеренные магнитные характеристики наночастиц с покрытием и без и композитов приведены в табл. 1. Полевые зависимости намагниченности для наночастиц и композитов с различной степенью растяжения представлены на рис. 2. Значения намагниченности насыщения M_s для непокрытых наночастиц близки к значению для объемного образца (82 vs. 88 эме/г) [20]. М_S для композитов согласуются с номинальным содержанием магнитного ядра для наночастиц CoFe₂O₄@OK, равным 10% в композите. Остаточная намагниченность M_R/M_S для всех образцов составила ~30— 40%, что ниже ожидаемого значения для невзаимодействующих однодоменных частиц согласно модели Стоунера-Вольфарта [21].

Наблюдаемая коэрцитивная сила H_C для CoFe₂O₄ (1319 Э) ниже, чем у покрытых ОК частиц

СоFe₂O₄@OK (1374 Э), что уменьшает агломерацию частиц. При внедрении CoFe₂O₄@OK в композит наблюдается дальнейший рост коэрцитивной силы, причем H_C растет с ростом степени растяжения. Главным образом это указывает на ослабление диполь-дипольных взаимодействий между частицами, вызванное снижением агломерации и ростом расстояния между частицами в матрице [22].

Исследование изменения структурных свойств композита. Рентгенограммы (XRD) были получены с использованием дифрактометра Tongda TD3700, оснащенного Со-рентгеновской трубкой ($\lambda = 1.79$ Å). Для наблюдения за фазовыми превращениями, вызванными одноосной деформацией композита, измерения рентгенограмм проводили в диапазоне углов 20 от 15° до 35°, на которых наблюдались пики ПВДФ – α (пики (020) и (110)) и β (пик (110)) (рис. 3) [23, 24]. На рентгенограмме нерастянутого композита ПВДФ—СоFе₂O₄@OK наиболее выражены рефлексы для α -фазы ПВДФ и рефлексы, соответствующие наночастицам



Рис. 3. Рентгенограммы (слева) и ИК-спектры (справа) для композитов ПВДФ–СоFe₂O₄@OK с различной степенью растяжения. Рентгенограмма нерастянутого композита ПВДФ–СоFe₂O₄@OK (нижний график).

СоFe₂O₄ (рис. 3). На полученных от растянутых композитных пленок рентгенограммах видно, что при увеличении степени растяжения пленки происходят перераспределение интенсивностей пиков и одновременно смещение в область больших углов 2 θ , что говорит о контролируемом фазовом переходе из α - в β -фазу. Наблюдение за γ -фазой по рентгенограмме затруднено, так как пик от этой фазы не выражен и не разрешается из-за α - и β -фаз [24].

Измерения методом ИК-спектроскопии с преобразованием Фурье выполнены с использованием прибора FT-801 (SIMEX, Новосибирск, Россия) в режиме поглощения с разрешением 4 см⁻¹. Полученные ИК-спектры использовали для оценки количественного содержания α -, β - и γ -фаз в образцах с разным коэффициентом растяжения. Содержание отдельных фаз и суммарную

КРИСТАЛЛОГРАФИЯ том 70 № 1 2025

электроактивную фазу ($F_{EA} = F_{\beta} + F_{\gamma}$) определяли по методу, предложенному в [25].

Общая электроактивная фаза определялась по формуле

$$F_{EA} = \frac{I_{EA}}{\left(\frac{K_{840}}{K_{763}}\right)I_{763} + I_{EA}} \times 100\%, \tag{1}$$

где I_{EA} и I_{763} — коэффициенты поглощения при 840 и 763 см⁻¹ соответственно, K_{840} и K_{763} — коэффициенты поглощения при волновых числах 7.7 \cdot 10⁴ и 6.1 \cdot 10⁴ см²·моль⁻¹ соответственно.

Для расчета отдельных электроактивных β- и γ-фаз использовали формулы [25]:

$$F(\beta) = F_{EA}\left(\frac{\Delta H_{\beta'}}{\Delta H_{\beta'} + \Delta H_{\gamma'}}\right) \times 100\%, \qquad (2)$$

Таблица 2. Рассчитанные из ИК-спектров α -, β - и γ -фазы, электроактивная фаза F_{EA} (β - + γ -фазы), степень кристалличности χ и температура плавления T_{nn}

Степень растяжения, %	α, %	β, %	γ, %	F _{EA} , %	χ, %*	<i>T</i> _{пл} , °С**
0	26	1	73	74	61	164
100	12	31	57	88	43	162
200	10	39	51	90	45	162
300	8	91	1	92	44	160

*Инструментальная ошибка ±3%.

**Инструментальная ошибка ±1°С.

$$F(\gamma) = F_{EA}\left(\frac{\Delta H_{\gamma'}}{\Delta H_{\beta'} + \Delta H_{\gamma'}}\right) \times 100\%, \qquad (3)$$

где $\Delta H_{\beta'}$ и $\Delta H_{\gamma'}$ — разности высот (различия в поглощении) между пиком около 1275 см⁻¹ и ближайшей впадиной около 1260 см⁻¹, а также пиком около 1234 см⁻¹ и ближайшей впадиной около 1225 см⁻¹ соответственно. Расчетные данные представлены в табл. 2.

По полученным ИК-спектрам (рис. 3) видно, что во всех нанокомпозитах образуется смесь из α-, β- и γ-фаз [26]. При растяжении происходят уменьшение интенсивности пиков для α- и γ-фаз $(763 и 1234 см^{-1} соответственно) и рост интен$ сивности пика около 1275 см⁻¹, характерного для β-фазы. Максимальный уровень β-фазы (91%) наблюдается при максимальной степени растяжения на 300% в сравнении с нерастянутым образцом, где β-фаза равна 1%. Под воздействием механического напряжения у-фаза переходит в β-фазу из-за высокого сходства их элементарных ячеек - они отличаются небольшим смещением транспланарных цепей вдоль оси с, которое происходит в процессе растяжения [27], хотя и не исключен параллельный процесс образования смеси α- и β-фаз с последующей трансформацией α- в β-фазу [28].

Степень кристалличности готовых композитов оценивали на дифференциальном сканирующем калориметре (ДСК, NETZSCH 204 F1 Phoenix), сравнивая теплоту плавления образца и полностью кристаллизованного ПВДФ (104.6 Дж/г) [29]. Образцы анализировали в интервале от комнатной температуры до 200°С при скорости нагрева 5°С/мин в атмосфере аргона. Степень кристалличности χ рассчитывали из уравнения

$$\chi = \frac{\Delta H}{H_{100} \cdot \varphi_{\Pi B \Box \Phi}} \times 100\%, \tag{4}$$

где ΔH — теплота плавления, H_{100} — энтальпия для 100%-ной кристаллической фазы ПВДФ, $\phi_{\Pi B Д \Phi}$ — массовая концентрация ПВДФ.



Рис. 4. Кривые ДСК для композитов S0, S100, S200, S300.

При анализе кривых ДСК (рис. 4) установлено, что при увеличении степени растяжения нанокомпозита происходит уменьшение температуры плавления ($T_{пл}$) со 164°С для S0 до 160°С для S300 (табл. 2). Такой температурный сдвиг пика плавления может быть ассоциирован с переходом системы из ү- в β-фазу или смесь α- и β-фаз, так как сдвиг в сторону меньших $T_{пл}$ говорит об уменьшении толщины ламелей или сферолитов [30, 31], которые связывают с β- и γ-фазой соответственно.

Также при растяжении композитных пленок содержание кристаллической фазы уменьшается на ~16% в сравнении с нерастянутой пленкой. Причем это уменьшение одинаково для различных степеней растяжения с учетом ошибки измерения (табл. 2). Отметим, что при наименьшем коэффициенте растяжения (100%) уже происходит и далее не меняется изменение кристалличности. В литературе приводится ряд факторов, вызывающих изменения кристалличности при растяжении: переход в β -фазу и неполная перекристаллизация [32]. В настоящей работе главную роль играет второй фактор, так как степень кристалличности не зависит от фазового состава композита.

Измерение деформационных кривых. Кривые деформаций исследованных в работе композитов получены с помощью установки Microtest 200 N tensile tester (Deben, Великобритания) и представлены на рис. 5. Значения пределов прочности на растяжение для композитов приведены в табл. 3.

При растяжении композитов *S*100, *S*200 и *S*300 наблюдается увеличение предела прочности на растяжение в сравнении с образцом *S*0. Этот результат объясняется тем, что при растяжении под действием температуры происходят одновременный переход в β-фазу и упорядочивание ее ламелей

Степень растяжения, %	Предел прочности, МПа		
0	35.7		
100	67.9		
200	74.5		
300	85.0		

Таблица 3. Пределы прочности для композитов *S*0, *S*100, *S*200, *S*300



Рис. 5. Деформационные кривые композитов *S*0, *S*100, *S*200, *S*300.

вдоль направления прикладываемого напряжения, что и приводит к деформационному упрочнению композита вдоль выделенного направления [33]. В настоящей работе удалось достичь увеличения предела прочности в 2.4 раза (с 35.7 до 85.0 МПа) при растяжении композита на 300%.

выводы

Приведены результаты исследования процесса фазового превращения посредством одноосного вытягивания композита на основе ПВДФ с добавлением 10 мас. % МНЧ кобальтового феррита CoFe₂O₄, покрытых олеиновой кислотой.

Композитные пленки ПВДФ–СоFе₂O₄@OK растягивали при температуре 100°С на 100, 200 и 300%. При этом наблюдался контролируемый переход от смеси α - и γ -фаз к β -фазе. Этот переход отмечается как на рентгенограммах, где происходило перераспределение интенсивности рефлексов, так и на ИК-спектрах. Пересчет на численные значения по интенсивностям пиков 763, 1234 и 1275 см⁻¹ показал увеличение количества β -фазы от 1% для нерастянутого композита до 91% для растянутого на 300%. При этом содержание электроактивной фазы увеличилось с 74 до 92%. Результаты

КРИСТАЛЛОГРАФИЯ том 70 № 1 2025

измерений дифференциальной сканирующей калориметрии также показали контролируемый переход в β -фазу, что видно по смещению температуры эндотермического пика плавления от 164 до 160°С. Таким образом, при растяжении композита на 300% происходит максимальный переход из α и γ -фаз в β -фазу, что позволяет разработать более эффективные магнитоэлектрические материалы.

Фазовые изменения в композите повлияли на изменения механических свойств. При одноосном растяжении композитов ПВДФ–Со Fe_2O_4 @ОК наблюдается рост предела прочности от 5.7 до 85.0 МПа за счет наведения одноосной анизотропии. Такой характер растяжения также влияет на магнитные свойства. При растяжении происходит постепенное увеличение H_C благодаря уменьшению диполь-дипольных взаимодействий за счет увеличения между частицами.

Также отметим, что при растяжении значительно меняются механические свойства композита, что особенно важно для применений в регенеративной медицине, так как разработанный композит может использоваться как подложка для роста клеток с их последующей стимуляцией посредством внешнего магнитного поля.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 21-72-30032).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Saxena P., Shukla P.* // Adv. Compos. Hybrid Mater. 2021. V. 4. P. 8.

https://doi.org/10.1007/s42114-021-00217-0

- 2. *Dallaev R., Pisarenko T., Sobola D. et al.* // Polymers (Basel). 2022. V. 14. № 22. P. 1. https://doi.org/10.3390/polym14224793
- Su Y.P., Sim L.N., Li X. et al. // J. Memb. Sci. 2021. V. 620. P. 118818. https://doi.org/10.1016/j.memsci.2020.118818
- 4. *Bichurin M., Petrov R., Sokolov O. et al.* // Sensors. 2021. V. 21. № 18. P. 6232. https://doi.org/10.3390/s21186232
- Narita F., Fox M. // Adv. Eng. Mater. 2018. V. 20.
 № 5. P. 1.
 https://doi.org/10.1002/cdom.201700742

https://doi.org/10.1002/adem.201700743

- 6. *Alibakhshi H., Esfahani H., Sharifi E.* // Ceram. Int. 2024. V. 50. № 5. P. 8017. https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0272884223040506
- Liu F., Hashim N.A., Liu Y., Abed R. // J. Memb. Sci. 2011. V. 375. № 1–2. P. 1. http://dx.doi.org/10.1016/j.memsci.2011.03.014
- Lovinger A.J. // Science. 1983. V. 220. № 4602. P. 1115. https://doi.org/10.1126/science.220.4602.1115
- 9. Pereira N., Lima A., Lanceros-Mendez S., Martins P. // Materials. 2020. V. 13. № 18. P. 4033. https://doi.org/10.3390/ma13184033

- 10. *Omelyanchik A., Antipova V., Gritsenko Ch. et al.* // Nanomaterials. 2021. V. 11. № 5. P. 1154. https://doi.org/10.3390/nano11051154
- Antipova V., Omelyanchik A., Sobolev K. et al. // Nanobiotechnology Reports. 2023. V. 18. Suppl. 1. P. S186. https://doi.org/10.1134/S2635167623600967
- 12. *Koç M., Demirci C., Parali L. et al.* // J. Mater. Sci. Mater. Electron. 2022. V. 33. № 10. P. 8048. https://doi.org/10.1007/s10854-022-07956-w
- Cozza E.S., Monticelli O., Marsano E., Cebe P. // Polym. Int. 2013. V. 62. № 1. P. 41. http://dx.doi.org/10.1002/pi.4314
- 14. *Sharma M., Madras G., Bose S.* // Phys. Chem. Chem. Phys. 2014. V. 16. № 28. P. 14792. http://dx.doi.org/10.1039/c4cp01004c
- Chen B., Yuan M., Ma R. et al. // Chem. Eng. J. 2022. V. 433. P. 134475. http://dx.doi.org/10.1016/j.cej.2021.134475
- 16. Jovanović S., Spreitzer M., Otoničar M. et al. // J. Alloys Compd. 2014. V. 589. P. 271. http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.11.217
- 17. *Botvin V., Fetisova A., Mukhortova Y. et al.* // Polymers. 2023. V. 15. № 14. P. 3135. http://dx.doi.org/10.3390/polym15143135
- Terzić I., Meereboer N.L., Mellema H.H. et al. // J. Mater. Chem. C. 2019. V. 7. № 4. P. 968. https://doi.org/10.1039/C8TC05017A
- Ribeiro C., Costa C., Correia D. et al. // Nat. Protoc. 2018. V. 13. № 4. P. 681. http://dx.doi.org/10.1038/nprot.2017.157
- Sayyar S., Aslibeiki B., Asgari A. // Phys. Appl. Mater. 2022. V. 2. P. 165. https://doi.org/10.22075/ppam.2022.29079.1047
- Stoner B., Wohlfarth P.A. // Phys. Dep. 1948. V. 250. № 826. P. 599. http://dx.doi.org/10.1098/rsta.1948.0007

- 22. Salnikov V.D., Aga-Tagieva S., Kolesnikova V. et al. // J. Magn. Magn. Mater. 2024. V. 595. P. 171498. http://dx.doi.org/10.1016/j.jmmm.2023.171498
- 23. *Zhang L., Li S., Zhu Z. et al.* // Adv. Funct. Mater. 2023. V. 33. № 38. P. 2301302. http://dx.doi.org/10.1002/adfm.202301302
- 24. *Satapathy S., Pawar S., Gupta P.K., Varma K.* // Bull. Mater. Sci. 2011. V. 34. № 4. P. 727. http://dx.doi.org/10.1007/s12034-011-0187-0
- Cai X., Lei T., Sun D., Lin L. // RSC Adv. 2017. V. 7. № 25. P. 15382. http://dx.doi.org/10.1039/C7RA01267E
- Peters A., Candau S.J. // Macromolecules. 1986.
 V. 19. P. 1952. https://doi.org/10.1021/ma00161a029
- Developments in Crystalline Polymers 1. / Ed. Bassett D.C. Dordrecht: Springer, 1982. 279 p. https://doi.org/10.1007/978-94-009-7343-5
- Salimi A., Yousefi A.A. // J. Polym. Sci. B. Polym. Phys. 2004. V. 42. № 18. P. 3487. http://dx.doi.org/10.1002/polb.20223
- 29. *Orudzhev F., Ramazanov S., Sobola D. et al.* // Nano Energy. B. 2021. V. 90. P. 106586. http://dx.doi.org/10.1016/j.nanoen.2021.106586
- 30. *Silva M.P., Costa C.M., Sencadas V. et al.* // J. Polym. Res. 2011. V. 18. № 6. P. 1451. http://dx.doi.org/10.1007/s10965-010-9550-x
- 31. Keshmirizadeh E., Modarress H., Eliassi A., Mansoori G.A. // Eur. Polym. J. 2003. V. 39. № 6. P. 1141. http://dx.doi.org/10.1016/S0014-3057(02)00373-7
- 32. *Miri V., Persyn O., Seguela R., Lefebvre J.M.* // Eur. Polym. J. 2011. V. 47. № 1. P. 88. http://dx.doi.org/10.1016/j.eurpolymj.2010.09.006
- 33. Zhou Y., Liu W., Tan B. et al. // Polymers. 2021.
 V. 13. № 7. P. 998. http://dx.doi.org/10.3390/polym13070998

PHASE TRANSITIONS IN POLY(VINYLIDENE FLUORIDE)-BASED COMPOSITE UNDER MECHANICAL STRESSES P. A. Vorontsov^a,*, V. D. Salnikov^a, V. V. Savin^a, S. A. Vorontsov^a, L. V. Panina^{a,b}, P. A. Ershov^a, V. V. Rodionova^a

^aKant Baltic Federal University, Kaliningrad, Russia ^bNational University of Science and Technology "MISIS", Moscow, Russia *E-mail: pavorontsov@kantiana.ru

Abstract. In this work the phase transition in composites based on polyvinylidene fluoride and cobalt ferrite nanoparticles under uniaxial stretching at 100, 200 and 300% is investigated. It was found that when the composite is stretched at 300%, there is a maximum increase in the β -phase fraction from 1% for the unstretched sample to 91%, while the electroactive phase increases from 74 to 92%. It was also found that tensile stretching of the composites leads to an increase in tensile strength: from 5.7 to 85.0 MPa. This tensile pattern also contributes to an increase in coercivity, which is due to the increase in the interparticle distance in the composite structure. These results emphasise the importance of mechanical properties and phase changes in polymer composites containing ferrites for their future applications.

34