

DREAM

<http://dream-journal.org>

ISSN 2410-9908

DOI: 10.17804/2410-9908.2017.2

Diagnostics, Resource and Mechanics *of materials and structures*

<http://dream-journal.org>

2,2017

March-April

Editor-in-Chief: **Eduard S. Gorkunov**, RAS Academician (Russia)
Deputy Editors-in-Chief: **Sergey V. Smirnov**, **Sergey V. Gladkovsky**

Editorial Council

Chairman: **Eduard S. Gorkunov**, RAS Academician (Russia)

Anatoly A. Burenin (Russia)
Robert V. Goldshtein (Russia)
Irina G. Goryacheva (Russia)
Janez Grum (Slovenia)
Mikhail P. Lebedev (Russia)
Leopold I. Leontiev (Russia)
Evgeny V. Lomakin (Russia)
Valery P. Matveenko (Russia)
Nikolay A. Makhutov (Russia)
Mitko M. Mihovski (Bulgaria)
Nikita F. Morozov (Russia)
Vladimir V. Moskvichev (Russia)
Sergey V. Panin (Russia)
Sergey G. Psakhye (Russia)
Vasily M. Fomin (Russia)
Shao Wen-zhu (China)

Editorial Board

Boris V. Artyemyev (Moscow)
Vladimir A. Bataev (Novosibirsk)
Aleksandr K. Belyaev (St.-Peterburg)
Vera V. Berezovskaya (Ekaterinburg)
Alexander A. Bogatov (Ekaterinburg)
Sergey V. Burov (Ekaterinburg)
Vladimir O. Vaskovsky (Ekaterinburg)
Dmitry I. Vichuzhanin (Ekaterinburg)
Mladen N. Georgiev (Sofia, Bulgaria)
Vladimir G. Degtyar (Miass)
Igor G. Emelyanov (Ekaterinburg)
Sergey M. Zadvorkin (Ekaterinburg)
Alexander G. Zalazinsky (Ekaterinburg)
Anatoly V. Konovalov (Ekaterinburg)
Vladimir N. Kostin (Ekaterinburg)
Aleksey V. Makarov (Ekaterinburg)
Lev A. Merzhievsky (Novosibirsk)
Radik R. Mulyukov (Ufa)
Vitaly V. Muravyov (Izhevsk)
Aleksandr P. Nichipuruk (Ekaterinburg)
Oleg A. Plekhov (Perm)
Anna M. Povlotskaya (Ekaterinburg)
Nataliya B. Pugacheva (Ekaterinburg)
Igor Yu. Pyshmintsev (Chelyabinsk)
Anatoly B. Rinkevich (Ekaterinburg)
Roman A. Savray (Ekaterinburg)
Alexander S. Smirnov (Ekaterinburg)
Yury V. Subachev (Ekaterinburg)
Alexander I. Ulyanov (Izhevsk)
Yulia V. Khudorozhkova (Ekaterinburg)

Eelena E. Verstakova, editor of the English translation
Irina M. Tsiklina, editor of Russian texts
Anna V. Garieva, maker-up
Galina V. Torlopova, associate editor
Raul N. Shakirov, site admin

Postal address: Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 34 Komsomolskaya st., 620049, Ekaterinburg, Russian Federation
phone: +7 (343) 375-35-83,
fax: +7 (343) 374-53-30
e-mail: dream-journal@mail.ru
http://dream-journal.org

Главный редактор: Горкунов Эдуард Степанович – академик РАН, д.т.н.

Заместители главного редактора: **Сергей Витальевич Смирнов**, д.т.н.; **Сергей Викторович Гладковский**, д.т.н.

Редакционный совет:

Председатель совета – Горкунов Эдуард Степанович, академик РАН, д.т.н. (Россия)

Буренин Анатолий Александрович, член-корр. РАН, д.ф.-м.н. (Россия)

Гольдштейн Роберт Вениаминович, д.ф.-м.н., член-корр. РАН (Россия)

Горячева Ирина Георгиевна, академик РАН, д.ф.-м.н. (Россия)

Грум Янез, Ph.D, (Республика Словения)

Лебедев Михаил Петрович, член-корр. РАН, д.т.н. (Россия)

Леонтьев Леопольд Игоревич, академик РАН, д.т.н. (Россия)

Ломакин Евгений Викторович, член-корр. РАН, д.ф.-м.н. (Россия)

Матвеев Валерий Павлович, академик РАН, д.т.н. (Россия)

Махутов Николай Андреевич, член-корр. РАН, д.т.н. (Россия)

Миховски Митко Минков, д.т.н. (Республика Болгария)

Морозов Никита Федорович, академик РАН, д.ф.-м.н. (Россия)

Москвичев Владимир Викторович, д.т.н. (Россия)

Панин Сергей Викторович, д.т.н. (Россия)

Псахье Сергей Григорьевич, член-корр. РАН, д.ф.-м.н. (Россия)

Фомин Василий Михайлович, академик РАН, д.ф.-м.н. (Россия)

Шао Вэнь-чжу, профессор (Китай)

Редакционная коллегия:

Главный редактор – **Горкунов Эдуард Степанович**, академик РАН, д.т.н. (Екатеринбург)

Зам. главного редактора – **Смирнов Сергей Витальевич**, д.т.н. (Екатеринбург)

Зам. главного редактора – **Гладковский Сергей Викторович**, д.т.н. (Екатеринбург)

Артемьев Борис Викторович, д.т.н., (Москва)

Батаев Владимир Андреевич, д.т.н. (Новосибирск)

Беляев Александр Константинович, д.ф.-м.н., (Санкт-Петербург)

Березовская Вера Владимировна, д.т.н., (Екатеринбург)

Богатов Александр Александрович, д.т.н. (Екатеринбург)

Буров Сергей Владимирович, к.т.н. (Екатеринбург)

Васьковский Владимир Олегович, д.ф.-м.н. (Екатеринбург)

Вичужанин Дмитрий Иванович, к.т.н. (Екатеринбург)

Георгиев Младен Николов, д.т.н. (София, Республика Болгария)

Дегтярь Владимир Григорьевич, академик РАН, д.т.н. (Миасс)

Емельянов Игорь Георгиевич, д.т.н. (Екатеринбург)

Задворкин Сергей Михайлович, к.ф.-м.н. (Екатеринбург)

Залазинский Александр Георгиевич, д.т.н. (Екатеринбург)

Коновалов Анатолий Владимирович, д.т.н. (Екатеринбург)

Костин Владимир Николаевич, д.т.н. (Екатеринбург)

Макаров Алексей Викторович, д.т.н. (Екатеринбург)

Мержиевский Лев Алексеевич, д.т.н. (Новосибирск)

Мулюков Радик Рафикович, член-корр. РАН, д.ф.-м.н. (Уфа)

Муравьев Виталий Васильевич, д.т.н. (Ижевск)

Ничипурук Александр Петрович, д.т.н. (Екатеринбург)

Плехов Олег Анатольевич, д.ф.-м.н. (Пермь)

Поволоцкая Анна Моисеевна, к.т.н. (Екатеринбург)

Пугачева Наталия Борисовна, д.т.н. (Екатеринбург)

Пышминцев Игорь Юрьевич, д.т.н. (Челябинск)

Ринкевич Анатолий Брониславович, член-корр. РАН, д.ф.-м.н. (Екатеринбург)

Саврай Роман Анатольевич, к.т.н. (Екатеринбург)

Смирнов Александр Сергеевич, к.т.н. (Екатеринбург)

Субачев Юрий Владимирович, к.т.н. (Екатеринбург)

Ульянов Александр Иванович, д.т.н. (Ижевск)

Худорожкова Юлия Викторовна, к.т.н. (Екатеринбург)

Верстакова Елена Евгеньевна – редактор перевода текста на английский язык

Циклина Ирина Михайловна – редактор текста

Гариева Анна Валерьевна – верстальщик текста

Торлопова Галина Викторовна – помощник редактора

Шакиров Рауль Нурович, к.т.н. – администратор сайта журнала

Адрес редакции:

Россия, 620049, г. Екатеринбург, ул. Комсомольская, д. 34., ИМАШ УРО РАН

телефон: +7 (343) 375 35 83, факс +7 (343) 374-53-30

e-mail: dream-journal@mail.ru

http://dream-journal.org

CONTENTS

Gorkunov E. S. Magnetic evaluation of the structural and phase changes in individual layers of multilayer products.	6
Gogoleva O. V., Petukhova E. S. Development of UHMWPE-based antifriction materials.	28
Portnyagina V. V., Petrova N. N., Ovchinnikov N. P., Martynova A. N. Studying the structure and properties of elastomeric composites designed to operate under extreme conditions.	34
Volkov S. S., Struzhanov V. V. Modeling of a complete deformation diagram for materials with properties of auxetics.	40
Petrova P. N., Gogoleva O. V., Argunova A. G., Fyodorov A. L. Analysis of the scientific, technical and patent literature in the field of creation of frost-resistant polymeric materials.	53

СОДЕРЖАНИЕ

Горкунов Э. С. Магнитные методы оценки структурных и фазовых изменений в отдельных слоях многослойных изделий.	6
Гоголева О. В., Петухова Е. С. Разработка антифрикционных материалов на основе СВМПЭ.	28
Портнягина В. В., Петрова Н. Н., Овчинников Н. П., Мартынова А. Н. Исследования структуры и свойств эластомерных композитов для экстремальных условий эксплуатации.	34
Волков С. С., Стружанов В. В. Моделирование полной диаграммы деформирования для материалов со свойствами ауксетиков.	40
Петрова П. Н., Гоголева О. В., Аргунова А. Г., Федоров А. Л. Анализ научно-технической и патентной литературы в области создания морозостойких полимерных материалов.	53

MAGNETIC EVALUATION OF THE STRUCTURAL AND PHASE CHANGES IN INDIVIDUAL LAYERS OF MULTILAYER PRODUCTS

E. S. Gorkunov^{1*}

¹*Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
 34 Komsomolskaya St., Ekaterinburg, Russian Federation*

*Corresponding author. E-mail: ges@imach.uran.ru;
 address for correspondence: 34 Komsomolskaya St., Ekaterinburg, Russian Federation.
 Tel.: +7 (343) 374 47 25; fax: +7 (343) 374 53 30

Magnetic hysteresis loop distortion occurring during the magnetization reversal of multilayer ferromagnets can be used to evaluate the structural changes and phase transformations in composite product layers with different properties. For practical application, it is proposed either to record the differential magnetic permeability of each layer or to measure the electromotive force in the coil encompassing a product under magnetization reversal by linear alternating current.

Keywords: composite material, surface hardening, structure, phase, hysteresis loop, differential magnetic permeability, field of differential magnetic permeability, coercive force.

DOI: 10.17804/2410-9908.2017.2.006-027

References

1. Potapov I.N., Lebedev V.N., Kobelev A.G., Kuznetsov E.V., Bykov A.A., Kluchnikov R.M. *Sloistye metallicheskie kompositsii* [Laminated Metal Composites]. M., Metallurgiya Publ., 1986, 216 p. (In Russian).
2. Lakhtin Yu.M., Leontieva V.P. *Materialovedenie* [Material Science]. M., Mashinostroenie Publ., 1990, 528 p. (In Russian).
3. Gorkunov E.S., Lapidus B.M., Zagainov A.V., Voronov S.A., Bushmeleva G. Y. Application of differential magnetic permeability in the quality control of surface hardening. *Soviet Journal of Nondestructive Testing–USSR*, 1988, vol. 24, no. 7, pp. 441–446.
4. Gorkunov E.S., Lapidus B.M. Magnetic properties of double-layer ferromagnets as applied to quality control of surface-hardened products. In: *Strukturno-fazovye prevrashcheniya v metallakh: problemy prochnosti i plastichnosti* [Structural-Phase Transitions in Metals: Strength and Plasticity Problems]. Sverdlovsk, UNTs AN SSSR Publ., 1987, pp. 103–110. (In Russian).
5. Gorkunov E.S. Magnetic Methods and Instruments for the Quality-Control of the Case-Hardening of Ferromagnetic Steel Objects – (Review). *Soviet Journal of Nondestructive Testing–USSR*, 1991, vol. 27, no. 1, pp. 1–18.
6. Gorkunov E.S., Lapidus B.M., Zagainov A.B. A method for quality control of multilayer ferromagnetic products. *Avtorskoe svidetelstvo no. 1252718* [RF Patent], bul. izobr. no. 31, 1986, p. 182. (In Russian).
7. Shcherbinin V.E., Gorkunov E.S. *Magnitnyi kontrol kachestva metallov* [Magnetic Quality Control of Metals]. Ekaterinburg, UrO RAN, 1996, 264 p. ISBN 5-7691-0655-7. (In Russian).
8. Dekhtyar V.M., Gorbunova A.M., Baldina L.M., Kasatkina G.M. Magnetic Determination of the Depth of a Hardened Layer. *Zavodskaya laboratoriya*, 1946, vol. 12, no. 9–10, pp. 808–816. (In Russian).
9. Dekhtyar V.M. On the coercive force of a two-layer cylinder. *ZhETF*, 1946, iss. 10, pp. 2–7. (In Russian).
10. Mikheev M.N., Gorkunov E.S. *Magnitnye metody strukturnogo analiza* [Magnetic Methods for Structural Analysis and Nondestructive Testing]. M., Nauka Publ., 1993. 252 p.

11. Kifer I.I., Semenovskaya I.B., Fomin I.N. On the relation between differential permeability and coercive force. *Zavodskaya laboratoriya*, 1969, no. 10, pp. 1191–1193. (In Russian).
12. Brinksmeier K., Scheider E., Theiner W.A., Tönsholff H.K. Non-destructive testing for evaluating integrity. *Annals of the CIRP*, 1984, vol. 33, no. 2, pp. 489–509.
13. Gorkunov E.S., Mitropolskaya S.Yu., Groznaya E.M., Mushnikov A.N., Osintseva A.L., Tueva E.A. Effect of Elasto-Plastic Loading on the Magnetic Characteristics of Steel 20 Hardened with Gas Case-Hardening. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2011, vol. 47, no. 4, pp. 221–231. DOI: 10.1134/S106183091104005X.
14. Ryzhov N.M., Fakhurtdinov R.S., Smirnov A.E. Cyclic Strength of Steel 16kh3nfvbm-Sh (Vks-5) after Vacuum Carburizing. *Metal Science and Heat Treatment*, 2010, vol. 52, nos. 1–2, pp. 61–66. DOI: 10.1007/s11041-010-9230-9.
15. Borisenok G.V., Vasiliev L.A., Voroshnin L.G. *Khimiko-termicheskaya obrabotka metallov i splavov* [Chemical and Heat Treatment of Metals and Alloys]. M., Metallurgiya Publ., 1981, pp. 424. (In Russian).
16. Gorkunov E.S., Mitropol'skaya S.Yu., Zadvorkin S.M., Osintseva A.L., Vichuzhanin D.I. Effect of Laser Surface Hardening on Magnetic Characteristics of a Carbon Steel under Loading. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2008, vol. 44, no. 8, pp. 560–565. DOI: 10.1134/S1061830908080081.
17. Gorkunov E.S., Mitropolskaya S.Yu., Osintseva A.L., Vichuzhanin D.I. Magnetic investigation of strains and stresses in surface-hardened materials. *Physical Mesomechanics*, 2009, vol. 12, iss. 3–4, pp. 190–198. DOI: 10.1016/j.physme.2009.07.012.
18. Gorkunov E.S., Povolotskaya A.M., Tueva E.A., Goruleva L.S., Zadvorkin S.M. Determination of the Magnetic Properties of Separate Zones of Welds and the Width of Welded Joints Based on Magnetic Measurements. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2011, vol. 47, no. 9, pp. 577–586. DOI: 10.1134/S1061830911090038.
19. Gorkunov E.S., Zadvorkin S.M., Emel'yanov I.G., Mitropol'skaya S.Yu. Variation of Magnetic Properties of Two-Layer Carbon-Steel Products under Tension. *The Physics of Metals and Metallography*, 2007, vol. 103, no. 6, pp. 624–632. DOI: 10.1134/S0031918X07060129.
20. Gorkunov E.S., Povolotskaya A.M., Kuleev V.G., Chistyakov V.K., Korobka O.B. Coercive Force of a Package of Steel Sheets with Different Degrees of Magnetic Hardness. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2002, vol. 38, no. 5, pp. 331–338. DOI: 10.1023/A:1020960918166.
21. Gorkunov E.S., Emelyanov I.G., Zadvorkin S.M., Mitropolskaya S.Yu. A model of the stress-state state of a two-layer steel product under uniaxial tension. *Metally*, 2007, no. 1, pp. 78–82. (In Russian).
22. Goldshtein M.I., Grachev S.V., Veksler Yu.G. *Spetsialnye stali* [Special Steels], M., MISIS Publ., 1999, 408 p. (In Russian).
23. Filippov M.A., Litvinov V.S., Nemirovskiy Y.R. *Stali s metastabilnym austenitom* [Steels with metastable austenite]. M., Metallurgiya, 1988, 255 p.
24. Gorkunov E.S., Zadvorkin S.M., Putilova E.A., Povolotskaya A.M., Goruleva L.S., Veretenikova I.A., Kamantsev I.S. The Application of Magnetic Structural Phase Analysis for the Diagnostics of the State of a 08X18H10T Steel–C 3 Steel Composite Material and Its Components That Were Subjected to Plastic Deformation. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2012, vol. 48, no. 6, pp. 346–356. DOI: 10.1134/S1061830912060022.
25. Gorkunov E.S., Zadvorkin S.M., Putilova E.A. Magnetic estimation of stresses applied to a two-layer steel C(T)3-steel 08X18H10T composite material during elastoplastic deformation by uniaxial tension. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2012, vol. 48, no. 8, pp. 495–504. DOI: 10.1134/S1061830912080050.

Подана в журнал: 28.04.2017
УДК 620.179.14.662.223.662.09
DOI: 10.17804/2410-9908.2017.2.006-027

МАГНИТНЫЕ МЕТОДЫ ОЦЕНКИ СТРУКТУРНЫХ И ФАЗОВЫХ ИЗМЕНЕНИЙ В ОТДЕЛЬНЫХ СЛОЯХ МНОГОСЛОЙНЫХ ИЗДЕЛИЙ

Э. С. Горкунов^{1*}

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук,
ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация

*Ответственный автор. Электронная почта: ges@imach.uran.ru;
адрес для переписки: ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация.
Тел.: +7 (343) 374-47-25; факс: +7 (343) 374-53-30

Искажения петель магнитного гистерезиса при перемагничивании многослойных ферромагнетиков могут быть использованы для оценки структурных изменений и фазовых превращений, происходящих в отдельных слоях композиционных изделий с различающимися свойствами. Для практического использования предлагается, либо регистрировать дифференциальную магнитную проницаемость каждого из слоев, либо измерять электродвижущую силу в катушке, охватывающей изделие при его перемагничивании линейно меняющимся током.

Ключевые слова: композиционный материал, поверхностное упрочнение, структура, фаза, петля гистерезиса, дифференциальная магнитная проницаемость, поле максимальной дифференциальной магнитной проницаемости, коэрцитивная сила

1. Введение

В современном машиностроении все шире используются многослойные композиционные материалы. Использование слоев различного функционального назначения существенно расширяет эксплуатационные характеристики композиционных материалов (КМ). При этом слои металлов, входящих в состав КМ, могут обладать существенным различием по структуре, прочностным и физическим свойствам. [1]. Среди них детали с различными видами поверхностного упрочнения, сварные соединения, стальные канаты, свитые из проволоки разного типа, биметаллические, коаксиальные изделия и др. Для правильной эксплуатации и обеспечения диагностики подобных материалов очень важно знать закономерности изменения прочностных и физических свойств каждого из слоев при различных эксплуатационных воздействиях.

2. Поверхностно-упрочненные изделия

Простейшим примером использования в машиностроении двухслойных деталей являются поверхностно упрочненные изделия. Структура и свойства поверхностного слоя во многом определяют последующие эксплуатационные характеристики изделия в целом. В полной мере это относится к слоям, полученным методами закалки с помощью ТВЧ и цементации, которые придают поверхностному слою высокую твердость и износостойкость, повышают предел контактной выносливости и пределы выносливости при изгибе и кручении [2].

Проблему одновременного определения свойств как поверхностно упрочненного слоя, так и сердцевины изделия можно в некоторых случаях решить путем использования особенностей перемагничивания двухслойного ферромагнетика [3–10].

Петля гистерезиса двухслойного ферромагнетика имеет искаженный вид. На рис. 1 *a* показаны петли гистерезиса двух однородных материалов (кривые 1 и 2) и двухслойного образца (кривая 3), состоящего из этих материалов. Поскольку образцы представляли собой тороиды, имеющие одинаковые размеры, и перемагничивание происходило вдоль плоскости раздела слоев, кривая 3 может быть получена путем аддитивного сложения двух первых с учетом сечения каждого из слоев:

$$B(H) = \frac{S_1}{S} B_1(H) + \frac{S_2}{S} B_2(H), \quad (1)$$

где B_1 и B_2 – индукция первого и второго слоя; B – средняя по сечению индукция двухслойного образца; S – поперечное сечение двухслойного образца; S_1 и S_2 – поперечное сечение первого и второго слоев. Петли гистерезиса, рассчитанные по формуле (1) и определенные экспериментально, практически совпадали. Перегибы петли гистерезиса (рис. 1 *a*, кривая 3), свидетельствуя о наличии второго слоя, отличного от основной массы материала, не характеризуют количественно ни его толщину, ни его свойства. Коэрцитивная сила H_c такого ферромагнетика во многом будет определяться формой петли гистерезиса каждого из слоев. Физическое состояние двухслойного ферромагнетика в момент определения коэрцитивной силы отличается от однородного тем, что магнитные потоки в каждом из слоев отличаются от нуля, равны и противоположно направлены, а поэтому компенсируют друг друга [9].

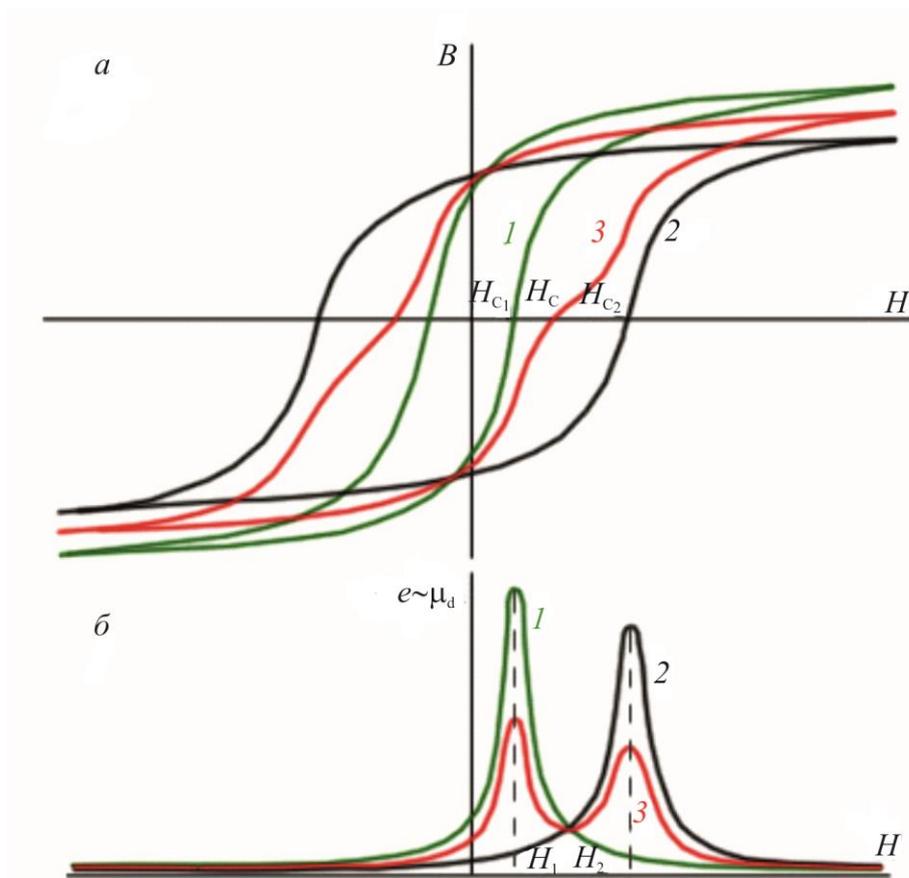


Рис. 1. Петли магнитного гистерезиса (*a*) и соответствующая им ЭДС, пропорциональные дифференциальным проницаемостям (*б*) однородных тороидов (1, 2) и двухслойного тороида (3)

Более информативна зависимость дифференциальной магнитной проницаемости μ_d от напряженности перемагничивающего поля H . Наиболее простым способом получения зависимостей $\mu_d(H)$ и определения полей H_1 и H_2 , при которых происходит образование перегибов, является измерение ЭДС катушки, охватывающей образец при его перемагничивании линейно изменяющимся током. При этом

$$e = -\omega \frac{d\Phi}{dt} = -\omega \frac{d\Phi}{dH} \frac{dH}{dt} = -\omega \frac{dH}{dt} \left(\frac{d\Phi_1}{dH} + \frac{d\Phi_2}{dH} \right) \cong -\omega \frac{dH}{dt} (S_1 \mu_{d_1} + S_2 \mu_{d_2}), \quad (2)$$

где Φ , Φ_1 , Φ_2 – магнитные потоки в двухслойном образце и в каждом из слоев соответственно. Если обеспечить в процессе измерения $dH/dt = \text{const}$, то

$$e = k(S_1 \mu_{d_1} + S_2 \mu_{d_2}). \quad (3)$$

И если слои однородны по своему сечению, то

$$h \mu_d = h_1 \mu_{d_1} + h_2 \mu_{d_2}, \quad (4)$$

где h_1 и h_2 – относительные толщины каждого из слоев. Как правило, проницаемость магнитоупрочненного слоя мала в поле, при котором проницаемость магнитомягкого слоя достигает своего максимума, и наоборот, т. е. дифференциальная магнитная проницаемость в поле $H_{\mu_{d_1}}$ будет определяться произведением $h_1 \mu_{d_1}$, а в поле $H_{\mu_{d_2}} - h_2 \mu_{d_2}$. Известно [11], что поле максимальной дифференциальной проницаемости образца практически совпадает со значением его коэрцитивной силы. Таким образом, определяя значения H_1 и H_2 по местоположению максимумов e на кривой $e(H)$ (рис. 1 б) для двухслойного образца, можно получить информацию о величине коэрцитивной силы [3, 11] и, следовательно, о физико-механических свойствах каждого из слоев, а по известным закономерностям $e \approx \mu_{d_{\max_2}}$ определить толщину этих слоев. Аналогичные максимумы наблюдали при изучении скачков Баркгаузена в двухслойных ферромагнетиках [12].

Дифференциальная магнитная проницаемость, определенная при линейно изменяющемся во времени поле путем измерения ЭДС измерительной обмотки [3], для серии образцов с различными толщинами закаленного слоя и сердцевины представлена на рис. 2 а. Видно, что максимумы μ_d наблюдаются примерно в одном и том же поле для образцов с различным соотношением слоев и с одинаковыми от образца к образцу свойствами этих слоев. На рис. 2 б приведены зависимости для однородных и двухслойных образцов. Слои последних изготовлены из тех же материалов, что и однородные образцы. Из рис. 2 следует, что поля максимальной дифференциальной проницаемости однородных материалов соответствуют аналогичным полям двухслойных образцов, изготовленных из тех же материалов.

Выше говорилось о двухслойном ферромагнетике, хотя на практике поверхностно упрочненное изделие всегда имеет переходную зону с плавно меняющимися от поверхности к глубине свойствами. Исследования на образцах, вырезанных из поверхностно закаленных токами высокой частоты деталей полуоси автомобиля из стали 40Х, показали, что присутствие переходной зоны существенно не меняет характер кривой.

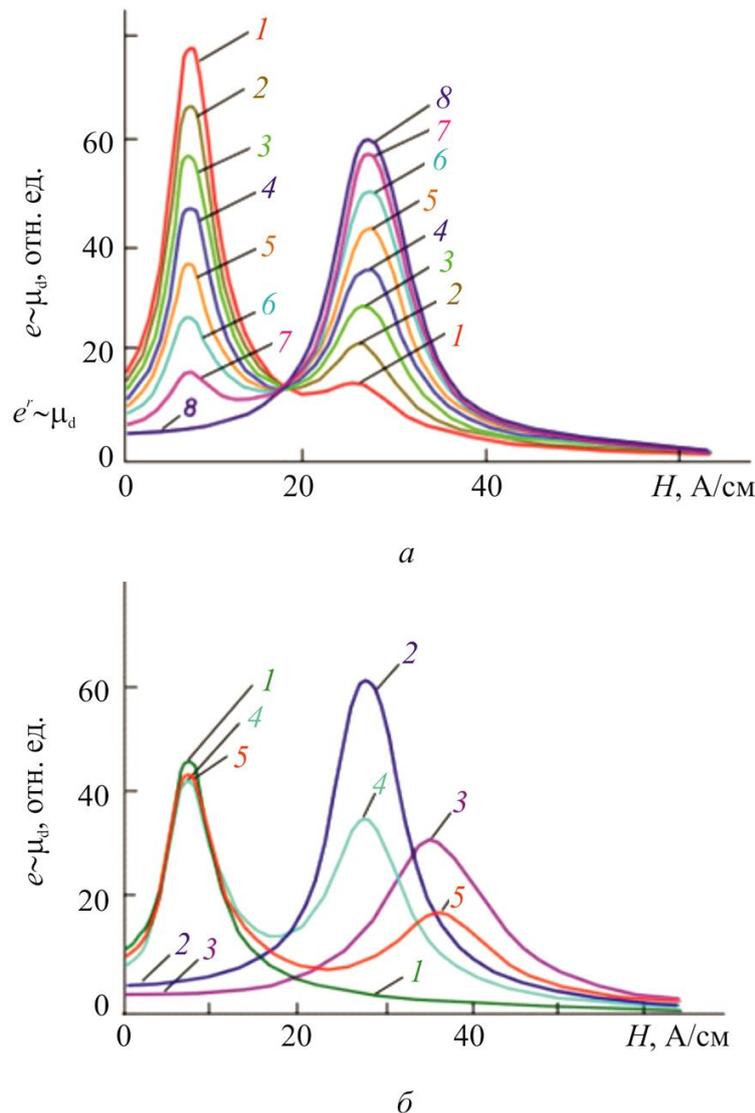


Рис. 2. Зависимости $\mu_d(H)$ для однородных и двухслойных тороидов:

a – с различным содержанием магнитомягкого и магнитожесткого слоев: 1 – толщина магнитомягкого слоя 7 мм, магнитожесткого 1 мм; 2 – 6 и 2 мм; 3 – 5 и 3 мм; 4 – 4 и 4 мм;

5 – 3 и 5 мм; 6 – 2 и 6 мм; 7 – 1 и 7 мм; 8 – 0 и 8 мм;

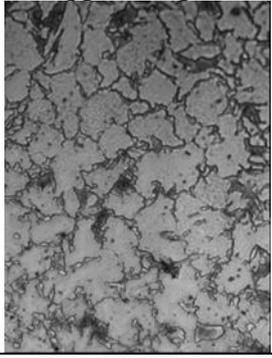
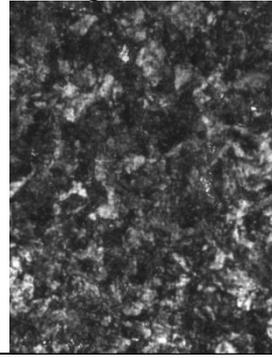
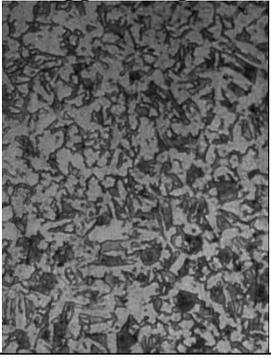
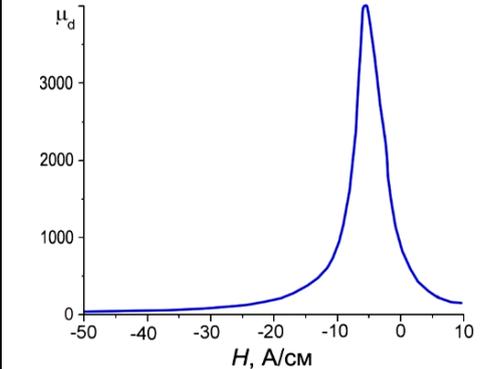
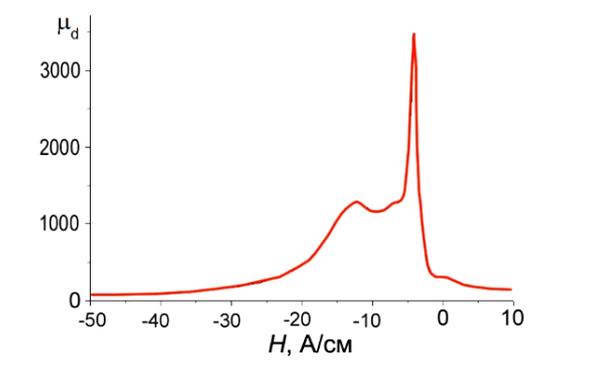
б – с различными по свойствам упрочненными слоями: 1 – однородный образец из стали 40X в исходном состоянии; 2 – однородный образец из стали 40X, закаленный в масло и отпущенный; 3 – однородный образец из стали 40X, закаленный в воду; 4 – двухслойный образец, составленный из материалов 1 и 2; 5 – двухслойный образец, составленный из материалов 1 и 3

Более подробно влияние переходной зоны на формирование пиков на полевых зависимостях $\mu_d(H)$ рассмотрено в работе [13] на примере стали 20 после цементации и закалки в масло (табл. 1), а также при изучении характера изменения твердости по толщине образца (рис. 3) и проведении послойного стачивания с одновременной регистрацией дифференциальной магнитной проницаемости (рис. 4).

ДюрOMETрические и микроструктурные исследования показывают, что цементованный слой, общая толщина которого $x_0 = 2,0$ мм, а эффективная толщина $x_Э = 0,7$ мм, состоит из двух зон: поверхностной зоны с твердостью 630...530 HV глубиной до 0,5 мм и переходной зоны на

глубине от 0,5 до 1,2 мм с твердостью от 500 до 250 HV и градиентной структурой, переходящей от сорбита с прослойками избыточного цемента и включениями остаточного аустенита к феррито-перлитной сердцевине. Пониженная твердость поверхностного слоя глубиной до 0,1 мм объясняется обезуглероживанием и окислением тонкого поверхностного слоя при газовой цементации [14]. Внутреннее окисление считается неустраняемым дефектом, но вследствие проникновения на небольшую глубину он может быть удален при шлифовке [15]. Отметим, что толщина обезуглероженного окисленного слоя в нашем случае приблизительно соответствует припуску, обычно удаляемому при зубошлифовании колес для обеспечения рациональной структуры цементованного слоя и наибольшего сопротивления контактной усталости.

Таблица 1 – Твердость, структура и магнитные характеристики стали 20 без цементации и после цементации в течение 15 ч и последующей закалки в масло

Обработка	Закалка в масло	Цементация + закалка в масло	
Зона	По всему сечению образца	Поверхность	Сердцевина
Твердость	210 HV	530...630 HV	220 HV
Структура	Феррит+перлит 	Троостит 	Феррит+перлит 
H_C , А/см	5,3	10,3	
$\mu_0 M_{max}$, Тл	2,10	1,98	
Вид полевой зависимости $\mu_d(H)$			
$H(\mu_{dmax})$, А/см	5	12	4
μ_{dmax} ,	4000	1300	3500

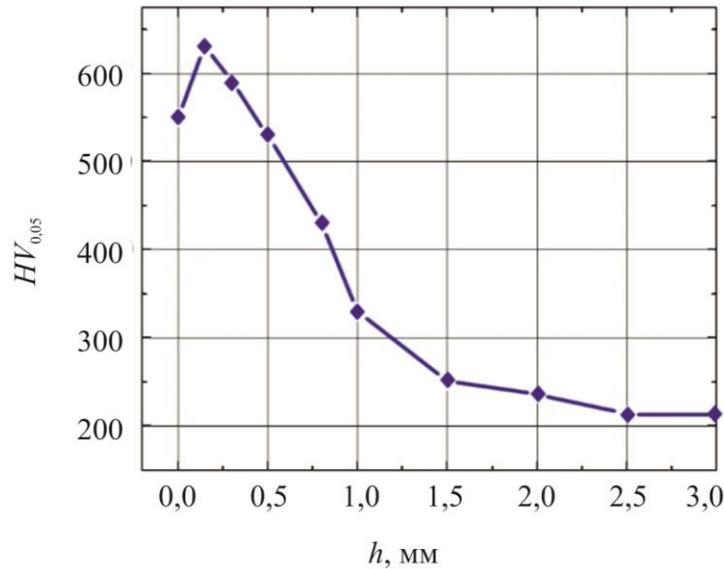


Рис. 3. Микротвердость в поперечном сечении рабочей части образца стали 20 после цементации в течение 15 ч и закалки в масло

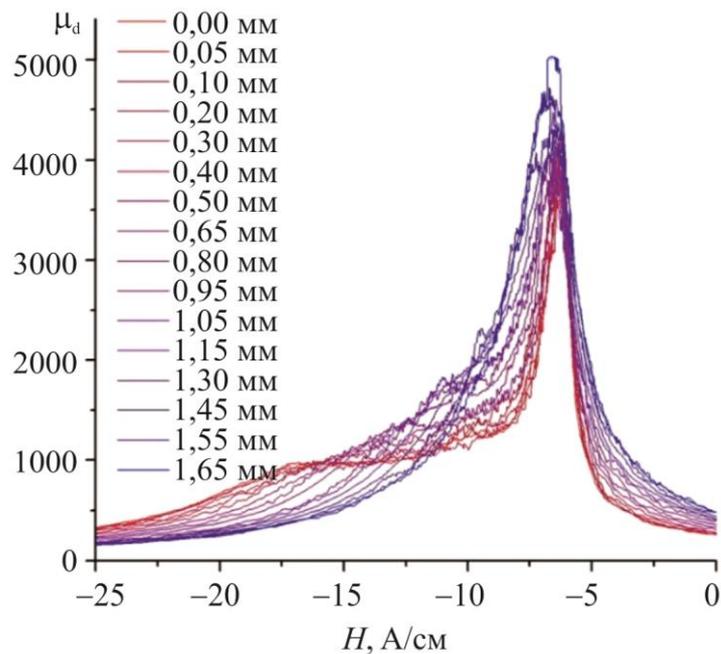


Рис. 4. Влияние послойного стачивания поверхностного слоя толщиной от 0,05 до 1,65 мм на полевые зависимости дифференциальной магнитной проницаемости $\mu_d(H)$ образца стали 20 после цементации и закалки в масло

Послойное стачивание с поверхности образца слоя (рис. 4) толщиной от 0,05 до 1,65 мм путем токарной обработки с охлаждением показало, что максимум дифференциальной магнитной проницаемости в полях 17,5...18 А/см соответствует наиболее упрочненному (до 600...630 HV) подповерхностному слою, локализованному на глубине 0,25...0,40 мм, именно поэтому удаление с поверхности первых 0,1 мм (обезуглероженный окисленный слой) не приводит к изменениям на полевой зависимости $\mu_d(H)$. Четко выраженный пик в полях 4 А/см отвечает феррито-перлитной сердцевине (табл. 1), и по мере снятия поверхностного слоя его высота закономерно увеличивается, что отмечалось нами ранее для стали 45, термоупрочненной

лазером [16, 17]. Отличительной особенностью полученной в настоящей работе полевой зависимости $\mu_d(H)$ является появление на кривой $\mu_d(H)$ площадки в полях 8...9 А/см, которая соответствует переходному слою. Наблюдение такой площадки на полевой зависимости стало возможным благодаря двум факторам. Во-первых, сердцевина и поверхностный слой значительно отличаются по содержанию углерода и по магнитным свойствам, поэтому соответствующие им пики μ_d расположены достаточно далеко один от другого. Во-вторых, переходный слой характеризуется значительной толщиной (0,6...0,8 мм).

На рис. 5 показано схематическое представление того, каким образом три слоя цементованного образца, отличные по структуре и физическим свойствам (кривая 1 – сердцевина образца; кривая 2 – поверхностный слой; кривая 3 – переходная зона), могут сформировать экспериментально наблюдаемую полевую зависимость дифференциальной магнитной проницаемости (кривая 4).

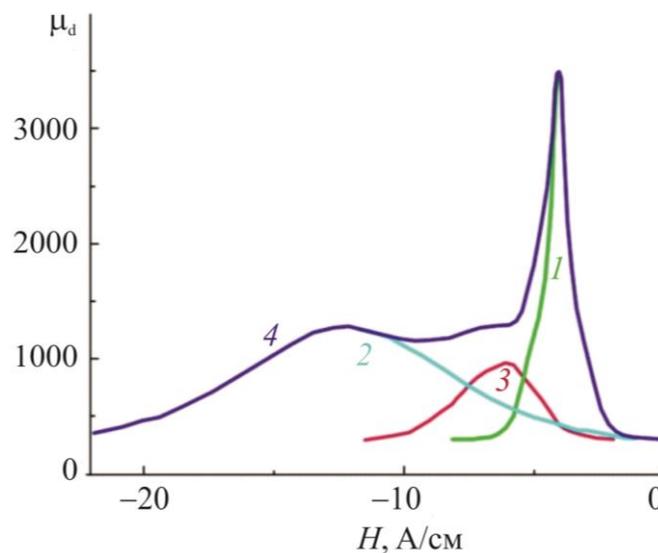


Рис. 5. Схема формирования картины пиков на полевой зависимости дифференциальной магнитной проницаемости $\mu_d(H)$ стали 20 после цементации и закалки в масло:
 1 – сердцевина образца; 2 – поверхностный слой; 3 – переходная зона;
 4 – экспериментально наблюдаемая картина

3. Сварные соединения

Еще одним из видов композиционного материала можно представить сварное соединение, которое содержит основной металл, зону термического влияния (ЗТВ) и сварной шов [18].

Исследования проводили на двух плоских образцах, имеющих следующие размеры: длина 200 мм, ширина 45 мм и толщина 4,4 мм. Пластины были вырезаны из прямошовной трубы $\varnothing 1420 \times 21,6$ мм, изготовленной из листовой стали класса прочности X70, прокатанной по технологии контролируемой прокатки и содержащей в себе клинообразный сварной шов. Образцы были вырезаны на разных расстояниях от поверхности металла, при этом на каждой стороне полученных пластин были зафиксированы части клинообразного сварного шва, что позволило получить образцы с различной шириной сварного шва.

Химический состав исследованной стали представлен в табл. 2, из данных которой следует, что металл сварного шва содержит значительно больше углерода, кремния и никеля, чем основной металл.

Таблица 2 – Химический состав исследованной стали контролируемой прокатки класса прочности X70 и шва сварного соединения

Массовая доля элементов, %											
Материал	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	V	Al	Nb
Основной металл	0,06	1,62	0,18	0,003	0,015	0,04	0,02	0,24	0,068	0,04	0,05
Материал шва	0,1	1,58	0,45	0,003	0,016	0,033	0,232	0,335	0,006	0,024	0,017

На рис. 6 *а* и *б* представлены полевые зависимости дифференциальной магнитной проницаемости $\mu_d(H)$ для образцов 1 и 2 соответственно, измеренные с помощью гистерезисграфа Remagraph С-500 в замкнутой магнитной цепи для различных вариантов изменения ширины всего образца (т. е. различных соотношений объемов металла ЗТВ и металла сварного шва).

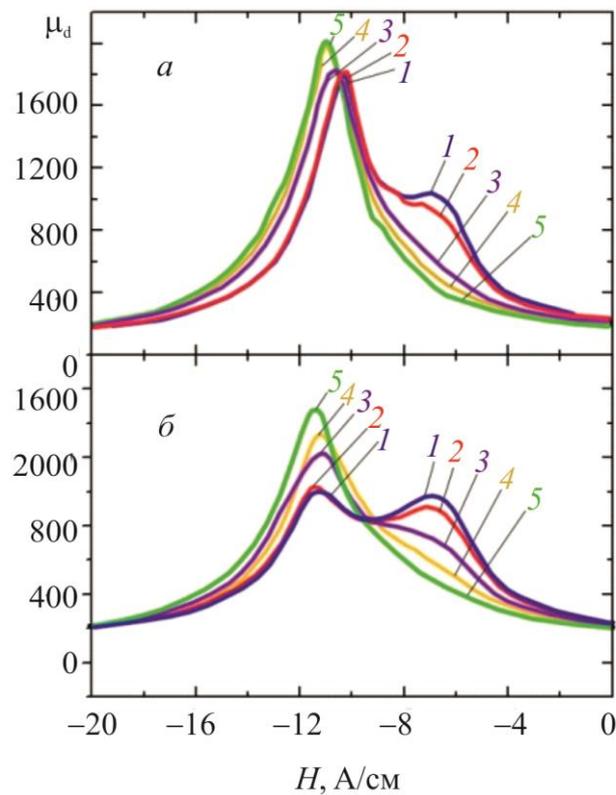


Рис. 6. Полевые зависимости дифференциальной магнитной проницаемости для различных вариантов изменения ширины всего образца:
а – образец № 1; *б* – образец № 2. Ширина образца: 1 – 45; 2 – 40; 3 – 30; 4 – 25; 5 – 20 мм

Измерительная катушка индукции охватывала центральную часть образцов. Магнитные свойства сварного шва существенно отличаются от свойств металла ЗТВ. Эти различия наиболее отчетливо проявляются на кривых $\mu_d(H)$, на которых, как видно на рис. 6 *а*, *б*, можно наблюдать наличие двух максимумов, характерных для двухкомпонентных образцов. На рис. 6 *а*, *б* показаны только те участки полевых зависимостей, на которых формируются пики. Максимумы дифференциальной магнитной проницаемости, отвечающие сварному шву, локализуются в более сильных полях, и их высота заметно больше, чем у пиков, отвечающих металлу ЗТВ. Как известно, напряженности полей, в которых наблюдаются максимумы дифференциальной магнитной проницаемости, связаны со структурным состоянием компонентов и по величине близки к их коэрцитивным силам [4, 5, 11]. В нашем случае пики локализуются при величинах напря-

женности магнитного поля 7 и 11 А/см соответственно для металла ЗТВ и сварного шва в случае как первого, так и второго образца.

В свою очередь по изменениям соотношения величин максимумов зависимостей дифференциальной магнитной проницаемости, как известно [6, 16], можно судить об относительном изменении содержания того или иного компонента в двухкомпонентном образце. Для того чтобы проводить диагностику состояния какого-либо компонента двухкомпонентного материала, необходимо оценить, какое минимальное содержание этого компонента в контролируемом объеме материала будет достаточным для проведения диагностики. В табл. 3 приведены значения процентного содержания объема материала сварного шва и объема материала ЗТВ в контролируемом объеме образца, т. е. в объеме, участвующем в формировании сигнала катушки индукции гистерезисграфа, на каждом шаге изменения размеров образцов.

Таблица 3 – Изменение размеров образцов, процентное содержание объема материала сварного шва и объема материала ЗТВ в контролируемом объеме образца

№ шага	Ширина образца, мм	Процентное содержание объема материала сварного шва (объема материала ЗТВ) в контролируемом объеме образца № 1, %	Процентное содержание объема материала сварного шва (объема материала ЗТВ) в контролируемом объеме образца № 2, %
1	45	46 (54)	23 (77)
2	40	52 (48)	26 (74)
3	30	69 (31)	34 (66)
4	25	83 (17)	41 (59)
5	20	91 (9)	51 (49)

Из данных рис. 6 а, б следует, что по мере уменьшения ширины образца величина пиков дифференциальной магнитной проницаемости, соответствующих металлу ЗТВ, снижается и при определенном процентном содержании данного материала пик, ей соответствующий, становится неразличимым, в то время как величина максимумов, соответствующих металлу сварного шва, растет. Такой характер поведения максимумов был отмечен при изменении размеров обоих образцов. Отсутствие пика ЗТВ в случае образца № 1 наблюдается на 3-м шаге (кривая 3 рис. 6 а) при содержании объема данного материала, равном 31 %, а в случае образца № 2 – на 5-м шаге измерений (кривая 5 рис. 6 б) при 49 %. Следовательно, в нашем случае информацию о свойствах металла ЗТВ можно получить по измерениям дифференциальной магнитной проницаемости, если процентное содержание объема этого материала в контролируемом объеме образца составляет более 60 %.

4. Упругие и пластические деформации

Метод наблюдения за изменением характера полевых зависимостей дифференциальной магнитной проницаемости $\mu_d(H)$ может быть использован для оценки процессов, происходящих при упругой и пластической деформации многослойных элементов конструкций. Для контроля состояния отдельных компонентов многослойного изделия и оценки их остаточного ресурса предлагаем использовать в качестве информативной характеристики величину поля максимальной дифференциальной магнитной проницаемости $H_{\mu_{dmax}}$ магнитомягкого и магнитотвердого компонентов составного изделия (рис. 7).

Влияние одноосного растяжения на магнитные свойства изучали [19] на плоских образцах из стали 45 после закалки (850 °С, масло) с отпуском (350 °С, 2 ч) и из стали

Ст3, отожженной при 800 °С (2 ч, охлаждение с печью), а также на двухслойном составном образце, скомпонованном из указанных пластин с различной степенью магнитной твердости. В двухслойном образце пластины были жестко соединены между собой в местах захвата зажимами испытательной машины путем клепки.

Геометрические размеры рабочей части образцов и их магнитные характеристики в исходном состоянии представлены в табл. 4.

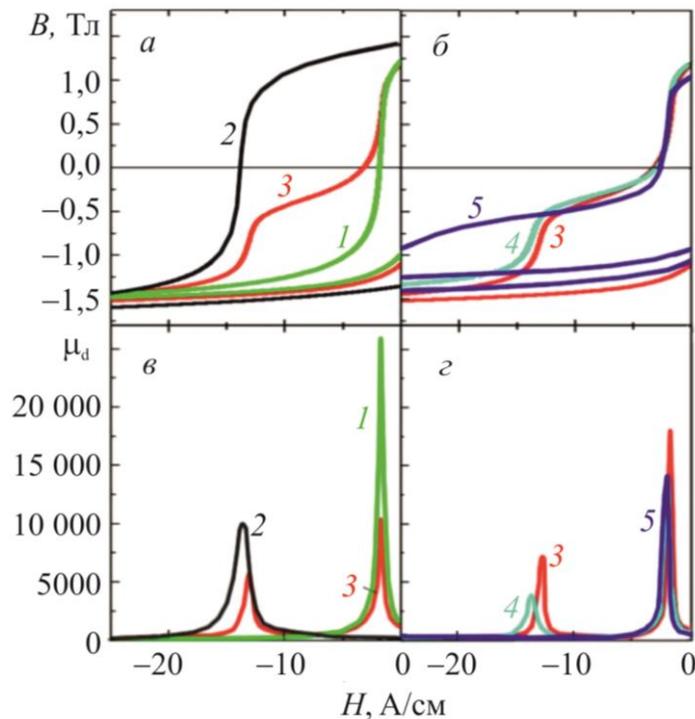


Рис. 7. Нисходящие ветви предельных петель магнитного гистерезиса отдельных компонентов (кривые 1 и 2) и составного образца (кривая 3) (а), а также соответствующие им полевые зависимости дифференциальной магнитной проницаемости (в) в исходном состоянии. Нисходящие ветви предельных петель магнитного гистерезиса (б) и полевые зависимости дифференциальной магнитной проницаемости (г) составного образца в исходном состоянии (3), при внешних напряжениях, составляющих 0,5 от напряжения разрушения магнитотвердого компонента (4) и непосредственно перед разрушением магнитотвердого компонента (5)

Таблица 4 – Геометрические размеры рабочей части образцов и их магнитные характеристики в исходном состоянии

№ п.п.	Образец	Размеры, мм	H_C , А/см	B_r , Т
1	Ст3 (отжиг)	90×25×2,04	1,8	1,11
2	45 (закалка + отп.)	90×25×1,20	13,6	1,37
3	Составной образец: Ст3 (отжиг) + 45 (закалка + отп.)	90×25×(2,14 + 1,10)	3,0	1,14

Снижение толщины магнитотвердой пластины приблизительно в два раза по сравнению с магнитомягкой пластиной было обусловлено ограниченным усилием испытательной машины.

На рис. 7 а, б показаны предельные полупетли магнитного гистерезиса составного образца (табл. 4) и входящих в него компонентов 1 и 2 (измеренных по отдельности), а также соответствующие им полевые зависимости дифференциальной магнитной проницаемости в исходном состоянии (до начала нагружения). Петля гистерезиса составного образца (кривая 3 на рис. 7 а) имеет вид, характерный для двухслойного ферромагнетика [16] и отличается от петель гистерезиса для однородных материалов (кривые 1 и 2), в частности, наличием двух перегибов. Один из них, локализующийся в области меньших полей, соответствует магнитомягкому компоненту, а другой – магнитотвердому. Механизм образования подобных перегибов был описан в работах [8–10]. На полевой зависимости дифференциальной магнитной проницаемости такие перегибы проявляются в виде максимумов (пиков) дифференциальной магнитной проницаемости (рис. 7 в). Количество таких пиков соответствует числу слоев с различной магнитной твердостью, а соотношение высот пиков определяется, в частности, соотношением толщины соответствующих слоев [10, 20].

На рис. 7 б, г показана эволюция предельных петель магнитного гистерезиса составного образца (табл. 4) и изменение вида полевых зависимостей максимальной магнитной проницаемости. Чтобы не усложнять рисунки, на них приведены кривые, соответствующие только трем точкам диаграммы «напряжение–деформация»: кривые 3 соответствуют исходному состоянию, кривые 4 сняты при внешних напряжениях, составляющих 0,5 от напряжения разрушения магнитотвердого компонента, и кривые 5 получены непосредственно перед разрушением магнитотвердого компонента. Из рис. 7 г следует, что в процессе деформации пик магнитотвердого компонента на полевой зависимости максимальной магнитной проницаемости смещается в область более сильных полей и, кроме того, становится менее интенсивным и более уширенным. Пик магнитомягкого компонента также смещается в область более сильных полей, но в силу малой абсолютной величины смещения (по сравнению с пиком магнитотвердого компонента) на полевой зависимости это смещение менее заметно. При этом перегибы предельной петли также смещаются в область более сильных полей (см. рис. 7 б).

Влияние растяжения па магнитные свойства двухслойного модельного образца приведено на диаграмме «напряжение–деформация» (рис. 8). Разрушение составного образца всегда происходило путем образования магистральной трещины в пластине, подвергнутой объемной закалке, после чего эксперимент прекращали. Из данных рис. 8 видно, что прочностные характеристики двухслойного образца занимают промежуточное положение между характеристиками составляющих его слоев, а пластичность соответствует пластичности более прочного слоя. С учетом того, что оба слоя составного модельного образца в ходе эксперимента растягиваются на одну и ту же величину, для любого значения относительного удлинения можно рассчитать напряжения в магнитомягком и магнитотвердом слоях по методике, предложенной в [21]:

$$\begin{aligned} \sigma_1 &= E\delta_{11} + E_1(\delta - \delta_{11}); \\ \sigma_2 &= E\delta_{21} + E_2(\delta - \delta_{21}), \end{aligned} \tag{5}$$

где δ – текущее значение деформации, при которой определяется напряжение; δ_{11} и δ_{21} – значения деформации, соответствующие пределам текучести; E – модуль упругости, равный при комнатной температуре 2×10^5 МПа; E_1 и E_2 – тангенсы углов наклона участков пластической деформации соответствующих слоев. С учетом билинейной аппроксимации кривых растяжения E_1 и E_2 были вычислены как тангенсы углов наклона β_1 и β_2 на участке пластической деформации:

$$E_1 = \operatorname{tg} \beta_1 = \frac{\sigma_{12} - \sigma_{11}}{\delta_{12} - \delta_{11}};$$

(6)

$$E_2 = \operatorname{tg} \beta_2 = \frac{\sigma_{22} - \sigma_{21}}{\delta_{22} - \delta_{21}},$$

где σ_{11} , σ_{21} и δ_{11} , δ_{21} – напряжения и деформации, соответствующие пределу текучести; σ_{12} , δ_{12} и σ_{22} , δ_{22} – координаты любых точек на участках пластической деформации стали 45 после нормализации и стали 45 после закалки с отпуском соответственно. Для повышения точности расчетов в качестве точек σ_{12} , δ_{12} и σ_{22} , δ_{22} были взяты напряжения и деформации, соответствующие временному сопротивлению.

Для стали 45 после закалки с отпуском: $\sigma_{11} = 900$ МПа; $\sigma_{12} = 1080$ МПа; $\delta_{11} = 0,0045$; $\delta_{12} = 0,025$; $E = 2 \cdot 10^5$ МПа; $E_1 = 0,088 \cdot 10^5$ МПа.

Для стали 45 после нормализации: $\sigma_{21} = 390$ МПа; $\sigma_{22} = 593$ МПа; $\delta_{21} = 0,0025$; $\delta_{22} = 0,143$; $E = 2 \cdot 10^5$ МПа; $E_2 = 0,0159 \cdot 10^5$ МПа.

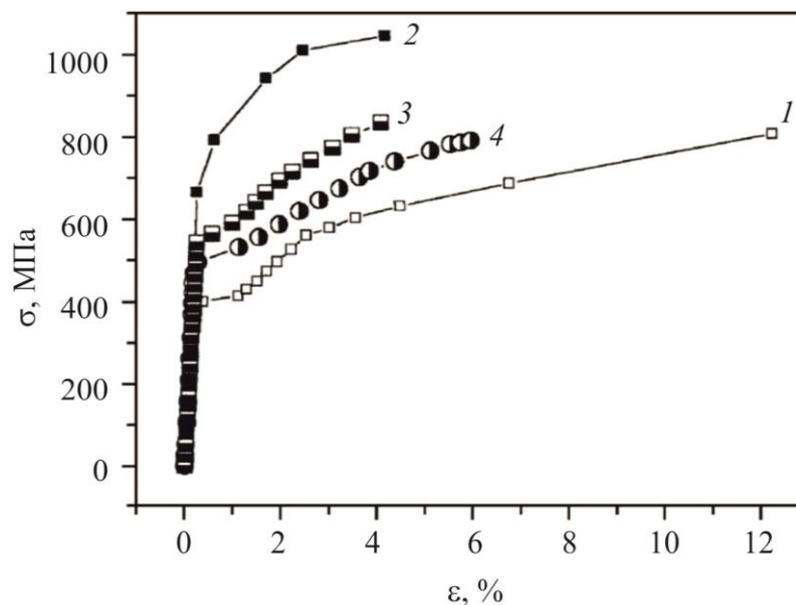


Рис. 8. Диаграммы «напряжение–деформация» исследованных образцов:
1 – сталь 45 после объемной закалки с отпуском; 2 – сталь 45 после нормализации;
3 – модельный двухслойный образец стали 45; 4 – сталь 45, термоупрочненная лазером

Результаты расчетов напряжений в каждом из слоев двухслойного модельного образца как функции достигнутого удлинения приведены на рис. 9 а. Построенные диаграммы напряжений в отдельных компонентах составного образца указывают, в частности, на следующее: 1) существует некоторый интервал удлинения, когда мягкий слой уже деформируется пластически, а деформация твердого слоя еще носит упругий характер; 2) при одной и той же пластической деформации напряжения в твердом слое значительно превышают напряжения, возникающие в мягком слое.

Эти факты находят свое отражение в эволюции полевой зависимости дифференциальной магнитной проницаемости составного образца. На рис. 10 в 3D-представлении представлено изменение картины пиков составного модельного образца с деформацией в случае регистрации петли магнитного гистерезиса под нагрузкой и после разгрузки соответственно. При этом на рис. 9 показаны не все экспериментально полученные полевые зависимости магнитной проницаемости, а лишь картины, наиболее характерные для различных стадий растя-

жения, что позволило избежать усложнения рисунков и при этом наглядно показать трансформацию пиков. Результаты подробных исследований изменения характеристик пиков под действием растягивающих напряжений представлены на рис. 11 и 12.

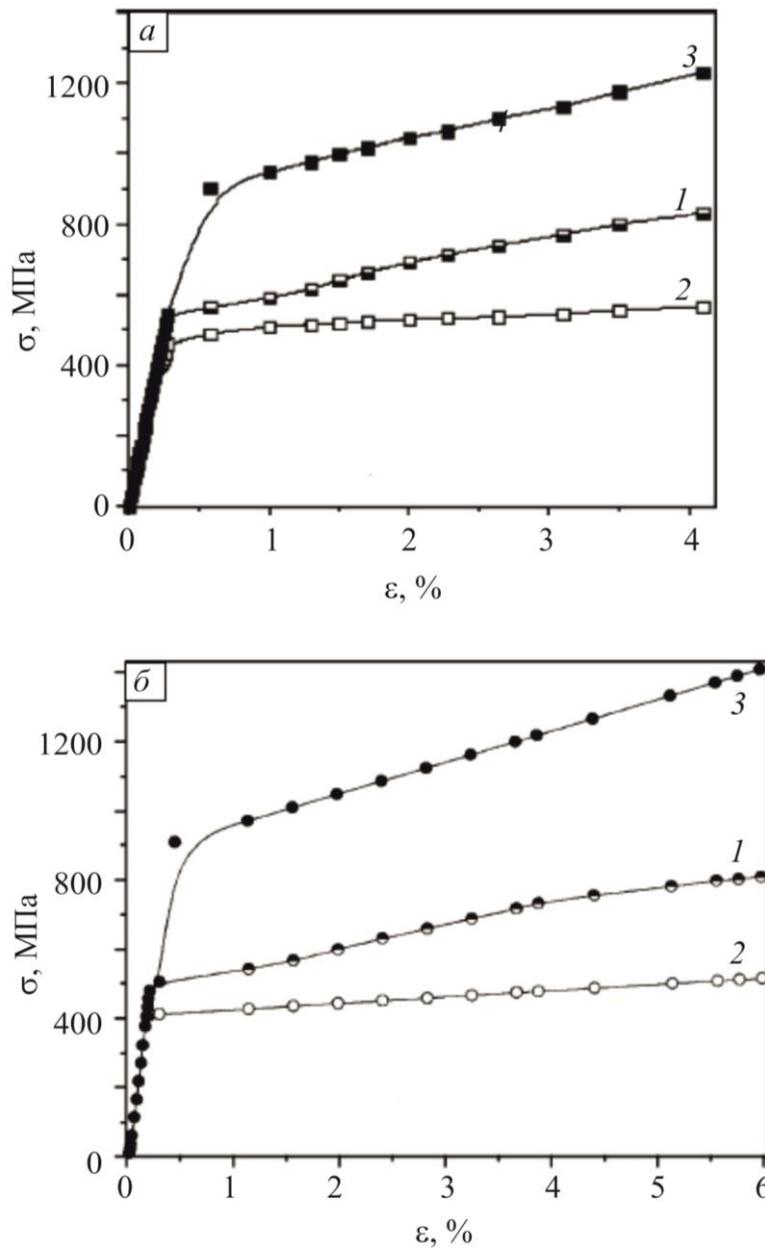


Рис. 9. Диаграммы «напряжение–деформация» для растяжения:
 а – двухслойного образца (1), его мягкого слоя (2) и твердого слоя (3);
 б – термоупрочненного лазером образца (1), его сердцевины (2) и поверхностного слоя (3).
 1 – эксперимент, 2, 3 – расчет

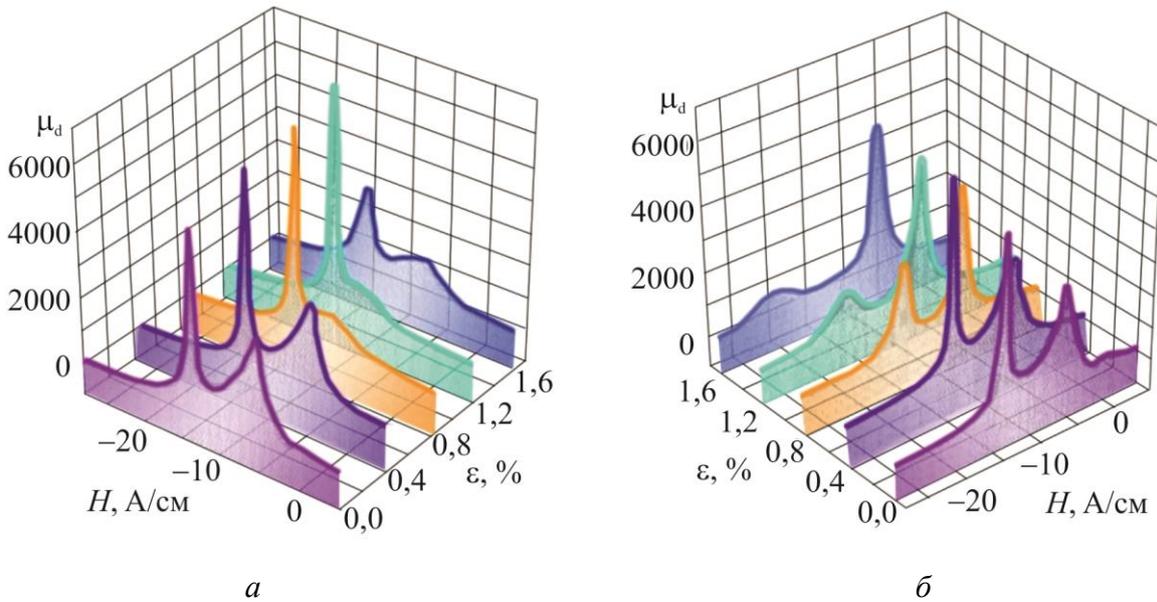


Рис. 10. Эволюция полевой зависимости дифференциальной магнитной проницаемости двухслойного образца как функция относительного удлинения. Измерения в нагруженном состоянии (а) и после разгрузки (б)

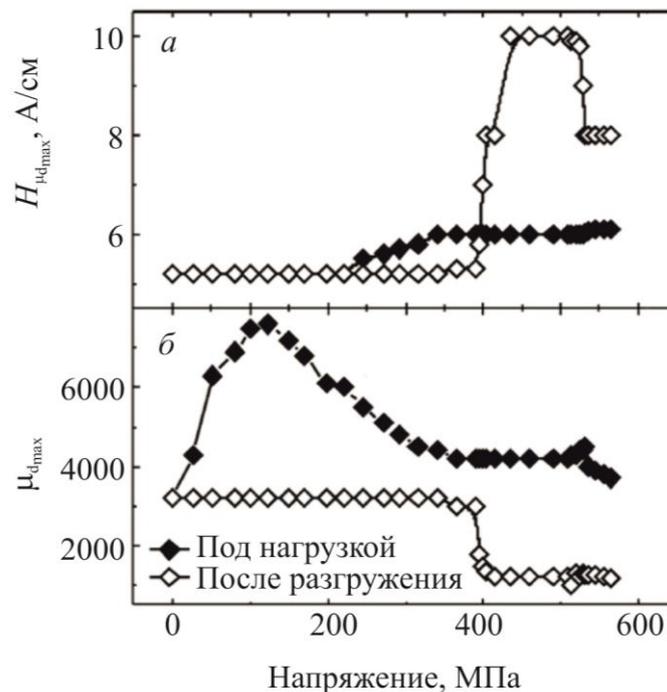


Рис. 11. Зависимости поля пика (а) и высоты пика (б) максимальной дифференциальной магнитной проницаемости магнитомягкого слоя двухслойного образца от величины растягивающих напряжений в данном слое

На рис. 11 изменение поля пиков $H_{\mu_{d\max}}$ и высоты $\mu_{d\max}$ пиков дифференциальной магнитной проницаемости магнитомягкого слоя составного образца представлено как функция напряжений, возникающих в данном слое при растяжении, темные значки соответствуют магнитным измерениям в нагруженном состоянии, незакрашенные значки – измерениям после снятия нагрузки. Видно, что все представленные кривые имеют перегибы в области напряжений 390–400 МПа, что соответствует пределу текучести $\sigma_{0,2}$ материала данного слоя. При этом

регистрация петли магнитного гистерезиса под нагрузкой дает двухпараметрический инструмент оценки напряжений в интервале от 0 до 400 МПа. Величину напряжений в мягком слое в пластической области растяжения оценить данным методом не удастся, но сам факт превышения предела текучести в предыстории погружения элемента конструкции надежно регистрируется по изменению поля пика $H_{\mu_{dmax}}^*$ и высоты пика μ_{dmax}^* в разгруженном состоянии: в случае превышения величины $\sigma_{0,2}$ указанные характеристики меняются скачкообразно на 100 % и более.

На рис. 12 приведены зависимости поля пика и высоты пика максимальной дифференциальной магнитной проницаемости магнитотвердого слоя двухслойного образца от величины растягивающих напряжений в данном слое. И в этом случае видно, что величина поля пика $H_{\mu_{dmax}}^*$, измеренная на разгруженном образце, претерпевает скачок в области напряжений, соответствующих пределу текучести $\sigma_{0,2}$ данного материала – 900–920 МПа. Рост поля пика $H_{\mu_{dmax}}^*$ при измерении в нагруженном состоянии начинается при напряжениях около 400 МПа и продолжается неуклонно вплоть до разрушения материала, что создаст основу для оценки напряжений, превышающих $(0,4-0,5) \sigma_{0,2}$ данного слоя.

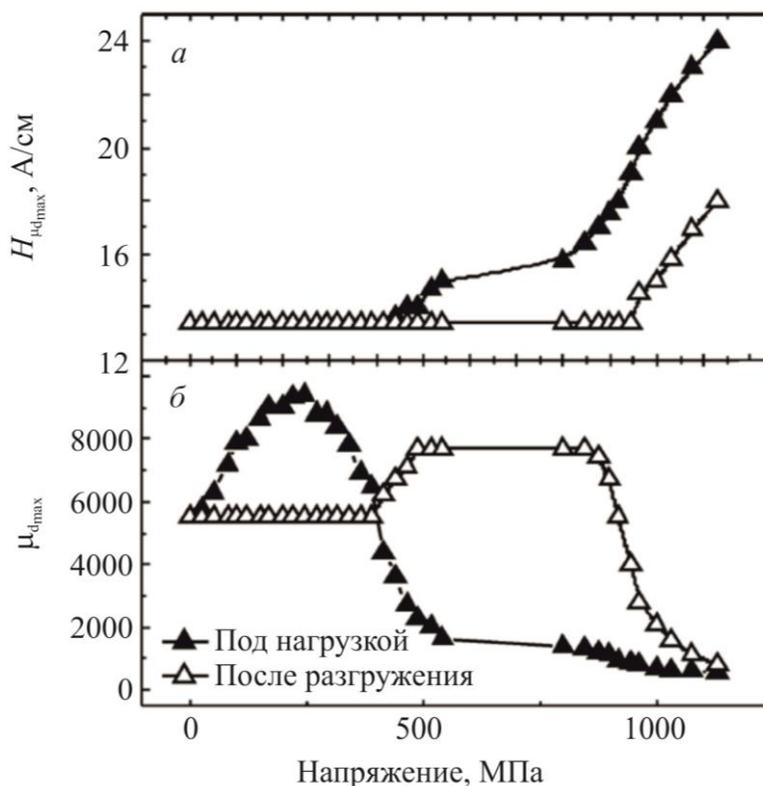


Рис. 12. Зависимости поля пика (а) и высоты пика (б) максимальной дифференциальной магнитной проницаемости магнитотвердого слоя двухслойного образца от величины растягивающих напряжений в данном слое

5. Фазовые превращения

Используемые в композиционных материалах составляющие компоненты КМ при внешних воздействиях не всегда сохраняют структуру и свойства на необходимом уровне. Например, наиболее часто применяемые коррозионностойкие стали аустенитного класса обладают, как правило, деформационно-нестабильной структурой, в которой при силовом воздействии могут протекать фазовые превращения с образованием в парамагнитной матрице

ферромагнитных частиц α' -фазы, что приводит к снижению сопротивления межкристаллитной коррозии [22, 23]. В связи с этим в процессе изготовления и эксплуатации необходимо диагностировать состояние деталей и элементов конструкций из подобных материалов [24, 25].

Образцы для исследования вырезали из листовых сталей промышленной выплавки марок Ст3 и 08X18H10T (листы толщиной 3,9 мм и 1,9 мм соответственно). Химический состав приведен в табл. 5.

Таблица 5 – Химический состав сталей Ст3 и 08X18H10T

Марка стали	C	Cr	Ni	Mn	Si	Ti	S	P
Ст3	0,1	–	–	0,48	0,19	–	0,005	0,01
08X18H10T	0,07	17,3	8,5	0,5	0,74	0,4	0,005	0,03

Композиционный материал «сталь 08X18H10T – сталь Ст3» был изготовлен по технологии сварки взрывом в заводских условиях. Из КМ и из отдельных листов сталей Ст3 и 08X18H10T вырезали прямоугольные пластины размерами 200×20 мм. Далее заготовки из всех трех материалов подвергали прокатке при комнатной температуре вдоль длинной оси. Скорость прокатки составляла примерно 60 мм/с. Степень деформации прокаткой $\epsilon_{пр}$ определяли по формуле:

$$\ln(S_0/S), \quad (7)$$

где S_0 – начальная площадь поперечного сечения заготовки; S – площадь поперечного сечения заготовки после прокатки. Заготовки были прокатаны на следующие степени деформации: $\epsilon_{пр} = 0; 0,11; 0,20; 0,34; 0,49; 0,63$ (сталь Ст3); $\epsilon_{пр} = 0; 0,19; 0,27; 0,36; 0,45; 0,57$ (сталь 08X18H10T). Величина $\epsilon_{пр}$ для образцов КМ указана в табл. 6.

Таблица 6 – Степень деформации прокаткой композиционного материала и каждого слоя в пакете

Деформируемый материал	Степень деформации, ϵ					
	0	0,14	0,28	0,40	0,56	0,62
Пакет	0	0,14	0,28	0,40	0,56	0,62
08X18H10T	0	0,22	0,23	0,41	0,62	0,82
Ст3	0	0,10	0,30	0,39	0,52	0,53

Следует отметить, что степень деформации отдельных компонентов в КМ отличается от $\epsilon_{пр}$ для пакета в целом. При деформации заготовки, составленной из металлов с разными механическими свойствами, в мягком слое появляются дополнительные напряжения сжатия, а в твердых – растяжения. В результате взаимодействия валков с приконтактными поверхностями слоев биметалла в последних возникают сжимающие напряжения. Таким образом, мягкий слой биметалла подвергается действию дополнительных сжимающих напряжений как со стороны твердого слоя, так и со стороны вала [1]. В результате этого деформация мягкого слоя затрудняется, а твердого облегчается, и в КМ степень деформации прокаткой слоя из стали 08X18H10T была выше, чем слоя из стали Ст3.

На рис. 13 приведены полевые зависимости дифференциальной магнитной проницаемости КМ и его составляющих при различных степенях деформации прокаткой. Для образцов из стали Ст3 и композиционного материала в недеформированном состоянии ($\epsilon_{пр} = 0$) на полевой зависимости дифференциальной магнитной проницаемости (рис. 13 а) наблюдается по

одному пику, соответствующему ферриту в стали Ст3. Магнитная проницаемость стали 08X18H10T близка к 1. С увеличением степени деформации прокаткой (рис. 13 б) появляются изменения в зависимостях $\mu_d(H)$ для всех трех исследованных материалов. Высота пика на полевой зависимости стали Ст3 (образец с $\epsilon_{пр} = 0,34$) уменьшается практически в 3 раза. Снижение дифференциальной проницаемости с увеличением степени деформации прокаткой определяется той же причиной, что обуславливает изменение коэрцитивной силы и максимальной магнитной проницаемости, – увеличением плотности дислокаций. На кривой $\mu_d(H)$ для образцов из стали 08X18H10T, прокатанной до $\epsilon_{пр} = 0,36$, начинается рост пика, соответствующего формированию при прокатке мартенсита деформации. Пик локализуется в полях 20–25 А/см. Причем на полевой зависимости дифференциальной магнитной проницаемости композиционного материала в этих же полях происходит формирование второго пика, что свидетельствует о протекании фазового превращения в слое из стали 08X18H10T в КМ.

На рис. 13 в представлены кривые $\mu_d(H)$ для всех трех материалов, прокатанных на максимальные степени деформации. На кривой $\mu_d(H)$ для композита, прокатанного с $\epsilon_{пр} = 0,62$, наблюдаются два четких пика, которые соответствуют двум ферромагнитным фазам – ферриту в стали Ст3 и мартенситу в стали 08X18H10T. Поля пиков отдельных компонентов с достаточной степенью точности соответствуют значениям их коэрцитивных сил. Пик от стали Ст3, как отдельного компонента, расположен в более сильном поле, чем пик от стали Ст3 в КМ, поскольку максимальная величина $\epsilon_{пр}$ для образца из Ст3 равна 0,63, а слоя Ст3 в пакете – 0,53 (табл. 6). Пики от стали Ст3 локализируются в полях от 0,2 до 6 А/см, а от стали 08X18H10T – от 20 до 40 А/см. При увеличении $\epsilon_{пр}$ высота пика, соответствующего стали 08X18H10T, увеличивается с ростом содержания α' -фазы. Таким образом, по положению пика на полевой зависимости дифференциальной магнитной проницаемости и его высоте можно судить о величине степени деформации прокаткой как композиционного материала в целом, так и его отдельных компонентов.

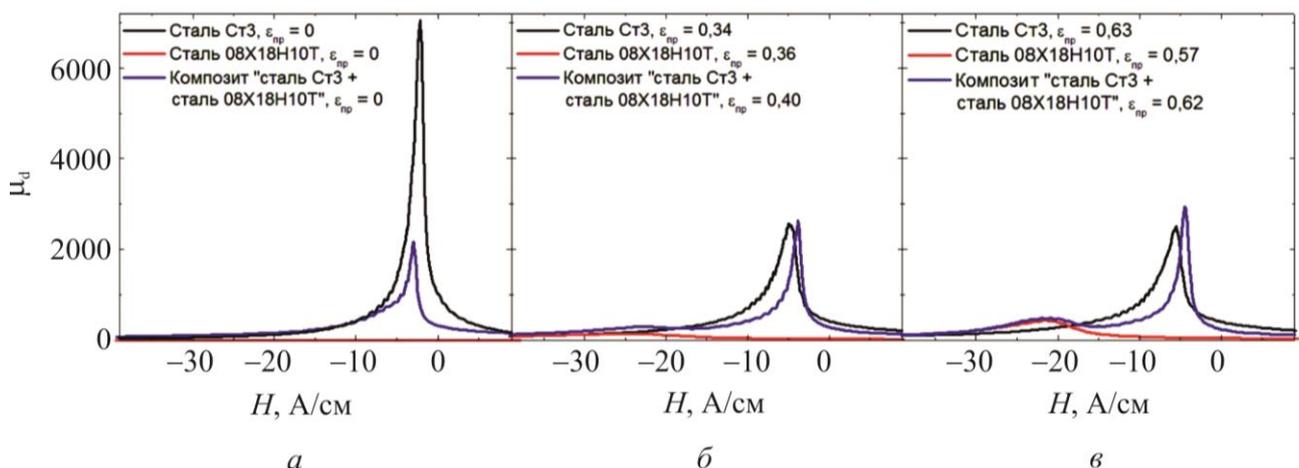


Рис. 13. Полевые зависимости дифференциальной магнитной проницаемости композиционного материала «сталь 08X18H10T – сталь Ст3» и его отдельных компонентов, построенных для различных степеней деформации прокаткой

Поскольку величины коэрцитивной силы, максимальной магнитной проницаемости и остаточной индукции композиционного материала почти полностью определяются слоем из стали Ст3, эти характеристики не могут быть использованы для оценки изменений, происходящих при одноосном растяжении в слое из стали 08X18H10T в композите. Более информативной для диагностики состояния отдельных компонентов в КМ является полевая зависимость дифференциальной магнитной проницаемости. На рис. 14 приведены полевые зависимости дифференциальной магнитной проницаемости образцов из композиционного матери-

ала, полученного по технологии сварки взрывом, в исходном состоянии и после прокатки с $\varepsilon_{пр} = 0,62$ при различных приложенных растягивающих напряжениях. У не деформированного прокаткой образца (рис. 14 а) на полевых зависимостях μ_d наблюдается только один пик, соответствующий ферриту в стали Ст3. То есть разрушение этого образца происходит раньше, чем успевает образоваться достаточное для появления второго пика количество α' -мартенсита. У образца с $\varepsilon_{пр} = 0,62$ (рис. 14 б) на полевой зависимости дифференциальной магнитной проницаемости четко различаются два пика, соответствующие двум ферромагнитным фазам: ферриту в стали Ст3 и α' -мартенситу в стали 08X18H10T. С увеличением приложенных растягивающих напряжений происходит рост пика $\mu_{диф}$ от мартенсита деформации по высоте, что свидетельствует об увеличении количества α' -фазы. Поле пика от мартенсита деформации при приложении растягивающих напряжений изменяется с минимумом. Полевые зависимости дифференциальной магнитной проницаемости, аналогичные приведенным на рис. 14 б, наблюдали для всех образцов, подвергнутых предварительной холодной прокатке.

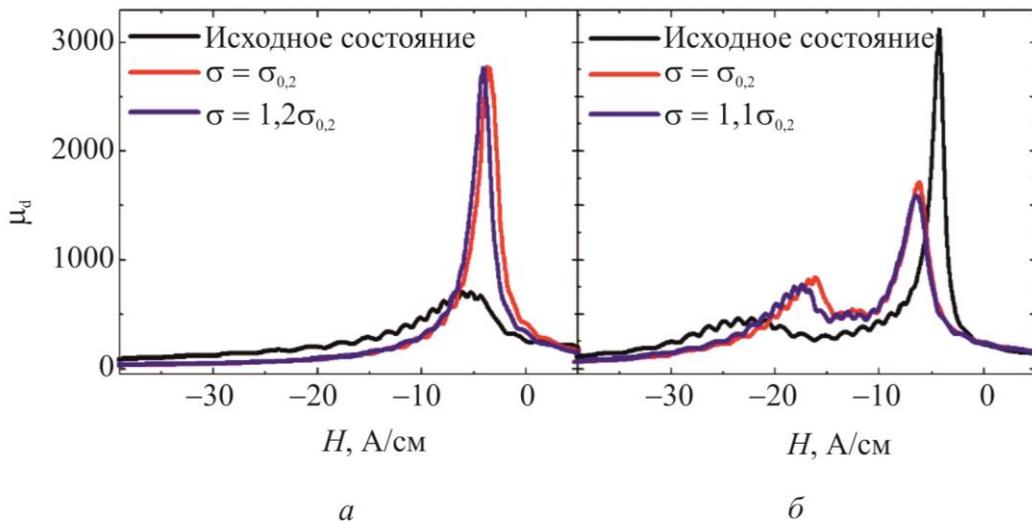


Рис. 14. Полевые зависимости дифференциальной магнитной проницаемости композиционного материала «сталь 08X18H10T – сталь Ст3» в исходном состоянии (а) и после прокатки с $\varepsilon_{пр} = 0,62$ при различных уровнях приложенных растягивающих напряжений (б)

6. Заключение

Таким образом, магнитные методы контроля могут быть применены для оценки структурного состояния, фазового состава, прочностных характеристик и качества отдельных слоев композиционного материала на основе использования особенностей перемангничивания многослойных ферромагнетиков. Регистрация дифференциальной магнитной проницаемости каждого из слоев расширяет функциональные возможности магнитных методов контроля и позволяет создать приборы для отдельного определения физико-механических свойств каждого из слоев и их толщин. В процессе деформационного воздействия, наблюдая за изменениями дифференциальной магнитной проницаемости каждого из слоев, можно судить о характере протекания деформационных процессов в них, а в некоторых случаях оценивать изменения фазового состава в сталях аустенитного класса с деформационно-нестабильной структурой.

Литература

1. Слоистые металлические композиции / И. Н. Потапов, В. Н. Лебедев, А. Г. Кобелев, Е. В. Кузнецов, А. А. Быков, Р. М. Ключников // М. : Metallurgiya, 1986. – 216 с.
2. Лахтин Ю. М., Леонтьева В. П. Материаловедение. – М. : Машиностроение, 1990. – 528 с.
3. Application of differential magnetic permeability in the quality control of surface hardening / E. S. Gorkunov, B. M. Lapidus, A. V. Zagainov, S. A. Voronov, G. Y. Bushmeleva // Soviet Journal of Nondestructive Testing–USSR. – 1988. – Vol. 24, no. 7. – P. 441–446.
4. Горкунов Э. С., Лapidус Б. М. Магнитные свойства двуслойных ферромагнетиков применительно к контролю качества поверхностно-упрочненных изделий // Структурно-фазовые превращения в металлах: проблемы прочности и пластичности. – Свердловск : УНЦ АН СССР, 1987. – С. 103–110.
5. Gorkunov E. S Magnetic Methods and Instruments for the Quality-Control of the Case-Hardening of Ferromagnetic Steel Objects – (Review) // Soviet Journal of Nondestructive Testing–USSR. – 1991. – Vol. 27, no. 1. – P. 1–18.
6. Горкунов Э. С., Лapidус Б. М., Загайнов А. В. Способ контроля качества многослойных ферромагнитных изделий. – Авт. свид. № 1252718. – Бюл. изобр., 1986, № 31, с. 182.
7. Щербинин В. Е., Горкунов Э. С. Магнитный контроль качества металлов. – Екатеринбург : УрО РАН, 1996. – 264 с. – ISBN 5-7691-0655-7.
8. Определение глубины закаленного слоя магнитным методом / В. М. Дехтяр, А. М. Горбунова, Л. М. Балдина, Г. М. Касаткина // Заводская лаборатория. – 1946. – Т. 12, № 9–10. – С. 808–816.
9. Дехтяр В. М. О коэрцитивной силе двуслойного цилиндра // ЖЭТФ. – 1946. – Вып. 10. – С. 2–7.
10. Михеев М. Н., Горкунов Э. С. Магнитные методы структурного анализа и неразрушающего контроля. – М. : Наука, 1993. – 252 с.
11. Кифер И. И., Семеновская И. Б., Фомин И. Н. О связи дифференциальной проницаемости с коэрцитивной силой // Заводская лаборатория. – 1969. – № 10. – С. 1191–1193.
12. Non-destructive testing for evaluating integrity / K. Brinksmeier, E. Scheider, W. A. Theiner, H. K. Tönsholff // Annals of the CIRP. – 1984. – Vol. 33, № 2. – P. 489–509.
13. Effect of Elasto-Plastic Loading on the Magnetic Characteristics of Steel 20 Hardened with Gas Case-Hardening / E. S. Gorkunov, S. Yu. Mitropolskaya, E. M. Groznaya, A. N. Mushnikov, A. L. Osintseva, E. A. Tueva // Russian Journal of Nondestructive Testing. – 2011. – Vol. 47, no. 4. – P. 221–231. – DOI: 10.1134/S106183091104005X.
14. Ryzhov N. M., Fakhurtdinov R. S., Smirnov A. E. Cyclic Strength of Steel 16kh3nvfbm-Sh (Vks-5) after Vacuum Carburizing // Metal Science and Heat Treatment. – 2010. – Vol. 52, nos. 1–2. – P. 61–66. – DOI: 10.1007/s11041-010-9230-9.
15. Борисенок Г. В., Васильев Л. А., Ворошнин Л. Г. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. – М. : Metallurgiya, 1981. – 424 с.
16. Effect of Laser Surface Hardening on Magnetic Characteristics of a Carbon Steel under Loading / E. S. Gorkunov, S. Yu. Mitropol'skaya, S. M. Zadvorkin, A. L. Osintseva, D. I. Vichuzhanin // Russian Journal of Nondestructive Testing. – 2008. – Vol. 44, no. 8. – P. 560–565. – DOI: 10.1134/S1061830908080081.
17. Magnetic investigation of strains and stresses in surface-hardened materials / E. S. Gorkunov, S. Yu. Mitropolskaya, A. L. Osintseva, D. I. Vichuzhanin // Physical Mesomechanics. – 2009. – Vol. 12, iss. 3–4. – P. 190–198. – DOI: 10.1016/j.physme.2009.07.012.
18. Determination of the Magnetic Properties of Separate Zones of Welds and the Width of Welded Joints Based on Magnetic Measurements / E. S. Gorkunov, A. M. Povolotskaya, E. A. Tueva, L. S. Goruleva, S. M. Zadvorkin // Russian Journal of Nondestructive Testing. – 2011. – Vol. 47, no. 9. – P. 577–586. – DOI: 10.1134/S1061830911090038.

19. Variation of Magnetic Properties of Two-Layer Carbon-Steel Products under Tension / E. S. Gorkunov, S. M. Zadvorkin, I. G. Emel'yanov, S. Yu. Mitropol'skaya // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2007. – Vol. 103, no. 6. – P. 624–632. – DOI: 10.1134/S0031918X07060129.
20. Coercive Force of a Package of Steel Sheets with Different Degrees of Magnetic Hardness / E. S. Gorkunov, A. M. Povolotskaya, V. G. Kuleev, V. K. Chistyakov, O. B. Korobka // *Russian Journal of Nondestructive Testing*. – 2002. – Vol. 38, no. 5. – P. 331–338. DOI: 10.1023/A:1020960918166.
21. Модель напряженно-деформированного состояния двухслойного стального изделия при одноосном растяжении / Э. С. Горкунов, И. Г. Емельянов, С. М. Задворкин, С. Ю. Митропольская // *Металлы*. – 2007. – № 1. – С. 78–82.
22. Гольдштейн М. И., Грачев С. В., Векслер Ю. Г. Специальные стали : учебник для вузов. – 2-е изд., перераб. и доп. – М. : МИСИС, 1999. – 408 с.
23. Филиппов М. А., Литвинов В. С., Немировский Ю. Р. Стали с метастабильным аустенитом. – М. : Металлургия, 1988. – 255 с.
24. The Application of Magnetic Structural Phase Analysis for the Diagnostics of the State of a 08X18H10T Steel–C 3 Steel Composite Material and its Components that Were Subjected to Plastic Deformation / E. S. Gorkunov, S. M. Zadvorkin, E. A. Putilova, A. M. Povolotskaya, L. S. Goruleva, I. A. Veretennikova, I. S. Kamantsev // *Russian Journal of Nondestructive Testing*. – 2012. – Vol. 48, no. 6. – P. 346–356. – DOI: 10.1134/S1061830912060022.
25. Gorkunov E. S., Zadvorkin S. M., Putilova E. A. Magnetic estimation of stresses applied to a two-layer steel C(T)3-steel 08X18H10T composite material during elastoplastic deformation by uniaxial tension // *Russian Journal of Nondestructive Testing*. – 2012. – Vol. 48, no. 8. – P. 495–504. – DOI: 10.1134/S1061830912080050.

DEVELOPMENT OF UHMWPE-BASED ANTIFRICTION MATERIALS

O. V. Gogoleva*, E. S. Petukhova

*Institute of Oil and Gas Problems, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences,
 20 Avtodorozhnaya St., 677007, Yakutsk, Russia*

*Corresponding author. E-mail: oli-gogoleva@yandex.ru
 address for correspondence: 677007, ul. Avtodorozhnaya 20, Yakutsk, Russia.

The paper presents research results on the development of promising polymeric composite materials based on ultrahigh-molecular polyethylene and nanostructured fillers. It is shown that the modification of UHMWPE with nanoclays halves the rate of mass wear, as well as the friction coefficient and temperature in the contact zone, increasing the strength of materials by 30 % as compared to unfilled UHMWPE. Advanced polymer composites have been developed to improve the reliability, safety and efficiency of the operation of transportation and processing equipment.

Keywords: ultra-high molecular weight polyethylene, polymeric composite material, filler, supramolecular structure, friction coefficient, friction surface.

DOI: 10.17804/2410-9908.2017.2.028-033

References

1. Okhlopkova A.A., Adrianova O.A., Popov S.N. *Modifikatsiya polimerov ultradispersnyimi soedineniyami* [Modification of Polymers by Ultradispersed Compounds]. Yakutsk, Izd-vo SO RAN Publ., 2003, 224 p. (In Russian).
2. Selyutin G.E., Gavrilov Yu.Yu., Voskresenskaya E.N., Zakharov V.A., Nikitin V.E., Poluboyarov V.A. Composite materials based on ultra-high molecular weight polyethylene: properties, prospects of use. *Chemistry for Sustainable Development*, 2010, vol. 18, no. 3, pp. 375–388. (In Russian).
3. Okhlopkova A.A., Petrova P.N., Gogoleva O.V. Wear-resistant composite materials based on ultra-high molecular weight polyethylene meant for operation under extreme conditions. *Materi- alovedenie*, 2011, no. 9, pp. 10–13. (In Russian).
4. Andreeva I.N., Veselovskaya E.V., Nalivaiko E.I. *Sverkhmolekulyarnyi polietilen vysokoy plotnosti* [Ultra-High Molecular Weight Polyethylene]. L., Khimiya Publ., 1982, 80 p. (In Russian).
5. Junges Fernando, Beauvalet Mariana, Leal Bárbara C., Casagrande Adriana C. A., Mota Fábio F., Mauler Raquel S., Casagrande Jr. Osvaldo L. UHMWPE-Layered Silicate Nanocomposites by in situ Polymerization with Tris(pyrazolyl)borate Titanium/Clay Catalyst. *J. Braz. Chem. Soc.*, 2009, vol. 20, no. 3, pp. 472–477. DOI: 10.1590/S0103-50532009000300010.
6. Brevnov P.N. *Polyethylene- and montmorillonite-based nanocomposite materials: synthesis, structure, properties*. Ph.D thesis, 2008. (In Russian).
7. Sleptsova S.A., Afanasieva E.S., Grigorieva V.P. Structure and tribological behavior of polytetrafluoroethylene modified with layered silicates. *Journal of Friction and Wear*, 2009, vol. 30, no. 6, pp. 1–7. DOI: 10.3103/S1068366609060105.
8. Myshkin N.K., Petrokovets M.I. *Trenie, smazka, iznos. Fizicheskie osnovy i tekhnicheskie prilozheniya tribologii* [Friction, Lubrication, Wear. Basic Physics and Engineering Applications of Tribology]. M., Fizmatlit Publ., 2007, 368 p. (In Russian).
9. Mashkov Yu.K., Ovchar Z.N., Surikov V.I., Kalistratova L.F. *Kompozitsionnye materialy na osnove politetraforetilena. Strukturnaya modifikatsiya* [Polytetrafluoroethylene-Based Composite Materials. Structural Modification]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2005, 240 p. (In Russian).

Подана в журнал: 02.06.2017
УДК 678.073
DOI: 10.17804/2410-9908.2017.2.028-033

РАЗРАБОТКА АНТИФРИКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ СВМПЭ

О. В. Гоголева*, Е. С. Петухова

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем нефти и газа СО РАН,
ул. Автодорожная, 20, Якутск, Российская Федерация*

*Ответственный автор. Электронная почта: oli-gogoleva@yandex.ru;
адрес для переписки: 677007, Якутск, ул. Автодорожная, 20, Российская Федерация.

В работе приведены результаты исследований по разработке перспективных полимерных композиционных материалов на основе сверхвысокомолекулярного полиэтилена и наноструктурированных наполнителей. Показано, что модификация СВМПЭ наноглинами приводит к понижению скорости массового изнашивания в 2 раза при снижении коэффициента трения и температуры в зоне контакта в 2 раза, при этом прочность материалов увеличивается до 30 % по сравнению с ненаполненным СВМПЭ. Разработаны перспективные полимерные композиты для повышения надежности, безопасности и эффективности эксплуатации транспортной техники и технологического оборудования.

Ключевые слова: сверхвысокомолекулярный полиэтилен, полимерный композиционный материал, наполнитель, надмолекулярная структура, коэффициент трения, поверхность трения.

1. Введение

В последние годы на стыке различных областей науки возникли интересные направления в создании перспективных наноконпозиционных материалов. Известно, что состав матрицы и наполнителя, их соотношение, структура и взаимная ориентация определяют требуемые сочетания эксплуатационных технологических и других специфических свойств наноконпозитов, в которых, как правило, проявляется синергизм полезных свойств исходных компонентов неорганической и органической природы [1–4].

Прикладной интерес объясняется значительным улучшением ряда механических, теплофизических, барьерных свойств крупнотоннажных полимеров при добавлении к ним частиц наноглин, достигаемым при незначительном увеличении плотности системы благодаря низким степеням наполнения. Возможность получения наполненных полимерных материалов с повышенными модулем упругости и физико-механическими, триботехническими характеристиками делает полимер – силикатные наноконпозиты весьма – привлекательными в производстве широкого ряда продуктов: от упаковочных материалов до конструкционных изделий [5, 6].

2. Методики и объекты исследования

В качестве полимерной матрицы был использован сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ) марки GUR 4120 с молекулярной массой 4,7 млн. со средним размером частиц порошка – 50–150 мкм и плотностью – 936–950 кг/м³.

Выбор СВМПЭ в качестве полимерной матрицы для наномодифицирования обусловлен тем, что он является крупнотоннажным промышленным полимером с широким спектром областей применения. С другой стороны, СВМПЭ является уникальным полимером, способным сохранять упруго-эластические свойства, сравнительно низкие и стабильные значения коэффициента трения, необходимые для обеспечения работоспособности узлов трения при

высоких нагрузках, скоростях скольжения и в широком интервале температур. Полимерные материалы на его основе обладают высокой морозостойкостью, ударной прочностью, химической стойкостью, термической устойчивостью и износостойкостью. У подшипников из таких материалов отсутствуют явления схватывания и заедания, поэтому даже после длительного бездействия пусковой момент трения незначительно увеличивается, что важно при эксплуатации техники в условиях Севера.

Выбор слоистых силикатов вермикулита и бентонита в качестве наполнителей обусловлен их структурой, характеризуемой как природная наноструктура. Благодаря своей структуре слоистые силикаты способны эксфолироваться в полимерной матрице на единичные слои, что приводит к формированию развитого межфазного слоя полимер/наполнитель, объем которого увеличивается при уменьшении размера частиц наполнителя [5].

Физико-механические свойства определяли на разрывной машине «Инстрон» при скорости движения подвижных захватов 50 мм/мин. Скорость массового изнашивания и коэффициент трения полимерных композитов определяли на машине трения ИИ 5018 (схема трения «диск–диск» при контактном давлении 200 Н, скорости скольжения 1 м/с, контртело-стальной вал из стали 45 с твердостью 45–50 HRC и шероховатостью $R_a = 0,06–0,07$ мкм). Скорость изнашивания оценивали по потере массы образцов в единицу времени. Момент трения фиксировали с помощью цифрового милливольтметра и рассчитывали коэффициент трения. Температуру в зоне контакта ПКМ/стальное контртело определяли термопарой, закрепленной в полимерной втулке на расстоянии 1 мм от поверхности трения.

Исследование надмолекулярной структуры разработанных материалов проводили на растровом электронном микроскопе JSM-6480LV фирмы JEOL (Япония).

3. Результаты испытаний и их обсуждение

В табл. 1 приведены результаты исследований физико-механических характеристик полимерных композиционных материалов (ПКМ) на основе СВМПЭ, содержащих наноглины, а именно – диспергированные до наноразмерного уровня бентонит и вермикулит со средним размером частиц 30–70 нм.

Таблица 1 – Физико-механические характеристики ПКМ на основе СВМПЭ и наноструктурированных наполнителей

Состав	C, мас. %	ϵ , %	δ , МПа	E, МПа
СВМПЭ	–	340–350	31–34	730–740
СВМПЭ + бентонит	0,5	340–360	40–43	920–960
СВМПЭ + бентонит	1	330–350	32–34	730–740
СВМПЭ + вермикулит	0,5	340–360	43–45	930–960
СВМПЭ + вермикулит	1	330–340	35–37	750–800

Из данных табл. 1 следует, что при наномодифицировании СВМПЭ 0,5 мас. % бентонита и вермикулита относительное удлинение при разрыве остается на уровне исходного полимера, тогда как прочность при разрыве и модуль упругости повышаются на 30–35 %, что, вероятно, является следствием уменьшения гибкости макромолекул из-за возникающих связей между частицами наполнителя и макромолекулами полимера [7]. Увеличению модуля упругости, возможно, способствуют ориентированные полимерные цепочки в слоях глины.

В табл. 2 приведены триботехнические показатели композитов, модифицированных 0,5 мас. % вермикулита.

Установлено снижение скорости массового изнашивания до 2 раз и уменьшение коэффициента трения и температуры в зоне контакта по сравнению с ненаполненным СВМПЭ.

Увеличение износостойкости и снижение коэффициента трения, вероятно, связано с тем, что наночастицы вермикулита способствуют увеличению адгезии пленки переноса к поверхности контртела. Это, также свидетельствует о том, что при модифицировании образуется новая структура, которая обеспечивает легкость скольжения субслоев и повышает износостойкость поверхностного слоя [8].

Таблица 2 – Триботехнические характеристики ПКМ

Состав	I , мг/ч	f	T , °C
СВМПЭ	0,67	0,23	80–90
СВМПЭ + 0,5 мас. % + вермикулит	0,3	0,17	65–70

Для установления влияния наполнителей на процессы структурообразования в СВМПЭ и, соответственно, на характер изменения свойств проведены структурные исследования методом электронной микроскопии.

Структурные исследования (рис. 1) показали, что морфология наполненного СВМПЭ значительно отличается от морфологии исходного полимера. Структура исходного СВМПЭ (рис. 1 *a*) характеризуется как ламеллярная с высокой степенью кристалличности.

Введение 0,5 мас. % вермикулита с развитой удельной поверхностью обеспечивает существенное изменение кристаллизации, приводя к образованию различных надмолекулярных структурных элементов в СВМПЭ, имеющих четко выраженные границы (рис. 1 *б*).

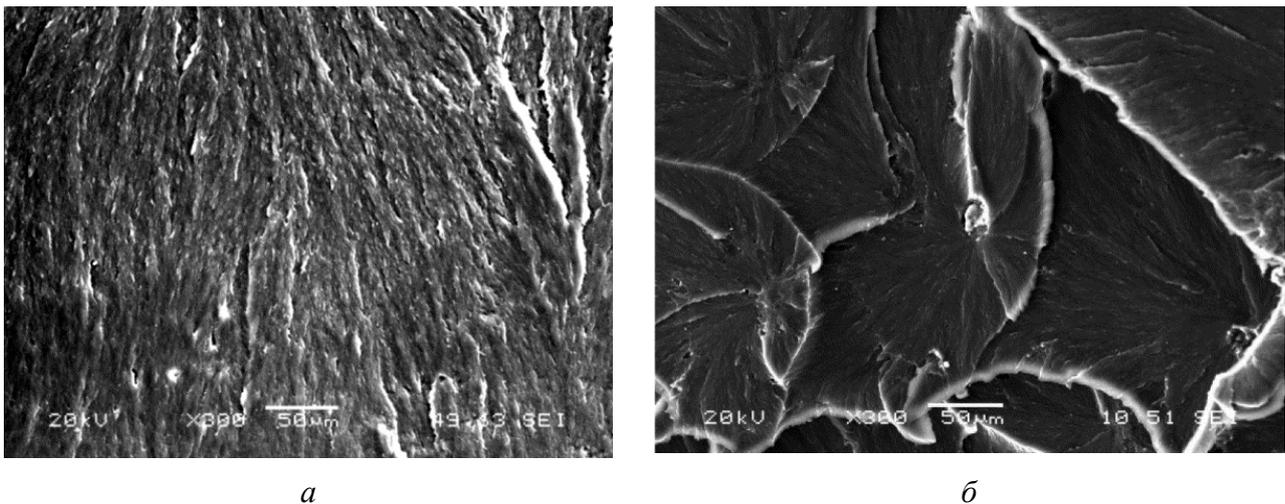


Рис. 1. Надмолекулярная структура СВМПЭ:

a – исходного; *б* – модифицированного 0,5 мас. % вермикулита. Увеличение $\times 300$

Из микрофотографий следует, что частицы вермикулита являются центрами кристаллизации, от которых идет рост сферолитных образований. Образование сферолитов предпочтительнее с кинетической точки зрения, так как этот процесс требует минимальной перестройки малоподвижной структуры кристаллического полимера [1, 9].

Очевидно, частицы вермикулита ведут себя как искусственные зародыши структурообразования, способствуя образованию более организованной и упорядоченной надмолекулярной структуры. Именно этот композит отличается оптимальным сочетанием триботехнических и деформационно-прочностных характеристик.

Одним из факторов, определяющих механизмы трения и изнашивания полимерных систем, является структура поверхностных слоев контактирующих тел, формирующаяся в процессе эксплуатации. На рис. 2 представлены микрофотографии поверхностей трения композитов на основе СВМПЭ, модифицированных 0,5 мас. % вермикулита.

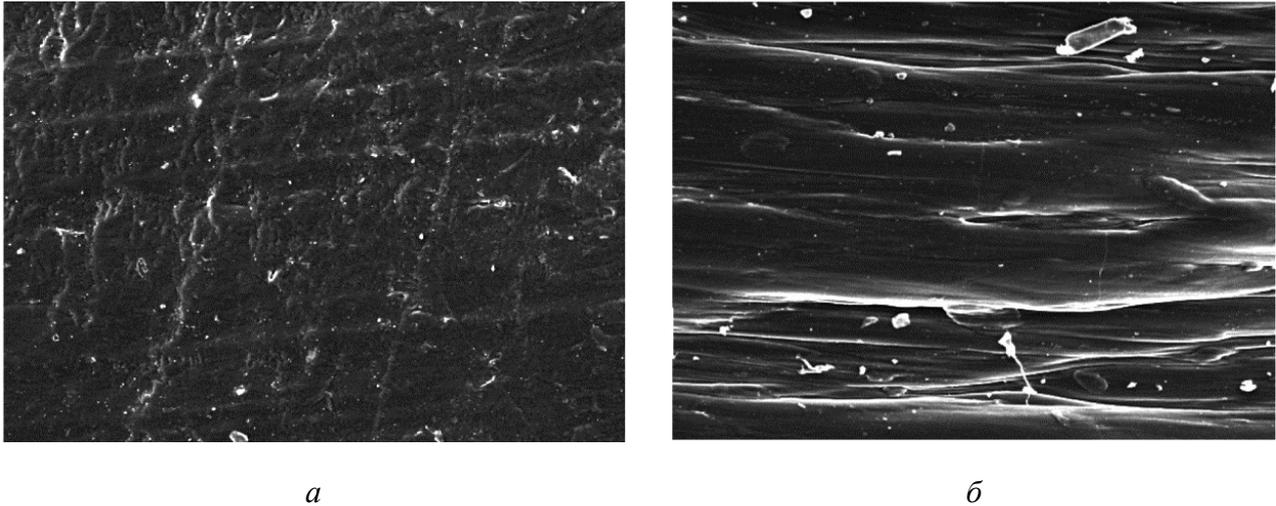


Рис. 2. Микрофотографии поверхностей ПКМ: *а* – до трения; *б* – после трения

Структуру поверхности ПКМ (рис. 2 *б*) после трения можно охарактеризовать как бороздчатую структуру, которая имеет вид полос различной ширины, как правило, ориентированных вдоль направления скольжения. Борозды образуются в результате пластического отеснения материала поверхности твердыми частицами, находящимися в составе пограничного слоя.

Образование подобной структуры композита в процессе трения свидетельствует о стабильной работе трибосопряжения [8]. Износостойкость композита возросла в 2 раза, а коэффициент трения нанокompозита уменьшился до 0,17, что свидетельствует о пластифицирующем действии наномодификатора при трении и изнашивании композита.

4. Заключение

Результаты исследования свойств композитов на основе СВМПЭ подтверждают перспективность использования природных минералов бентонита и вермикулита в качестве модификаторов для разработки триботехнических материалов.

Показано, что модификация СВМПЭ наноструктурированным вермикулитом и бентонитом в количестве 0,5–1,0 мас. % приводит к повышению служебных характеристик. Прочность при разрыве и модуль упругости увеличились на 30–40 %, износостойкость повысилась в 2 раза при уменьшении коэффициента трения и температуры в зоне контакта.

Таким образом, на основании проведенных исследований разработаны новые составы композитов с высокими триботехническими характеристиками.

Литература

1. Охлопкова А. А., Адрианова О. А., Попов С. Н. Модификация полимеров ультрадисперсными соединениями. – Якутск : Изд-во СО РАН, 2003. – 224 с.
2. Композиционные материалы на основе сверхвысокомолекулярного полиэтилена: свойства, перспективы использования / Г. Е. Селютин, Ю. Ю. Гаврилов, Е. Н. Воскресенская, В. А. Захаров, В. Е. Никитин, В. А. Полубояров // Химия в интересах устойчивого развития. – 2010. – Т. 18, № 3. – С. 375–388.
3. Охлопкова А. А., Петрова П. Н., Гоголева О. В. Износостойкие композиционные материалы на основе сверхвысокомолекулярного полиэтилена для эксплуатации в экстремальных условиях // Материаловедение. – 2011. – № 9. – С. 10–13.
4. Андреева И. Н., Веселовская Е. В., Наливайко Е. И. и др. Сверхвысокомолекулярный полиэтилен высокой плотности. – Л. : Химия, 1982. – 80 с.

5. UHMWPE-Layered Silicate Nanocomposites by in situ Polymerization with Tris(pyrazolyl)borate Titanium/Clay Catalyst / Fernando Junges, Mariana Beauvalet, Bárbara C. Leal, Adriana C. A. Casagrande, Fábio F. Mota, Raquel S. Mauler, Osvaldo L. Casagrande Jr. // *J. Braz. Chem. Soc.* – 2009. – Vol. 20, no. 3. – P. 472–477. – DOI: 10.1590/S0103-50532009000300010.
6. Бревнов П. Н. Нанокпозиционные материалы на основе полиэтилена и монтмориллонита: синтез, структура, свойства : автореф. дис. ... канд. хим. наук : 02.00.06. – М., 2008. – 24 с.
7. Sleptsova S. A., Afanas'eva E. S., Grigor'eva V. P. Structure and tribological behavior of polytetrafluoroethylene modified with layered silicates // *Journal of Friction and Wear.* – 2009. – Vol. 30, no. 6. – P. 1–7. – DOI: 10.3103/S1068366609060105.
8. Мышкин Н. К., Петроковец М. И. Трение, смазка, износ. Физические основы и технические приложения трибологии. – М. : ФИЗМАТЛИТ, 2007. – 368 с. – ISBN 978-5-9221-0824-9
9. Композиционные материалы на основе политетрафторэтилена. Структурная модификация / Ю. К. Машков, З. Н. Овчар, В. И. Суриков, Л. Ф. Калистратова. – М. : Машиностроение, 2005. – 240 с.

STUDYING THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF ELASTOMERIC COMPOSITES DESIGNED TO OPERATE UNDER EXTREME CONDITIONS

V. V. Portnyagina*, N. N. Petrova, N. P. Ovchinnikov, A. N. Martynova

*M.K. Ammosov North-Eastern Federal University,
 58 Belinskogo St., Yakutsk, 677000, Russia*

*Corresponding author. E-mail: vick_i@mail.ru;
 address for correspondence: 677000, Yakutsk, ul. Kulakovskogo, 46.
 Tel.: 8(4112) 36 75 69; fax: 8(4112) 36 75 69

The paper presents results of studying the main operational properties and structure of sealing rubbers based on propylene oxide rubber and ultrafine polytetrafluoroethylene intended for extreme operating conditions. It is shown that, to achieve a positive effect on the material properties, it will suffice to add to the rubber compound 0.5–1 wt % of polymer per 100 wt % of rubber. This is due to the high activity of UPTFE particles, their nanostructured arrangement and better uniformity of their distribution in the volume of the elastomeric matrix. RF and US patents for rubber formulations have been taken out.

Keywords: sealing materials, propylene oxide rubber, ultrafine polytetrafluoroethylene, frost resistance, wear resistance, structure of elastomeric material, electron microscopy.

DOI: 10.17804/2410-9908.2017.2.034-039

References

1. Chersky I.N. *Polimernyye materialy v sovremennoy uplotnitelnoy tekhnike* [Polymeric Materials in Modern Sealing Technology]. Yakutsk, Knizhnoe izdatelstvo Publ., 1975, 110 p. (In Russian).
2. Govorova O.A., Vishnitsky A.S., Chubarova G.V., Morozov Yu.L. Development of weather-resistant rubbers with improved low-temperature and adhesive properties. *Kauchuk i rezina*, 1999, no. 2, pp. 18–20. (In Russian).
3. Petrova N.N., Portnyagina V.V., Biklibaeva R.F. Wear-Resistant Mixture Based on Propylene Oxide Rubber. *RF Patent 2294346*, 2007. (In Russian).
4. Buznik V.M., Fomin V.M., Alkhimov A.P. *Metallopolimernye nanokompozity* [Metal-polymer nanocomposites]. Novosibirsk, Izd-vo SO RAN Publ., 2005, 260 p. (In Russian).
5. Petrova N.N., Portnyagina V.V. Rubbers based on mixtures of propylene oxide rubber and polytetrafluoroethylene. *Kauchuk i rezina*, 2007, no. 4, pp. 8–11. (In Russian).
6. Kuleznev V.N. *Smesi polimerov* [Polymer Mixtures]. Moscow, Khimiya Publ., 1980, 304 p. (In Russian).
7. Van Krevelen D.W. *Svoystva i khimicheskoe stroenie polimerov* [Properties and Chemical Structure of Polymers]. Moscow, Khimiya Publ., 1976, 414 p. (In Russian).
8. Petrova N.N., Portnyagina V.V. Wear-resistant rubber based on propylene oxide rubber and ultra-fine polytetrafluoroethylene. *RF Patent 2502759 C1*, 2013. (In Russian).
9. Petrova N.N., Portnyagina V.V. Wear-resistant rubber based on propylene oxide rubber and ultrafine polytetrafluoroethylene, *US Patent 8841370 B1*, 2013.

Подана в журнал: 01.07.2017
УДК 678.7
DOI: 10.17804/2410-9908.2017.2.034-039

ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЭЛАСТОМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ ДЛЯ ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

В. В. Портнягина*, Н. Н. Петрова, Н. П. Овчинников,
А. Н. Мартынова

*Северо-Восточный федеральный университет им. М.К. Аммосова,
ул. Белинского, 58, Якутск, Россия*

*Ответственный автор. Электронная почта: vick_i@mail.ru;
адрес для переписки: 677000, г. Якутск, ул. Кулаковского, 46.
Тел: 8 (4112)36-75-69; факс: 8(4112) 36-75-69

Представлены результаты исследования основных эксплуатационных свойств и структуры уплотнительных резин на основе пропиленоксидного каучука и ультрадисперсного политетрафторэтилена для экстремальных условий эксплуатации. Показано, что для достижения положительного влияния на свойства материала в резиновую смесь достаточно ввести 0,5–1 мас. ч. полимера на 100 мас. ч. каучука. Это связано с высокой активностью частиц УПТФЭ, их наноструктурной организацией, лучшей равномерностью их распределения в объеме эластомерной матрицы. На рецептуры резин получен патент РФ и США.

Ключевые слова: уплотнительные материалы, пропиленоксидный каучук, ультрадисперсный политетрафторэтилен, морозостойкость, износостойкость, структура эластомерного материала, электронная микроскопия.

1. Введение

Разработка полезных ископаемых в северных регионах Российской Федерации требует создания новых уплотнительных эластомерных материалов для экстремальных условий эксплуатации. Эластомерные материалы уплотнительного назначения, которыми комплектуются управляющие, питающие, силовые и другие системы техники, подвергаются воздействию колебаний давления, импульсных нагрузок, действия углеводородных жидких сред и климатических факторов с температурным интервалом, превышающим 120 °С. Резины, пригодные для использования в условиях холодного климата, должны иметь высокую морозостойкость вплоть до –55–65 °С, высокий уровень прочностных свойств, повышенные релаксационные свойства, стойкость в агрессивных углеводородных средах и высокие триботехнические характеристики [1]. В связи с этим актуальность представляет опробование новых рецептур резин с заданным комплексом свойств, содержащих эффективные модификаторы и наполнители.

2. Материал и методика

В качестве эластомерной основы предложен пропиленоксидный каучук (СКПО, ТУ 2294-067-16810126-99), обладающий уникальной морозостойкостью ($T_c = -74$ °С), озоно- и термостойкостью [2]. Однако для удовлетворения всех требований, предъявляемых к уплотнительным резинам, необходимо повысить остаточную деформацию сжатия, масло- и износостойкость СКПО. Для достижения данных целей эластомер совмещали с ультрадисперсным политетрафторэтиленом и сравнивали с результатами, полу-

ченными при разработке материалов на основе данного каучука с традиционным фторопластом Ф-4, на изобретение которого авторами получен патент РФ [3].

Ультрадисперсный политетрафторэтилен (УПТФЭ, ТУ 2229-004-02698192-2002) обладает агрессивностойкостью в сочетании с высокой термостойкостью, низким коэффициентом трения и высокими триботехническими характеристиками, присущими традиционному ПТФЭ Ф-4, а также повышенной адгезией к металлическим поверхностям и частичной растворимостью полимера. УПТФЭ применяют в качестве присадки в масла, при этом частицы фторполимера прочно связываются с поверхностью металла и заполняют неровности плотной пленкой. Эта пленка приводит к резкому уменьшению коэффициента трения между металлическими поверхностями и защищает их от износа и коррозии [4]. Такой же механизм поверхностного действия следует ожидать и при введении его в резиновые смеси на основе СКПО.

Композиции на основе СКПО, содержащие от 0,5 до 20 мас. ч. УПТФЭ, готовили в пластикордере «BRABENDER PL-2200-3». Основные технические характеристики определяли согласно стандартным методикам (ГОСТ 270-84, ГОСТ 9.029-74, ГОСТ 408-78, ГОСТ 9.030-74). В качестве агрессивных сред были отобраны масла МС-8П (масло 1), СМ-4,5 (масло 2), МС-20 (масло 3), а также нефть Талаканского (нефть ТМ) и Иреляхского месторождений (нефть ИМ). Износостойкость смесей оценивали на приборе АР-40 по методу определения сопротивления истиранию. Структуру материалов исследовали с помощью электронного сканирующего микроскопа JSM – 6480LV фирмы «JEOL», снабженного рентгеноспектральной приставкой «Oxford».

3. Результаты и обсуждение

Введение ультрадисперсного политетрафторэтилена в матрицу пропиленоксидного каучука приводит к улучшению износостойкости на 35 %, снижению остаточной деформации сжатия на 11 % и повышению коэффициента морозостойкости при $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ на 12 % при малых дозировках наполнителя. Оптимальными свойствами обладают композиции, содержащие 0,5–1 мас. ч. УПТФЭ. При этом введение УПТФЭ наиболее предпочтительно по сравнению с введением фторопласта Ф-4, так как для достижения положительного эффекта в резиновую смесь достаточно ввести 0,5–1 мас. ч. УПТФЭ против 20 мас. ч. традиционного [3, 5].

Исследования на стойкость к воздействию жидких агрессивных сред свидетельствуют об удовлетворительном уровне маслостойкости для резин уплотнительного назначения (рис. 1). При этом в масле 1 и 3 наблюдается тенденция к снижению степени набухания при малых дозировках фторполимерного компонента до 20 %.

Для изучения изменения свойств композитов методом электронной микроскопии исследовали порошки политетрафторэтилена Ф-4 и УПТФЭ, исходную резиновую смесь на основе СКПО, а также смеси СКПО с фторполимерами. На микрофотографиях (рис. 2) видно, что при введении в пропиленоксидную матрицу как ПТФЭ Ф-4, так и УПТФЭ сохраняют структуру, свойственную для неспеченного политетрафторэтилена. Поскольку переработка фторопласта Ф-4 осуществляется при температурах выше $370\text{ }^{\circ}\text{C}$, УПТФЭ – выше $232\text{ }^{\circ}\text{C}$, а температура вулканизации резиновой смеси не превышает $150\text{ }^{\circ}\text{C}$, то исходная структура фторопласта, состоящая из сферолитоподобных частиц, сохраняется и в эластомерных композициях.

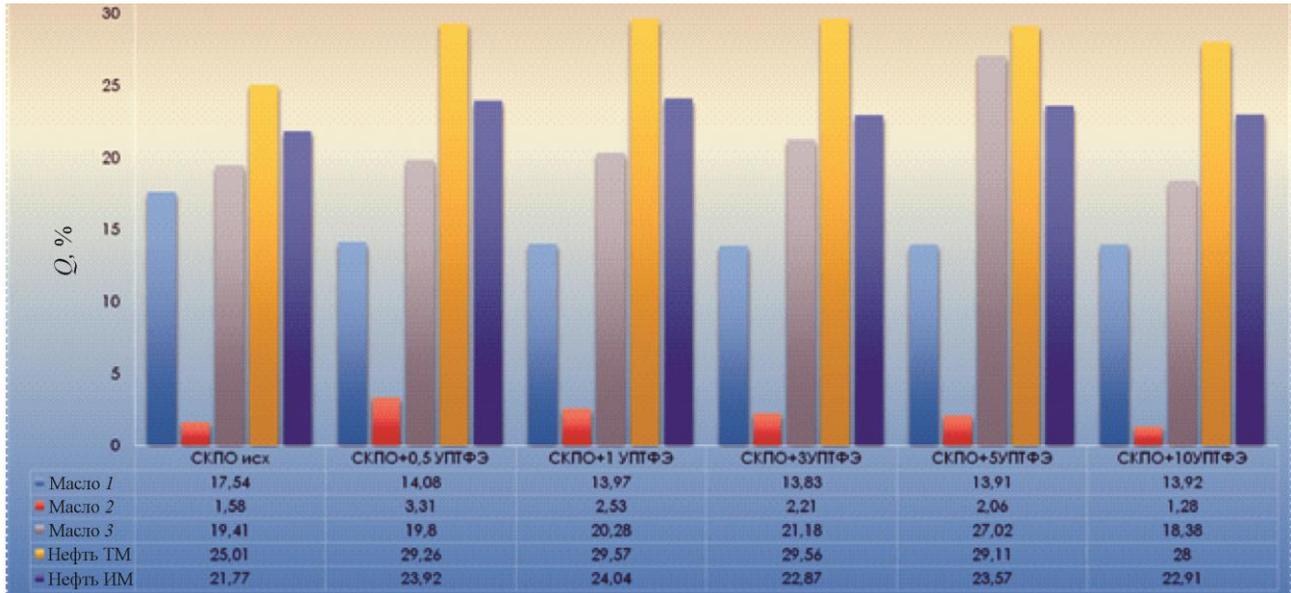
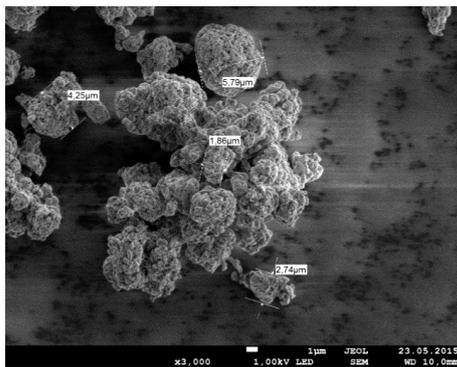
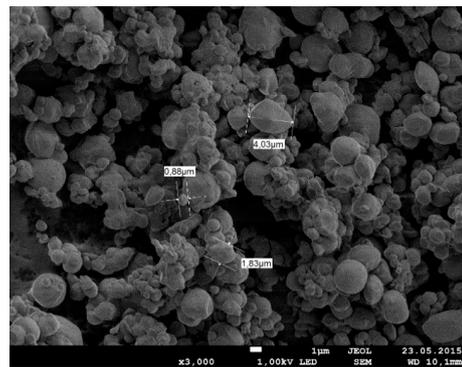


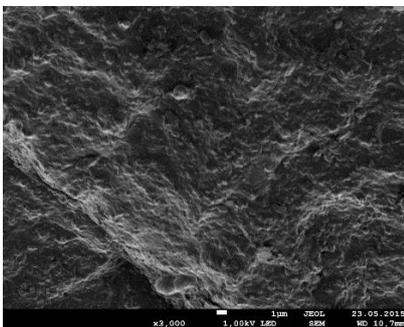
Рис. 1. Зависимость значений степени набухания резин на основе СКПО в различных агрессивных средах (масло 1 – МС-8П; масло 2 – СМ-4,5, масло 3 – МС-20, нефть ТМ – нефть Талаканского месторождения, нефть ИМ – нефть Иреляхского месторождения) от содержания фторполимера



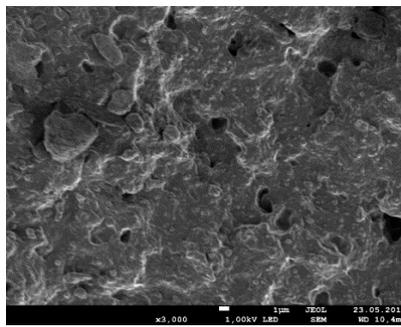
a



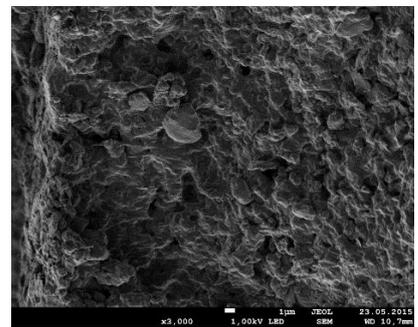
б



в



г



д

Рис. 2. Электронные микрофотографии при увеличении $\times 3000$: *a* – Φ -4; *б* – УПТФЭ; *в* – исходной резиновой смеси на основе СКПО; *г* – резин на основе СКПО + 10 мас. ч. ПТФЭ Φ -4; *д* – резин на основе СКПО+10 мас. ч. УПТФЭ

Данные рентгеноспектрального анализа образцов резин на основе СКПО и 1 мас. ч. УПТФЭ показали, что в объеме частицы фторполимера, представляющие дисперсную фазу, распределены достаточно равномерно (по элементу F и O). Размер локальных скоплений частиц не превышает 10 мкм (рис. 3). При больших содержаниях УПТФЭ размер частиц увеличивается до 40 мкм вследствие агломерации. В композициях, содержащих Ф-4, распределение полимера также равномерное, размер частиц добавки составляет 55 мкм. Частицы фторполимера как Ф-4, так и УПТФЭ располагаются в некоторых микрообластях, что свидетельствует о слабом межфазном взаимодействии между фазами полимеров [6].

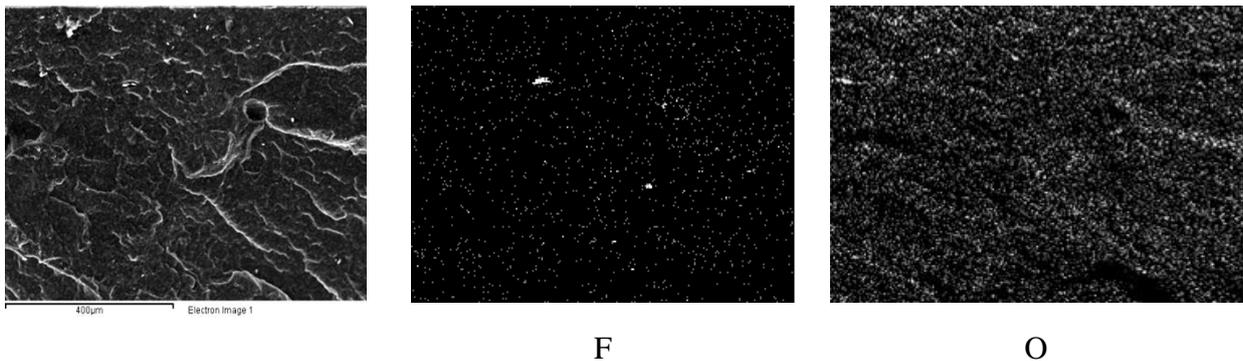


Рис. 3. Карта распределения химических элементов (фтор, кислород) в объеме образца композиции на основе СКПО+1 мас. ч. УПТФЭ при увеличении $\times 50$

Исследования суммарных спектров (рис. 4) и количественный микроанализ поверхности и объема образцов резин, показали, что на поверхности резины содержание фтора больше, чем в объеме материала. Следовательно, частицы УПТФЭ в композициях его содержащих, в основном концентрируются на поверхности резин. Справочные данные поверхностного натяжения (γ) и поверхностной энергии подтверждают полученные данные (γ рассчитанного по контактному углу близких по строению веществ: σ ПТФЭ = 19 мН/м; σ полиоксипропилена = 32 мН/м) [7], т. е. компонент, обладающий более низким значением σ в жидких системах, мигрирует на поверхность материала.

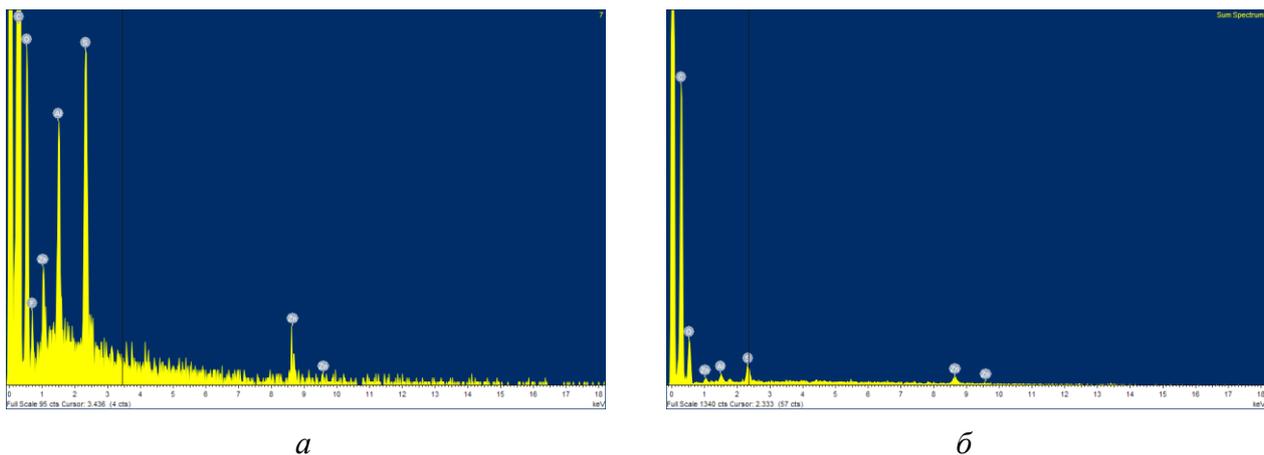


Рис. 4. Спектры содержания элементов (углерод, кислород, фтор, алюминий, сера, цинк) на поверхности (а) и в объеме (б) образца СКПО + 1 мас. ч. УПТФЭ при увеличении $\times 800$

4. Заключение

Проведенные исследования показали, что для достижения положительного эффекта на свойства материала в резиновую смесь достаточно ввести 0,5–1 мас. ч. наполнителя на 100 мас. ч. каучука. В то время как в проведенных нами ранее исследованиях по совмещению СКПО с фторопластом Ф-4 оптимальная дозировка составляла 20 мас. ч. [3, 5]. Исследования на стойкость к воздействию жидких агрессивных сред (различные масла, нефть) свидетельствуют об удовлетворительном уровне маслостойкости для резин уплотнительного назначения. Снижение содержания УПТФЭ связано с высокой активностью его частиц, их наноструктурной организацией, лучшей равномерностью распределения в объеме эластомерной матрицы. Малое взаимодействие фаз вследствие разности значений поверхностного натяжения и поверхностной энергии приводит к их сегрегации в объеме и на поверхности материала, причем значительная часть частиц УПТФЭ концентрируется на поверхности материала. Наличие частиц полимера с низким коэффициентом трения, обладающего способностью прочно связываться металлом и заполнять неровности пленкой, способствует защите уплотнительного материала при эксплуатации. На данные составы получен патент Российской Федерации и патент США [12, 13]. Разработанные материалы уплотнительного назначения рекомендуются к использованию для экстремальных условий эксплуатации.

Благодарность

Результаты были получены в рамках выполнения государственного задания Минобрнауки России № 11.7295.2017/7.8.

Литература

1. Черский И. Н. Полимерные материалы в современной уплотнительной технике. – Якутск : Книжное издательство, 1975. – 110 с.
2. Разработка атмосферостойких резин с улучшенными низкотемпературными и адгезионными свойствами / О. А. Говорова, А. С. Вишницкий, Г. В. Чубарова, Ю. Л. Морозов // Каучук и резина. – 1999. – № 2. – С. 18–20.
3. Износостойкая смесь на основе пропиленоксидного каучука : пат. 2294346 Рос. Федерация / Петрова Н. Н., Портнягина В. В., Биклибаева Р. Ф., ИПНГ СО РАН, ООО «Нордэласт». – № 2005115404/04 ; заявл. 20.05.2005 ; опубл. 27.02.2007. Бюл. № 6. – 4 с.
4. Бузник В. М., Фомин В. М., Алхимов А. П. Металлополимерные наноккомпозиты. – Новосибирск : Изд-во СО РАН, 2005. – 260 с.
5. Петрова Н. Н., Портнягина В. В. Резины на основе смесей пропиленоксидного каучука и политетрафторэтилена // Каучук и резина. – 2007. – № 4. – С. 8–11.
6. Кулезнев В. Н. Смеси полимеров. – М. : Химия, 1980. – 304 с.
7. Ван Кревелен Д. В. Свойства и химическое строение полимеров / под. ред. А. Я. Малкина. – М. : Химия, 1976. – 414 с.
8. Износостойкая резина на основе пропиленоксидного каучука и ультрадисперсного политетрафторэтилена : пат. 2502759 Рос. Федерация / Петрова Н. Н., Портнягина В. В., ИПНГ СО РАН, СВФУ им. М. К. Аммосова. – № 2012119320/05 ; заявл. 11.05.2012. ; опубл. 27.12.2013. Бюл. № 36. – 4 с.
9. Wear-resistant rubber based on propyleneoxide rubber and ultrafine polytetrafluoroethylene : пат. US 8841370 B1 / Petrova N. N., Portnyagina V. V., NEFU, Science Institute of Oil and Gas Problems of SB RAS. – № 13/889,500 ; appl. filed May 8, 2013 ; September 23, 2014. – 6 p.

MODELING OF A COMPLETE DEFORMATION DIAGRAM FOR MATERIALS WITH PROPERTIES OF AUXETICS

S. S. Volkov*, V. V. Struzhanov

*Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
 620049, 34 Komsomolskaya st., Ekaterinburg, Russian Federation*

*Corresponding author. E-mail: volkovss48@yandex.ru;
 address for correspondence: ul. Komsomolskaya 34, 620049, Ekaterinburg, Russian Federation.
 Tel.:+7(343)375 35 94; fax: +7 (343)374 53 30

A two-level model of a material with random deformation and strength properties of microstructure elements is used. The damage of microstructure elements with random levels of porosity is considered. The microstructural strength condition is defined by the distribution density of random critical strains. The calculation of the descending branch of the complete deformation diagram is performed with regard for the negative coefficient of transverse deformation of the material. The influence of the microstructure properties on the strain-stress relationship of the material is demonstrated.

Keywords: microstructure, random properties, complete deformation diagram, damage, failure.

DOI: 10.17804/2410-9908.2017.2.040-052

References

1. Trusov P.V., Volegov P.S., Yanz A. Yu. Two-Scale Models of Polycrystals: Evaluation of Validity of Ilyushin's Isotropy Postulate at Large Displacement Gradients. *Phys. Mesomech.*, 2016, vol. 19, no. 1, pp. 21–34. DOI: 10.1134/S1029959916010033.
2. Vildeman V.E., Sokolkin Yu.V., Tashkinov A.A. *Mekhanika neuprugogo deformirovaniya i razrusheniya kompozitsionnykh materialov* [Mechanics of Non-Elastic Deformation and Fracture of Composite Materials]. Nauka Publ., Moscow, 1997. – 288 p. (In Russian).
3. Sih G.C. Fracture mechanics in retrospect in contrast to multiscaling in prospect. In: *Proceedings of the 17-th National Conference of Italian Group of Fracture*, edited by A. Finelli and L. Nobile, Bologna, June 16–18, 2004, pp. 15–37.
4. Volkova T.A. *Mekhanika zernistykh kompozitov* [Mechanics of Granular Composites]. UrGUPS Publ., Ekaterinburg, 2008. – 174 p. (In Russian).
5. Chausov N.G., Voytyuk D.G., Pilipenko A.P., Kuzmenko A.M. Installation for testing materials with the construction of complete deformation diagrams *Problemy prochnosti*, 2004, no. 5, pp. 117–123. ISSN 0556-171X. (In Russian).
6. Struzhanov V.V., Volkov S.S., Volkova T.A. Development of Microstructure Damage in Structurally Heterogeneous Materials under Deformation. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2016, iss. 3, pp. 21–30. Available at: http://dream-journal.org/issues/2016-3/2016-3_83.html (accessed 25.02.2017). DOI: 10.17804/2410-9908.2016.3.021-030.
7. Struzhanov V.V. On the construction of a structural model of a material on the basis of the results of a macroscale experiment. *Vestnik Samarskogo gos. tekhn. un-ta. Ser. Fiz.-mat. nauki*, 2009, vol. 1, iss. 18, pp. 283–286. (In Russian).
8. Struzhanov V.V., Bashurov V.V. Mazing's modification model. *Vestnik Samarskogo gos. tekhn. un-ta. Ser. Fiz.-mat. nauki*, 2007, vol. 1, iss. 14, pp. 29–39. (In Russian).
9. Privalova V.V., Struzhanov V.V. Some features of changes in the elastic properties of a brittle material under cyclic tension. *Uchonye zapiski Komsomolskogo-na-Amure gosudarstvennogo*

- tekhnicheskogo universiteta. Ser. Nauki o prirode i tekhnike*, 2012, no. 1–1 (9), pp. 94–99. (In Russian).
10. Volkova T.A., Volkov S.S. Microstructure damage related to deformation properties of grain composites. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 2008, vol. 49, iss. 3, pp. 242–250. DOI: 10.1016/j.tafmec.2008.02.004.
 11. Volkova T.A., Volkov S.S., Microstructure damage related to stress-strain curve for grain composites. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 2009, vol. 52, iss. 2, pp. 83–90. DOI: 10.1016/j.tafmec.2009.08.007.
 12. Surikova N.S., Panin V.E., Derevyagina L.S., Lutfullin R.Ya., Manzhina E.V., Kruglov A.A., Sarkeeva A.A. Micromechanisms of Deformation and Fracture in a VT6 Titanium Laminate under Impact Load. *Phys. Mesomech.*, 2015, vol. 18, no. 3, pp. 250–260. DOI: 10.1134/S1029959915030091.
 13. Schastlivtsev V.M., Tabatchikova T.I., Yakovleva I.L., Klyueva S.Yu., Kruglova A.A., Khlusova E.I., Orlov V.V. Microstructure and properties of low-carbon weld steel after thermomechanical strengthening. *The Physics of Metals and Metallography*, 2012, vol. 113, no. 5, pp. 480–488. DOI: 10.1134/S0031918X12050067.
 14. Smirnov S.V., Perunov E.N., Konovalov D.A., Vyskrebentsev S.V. Using a Spatial Location Device for Express Diagnostics of Current Mechanical Properties of Metal Structures. *Diagnosics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2016, iss. 4, pp. 89–94. Available at: http://dream-journal.org/issues/2016-4/2016-4_96.html (accessed 24.02.2017). DOI: 10.17804/2410-9908.2016.4.089-094.
 15. Konyok D.A., Voitsekhovskiy K.V., Pleskachevskiy Yu.M., Shilko S.V. Materials with negative Poisson's ratio (survey). *Mekhanika kompozitnykh materialov i konstruksiy*, 2004, vol. 10, no. 1, pp. 35–69. (In Russian).
 16. Choi J.B., Lakes R.S. Nonlinear properties of metallic cellular materials with a negative Poisson's ratio. *J. Mater. Sci.*, 1992, vol. 27, iss. 17, pp. 5373–5381. DOI: 10.1007/BF01166005.
 17. Lakes R. Foam structure with a negative Poisson's ratio. *Science*, 1987, vol. 235, iss. 4792, pp. 1038–1040. DOI: 10.1126/science.235.4792.1038.
 18. Friis E.A., Lakes R.S., Park. J.B. Negative Poisson's ratio polymeric and metallic materials. *J. Mater. Sci.*, 1988, vol. 23, iss. 12, pp. 4406–4414. DOI: 10.1007/BF00551939.
 19. Ilyinykh A.V., Vildeman V.E. Modeling of the structure and fracture of granular composites. *Vychislitel'naya mekhanika sploshnykh sred*, 2012, vol. 5, no. 4, pp. 443–451. (In Russian).
 20. Volkov S.S. *Mekhanika anizotropnykh kompozitov* [Mechanics of Anisotropic Composites] Ekaterinburg, UrO RAN Publ., 2010, 85 p. (In Russian).
 21. Permikin V.S. On the mechanism of steel fracture under high-temperature creep. In: *Mekhanika microneodnorodnykh materialov i razrushenie*. Vestnik USTU, Ekaterinburg, 2006, vol. 11 (82), pp. 104–109. (In Russian).

Подана в журнал: 23.04.2017
УДК 539.3
DOI: 10.17804/2410-9908.2017.2.040-052

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОЛНОЙ ДИАГРАММЫ ДЕФОРМИРОВАНИЯ ДЛЯ МАТЕРИАЛОВ СО СВОЙСТВАМИ АУКСЕТИКОВ

С. С. Волков*, В. В. Стружанов

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук,
ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация*

*Ответственный автор. Электронная почта: volkovss48@yandex.ru;
адрес для переписки: ул. Комсомольская 34, Екатеринбург, Российская Федерация.
Тел.: +7(343) 375–35–94; факс: +7(343)374–53–60

Используется двухуровневая модель среды со случайными деформационными и прочностными свойствами элементов микроструктуры. Рассматривается поврежденность элементов микроструктуры со случайным уровнем разрыхления. Микроструктурное условие прочности задано плотностями распределения случайных критических деформаций. Расчет ниспадающей ветви полной диаграммы деформирования выполнен с учетом отрицательного коэффициента поперечной деформации материала. Показано влияние свойств микроструктуры на зависимость между деформациями и напряжениями материала.

Ключевые слова: микроструктура, случайные свойства, полная диаграмма деформирования, поврежденность, разрушение

1. Введение

Разработка многоуровневых моделей деформируемой среды [1–5] дает возможность учитывать влияние свойств микроструктуры на поведение материала в конструкциях. Накопление поврежденности элементов микроструктуры в процессе эксплуатации вызывает постепенную деградацию свойств материала и приводит затем к нелинейной зависимости между напряжениями и деформациями [4–6]. Основные характеристики статической прочности твердых тел получают путем обработки диаграмм деформирования, учитывая, как правило, восходящую ветвь. Сопrotивление материала на стадии разупрочнения (ниспадающий участок диаграммы) также несет дополнительную информацию, в частности, об особенностях структуры поврежденного материала в период, предшествующий окончательному разделению тела на части.

Использование метода полных диаграмм деформирования полезно для определения параметров поврежденности материалов, для оценки деградации механических свойств металла, включая и трещиностойкость, ответственного оборудования в процессе эксплуатации [7]. Структурные модели, дополненные условиями разрушения элементов, позволили прогнозировать наличие падающей ветви на диаграмме деформирования материала на закритической стадии нагружения [8].

Выявление и исследование закономерностей неупругого деформирования структурно-неоднородных сред является важной и актуальной задачей. Информация об особенностях механического поведения и влиянии структурных параметров на процессы накопления повреждений рассматривается как основа для развития методов расчёта ответственных конструкций [7–14].

Разрушенные элементы на стадии деградации остаются при этом в составе системы, происходит разрыхление материала. Связь ниспадающей ветви диаграммы с отрицательными коэффициентами Пуассона отмечена в работе [8]. Потеря прочности материала и обрыв

восходящей ветви диаграммы деформирования также сопровождается переходом коэффициента Пуассона к отрицательным значениям [4].

В настоящее время большое внимание уделяется материалам, обладающим отрицательным коэффициентом Пуассона [15–18]. Такие материалы называют ауксетиками от греческого слова «auxetis» – разбухающий. Рассматриваются типичные структуры природных и искусственных ауксетиков и дана их классификация, основанная на подобии деформационных механизмов на различных масштабных уровнях. В большинстве случаев отрицательные значения коэффициента Пуассона являются проявлением особенностей строения структурных элементов [16, 17]. Особое место среди ауксетиков занимают пористые и гранулированные материалы. Это обусловлено сочетанием потребительской ценности пористых материалов (низкая плотность, технологичность, изоляционные свойства) и наличием достаточно развитых математических моделей деформационного поведения для таких материалов [15].

В ряде работ рассмотрены вопросы математического моделирования стохастических процессов структурного разрушения неоднородных материалов с целью исследования основных закономерностей формирования условий макроразрушения и анализа возможностей описания механического поведения среды на закритической стадии деформирования в терминах эффективных характеристик. Приведены результаты численных экспериментов с построением полных диаграмм деформирования [19].

Развитие статистических методов исследования, в том числе при построении диаграмм нагружения, дает возможность изучения фактического состояния структуры металлов и продления сроков эксплуатации металлоконструкций [14, 20].

Таким образом, представляется перспективной возможность обобщить известные методы механики микронеоднородных сред для материалов со свойствами ауксетиков. При этом изучение методов построения полной диаграммы деформирования полезно для прогнозирования живучести конструкционных материалов.

2. Модель микронеоднородной среды

Рассмотрим модель микронеоднородной среды [4, 10], содержащую элементы двух порядков малости. Элементы на макроуровне обладают детерминированными механическими свойствами. Среда является макрооднородной и макроизотропной. Элементы микроструктуры – это элементы второго порядка малости. Они обладают случайными деформационными и прочностными свойствами.

Для элементов микроструктуры в точках $X = (x_1, x_2, x_3)$ рассмотрим случайный модуль Юнга – $E(X)$ и детерминированный коэффициент Пуассона – ν . Угловые скобки обозначают операцию осреднения случайных величин. Математические ожидания модулей обозначим $E = \langle E(X) \rangle$. Тензор случайных модулей упругости $\mathbf{I}(X)$ выразим через случайные модули $K(X)$ и $G(X)$, используя \mathbf{V} – объемную и \mathbf{D} – девиаторную составляющие единичного тензора четвертого ранга \mathbf{I} [4].

$$\mathbf{I}(X) = 3K(X)\mathbf{V} + 2G(X)\mathbf{D}. \quad (1)$$

Тензор $\mathbf{I}(X)$ можно записать также через случайный модуль Юнга $E(X)$:

$$\mathbf{I}(X) = E(X) \left(\frac{1}{1-2\nu} \mathbf{V} + \frac{1}{1+\nu} \mathbf{D} \right). \quad (2)$$

Расчет макроскопических свойств композита по свойствам элементов микроструктуры является одной из основных задач теории композитов. К тензору средних модулей упругости $\mathbf{C} = \langle \mathbf{I}(X) \rangle$ добавляется тензор поправок \mathbf{h} , учитывающий взаимодействие элементов микроструктуры [2, 4]. С помощью поправки вычисляем тензор макромодулей упругости

(эффективных свойств) композита: $\tilde{\mathbf{C}} = \mathbf{C} + \mathbf{h}$. Тензор поправок можно выразить также через моментные функции модуля Юнга:

$$\mathbf{h} = E \sum_{n=1}^{\infty} \frac{\langle E^o(X)^{n+1} \rangle}{E^{n+1}} \left(\frac{1}{1-2\nu} \left(-\frac{1+\nu}{3(1-2\nu)} \right)^n \mathbf{V} + \frac{1}{1+\nu} \left(-\frac{1,6-2\nu}{2(1+\nu)} \right)^n \mathbf{D} \right). \quad (3)$$

С учетом поправки в результате получим макромодули \tilde{E} , \tilde{K} , \tilde{G} и коэффициент Пуассона $\tilde{\nu}$. Зависимость этих параметров от исходных данных задачи, в том числе и от поврежденности, проведена в работе [10]. Поврежденность элементов микроструктуры материала развивается в процессе эксплуатации конструкции. Поврежденные зерна изменяют деформационные и прочностные свойства композита.

3. Микроструктурное условие прочности

Рассмотрим случайную критическую деформацию e на отрезке $[\varepsilon_t; \varepsilon_z]$, где ε_t и ε_z – деформации предела пропорциональности и разрушения соответственно, полученные из макроэксперимента [7]. Пусть критическая деформация имеет усеченное экспоненциальное распределение с плотностью $f(x, \lambda)$:

$$f(x, \lambda) = \begin{cases} \lambda \exp(-\lambda x) & \text{при } x \in [\varepsilon_t, \varepsilon_z] \\ 0 & \text{при } x \notin [\varepsilon_t, \varepsilon_z] \end{cases}. \quad (4)$$

Тогда поврежденность микроструктуры $q(e, \lambda)$ при величине деформации e будет равна вероятности превышения предела пропорциональности ε_t . Поврежденность вычисляется через интеграл от плотности распределения на интервале $[\varepsilon_t; \varepsilon]$:

$$q(e, \lambda) = \int_{\varepsilon_t}^e f(x, \lambda) dx = \exp(-\lambda \cdot \varepsilon_t) - \exp(-\lambda \cdot e).$$

С развитием деградации материала под нагрузкой наибольшая плотность распределения будет смещаться к меньшим деформациям. На рис. 1 показаны графики плотности вероятностей распределения критических деформаций на интервале $[0,1; 0,8]$ при $\lambda = 2$, $\lambda = 4$ и $\lambda = 7$. Чем больше параметр λ , тем больше вероятность разрушения зерен на начальных этапах деформирования. На рис. 2 приведены результаты расчета относительной поврежденности микроструктуры $q(e)$ в зависимости от вида распределения критических деформаций. Чем быстрее развивается поврежденность на начальных стадиях, тем более выпуклым является график при $\lambda = 7$. При $\lambda = 2$ поврежденность $q(e)$ развивается почти равномерно.

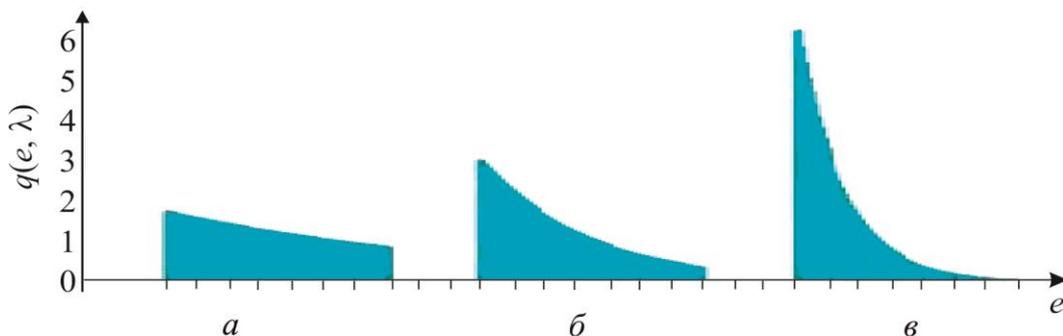


Рис. 1. Варианты плотности вероятностей показательного распределения критических деформаций на интервале $[0,1; 0,8]$ при различных значениях параметра λ :

$$a - \lambda = 2; \quad б - \lambda = 4; \quad в - \lambda = 7$$

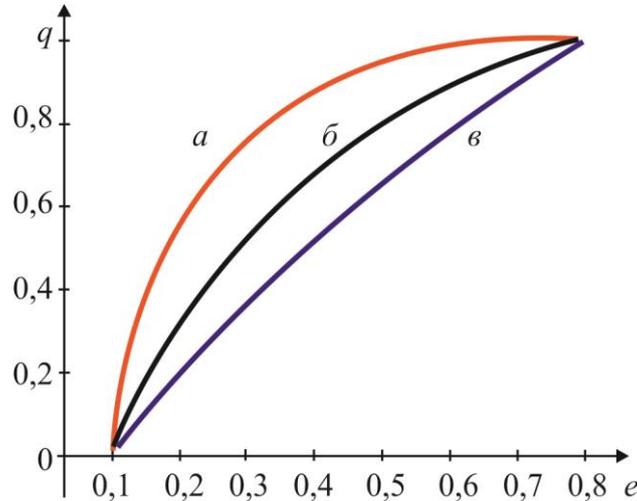


Рис. 2. Развитие поврежденности микроструктуры $q(e)$ в зависимости от вида распределения критических деформаций: $a - \lambda = 7$; $б - \lambda = 4$; $в - \lambda = 2$

4. Поврежденность элементов микроструктуры в виде разрыхлений

Рассмотрим поврежденность в виде микроразрыхлений. Металлическая составляющая в микрорыхлотах составляет обычно 70–80 % их объема [21]. Разрыхленные элементы микроструктуры способны нести некоторую нагрузку. В микроструктуре металла с различной вероятностью одновременно присутствуют и поры, и микрорыхлоты различной степени наполненности.

Случайная индикаторная функция поврежденности $\omega(X)$ равна единице, если в элементе X произошло повреждение. Функция $\omega(X)$ равна нулю, если в элементе X сохранилась сплошность материала. Тогда $q = \langle \omega(X) \rangle$ – поврежденность, т. е. относительное содержание разрушенных, разрыхленных элементов. Относительное содержание целых сплошных элементов равно $p = 1 - q$.

Степень разрыхленности $\xi(X)$ отдельных элементов также считаем случайной. $\langle \xi(X) \rangle = z$, где $z \in [0; 1]$. Параметр z характеризует среднюю степень разрыхления поврежденного зерна микроструктуры. Разрыхленность приводит к некоторой потере несущей способности элемента и уменьшает модуль упругости. Так, при разрыхленности 20 % будем считать, что элемент микроструктуры сохраняет 80 % несущей способности. В разрыхленном зерне X получим измененный модуль Юнга: $E(1 - \xi(X))$. Случайные функции $\omega(X)$ и $\xi(X)$ независимы между собой.

В результате случайный модуль Юнга выразим через параметр $\eta(X)$, учитывает случайное расположение и случайную степень разрыхления поврежденных элементов микроструктуры:

$$E(X) = E\eta(X); \eta(X) = 1 - \omega(X) \xi(X).$$

В самом деле, в поврежденном зерне $\omega(X) = 1$ и $E(X) = E(1 - \xi(X))$. Если зерно сплошное, то $\omega(X) = 0$ и $E(X) = E$.

В расчет поправок к средним модулям упругости (3) входят вариации случайных величин η^0, ω^0, ξ^0 . Вычислим тензор поправок в корреляционном приближении.

$$\begin{aligned} \eta(X) &= 1 - \omega(X) \xi(X); \langle \eta \rangle = 1 - qz; \eta^0 = \omega\xi - qz; \langle (\eta^0)^2 \rangle = \langle \omega^2 \xi^2 - 2\omega\xi qz + q^2 z^2 \rangle = \\ &= \langle \omega \xi^2 - 2\omega\xi qz \rangle + q^2 z^2 = q \langle \xi^2 \rangle - 2q^2 z^2 + q^2 z^2 = q \langle \xi^2 \rangle - q^2 z^2 = \\ &= q(D_o + z^2) - q^2 z^2 = qD_o + z^2 qp. \end{aligned}$$

$$D_{\eta} = qD_o + z^2 pq.$$

Здесь D_{η} , D_o – дисперсии случайных параметров η , o .

Подставив в (3) найденные выше моментные функции, получим тензор поправок \mathbf{h} и тензор $\tilde{\mathbf{C}}$ макромодулей упругости среды с микроструктурной поврежденностью:

$$\mathbf{h} = -E(qD_{\xi} + z^2 pq) \left(\frac{1+\nu}{3(1-2\nu)^2} \mathbf{V} + \frac{1.6-2\nu}{2(1+\nu)^2} \mathbf{D} \right);$$

$$\tilde{\mathbf{C}} = \mathbf{C} + \mathbf{h} = E \left(\frac{1}{1-2\nu} (1-A) \mathbf{V} + (1-B) \frac{1}{1+\nu} \mathbf{D} \right) = 3\tilde{K} \mathbf{V} + 2\tilde{G} \mathbf{D}; \quad (5)$$

$$A = (qD_{\xi} + z^2 pq) \frac{1+\nu}{3(1-2\nu)}, \quad B = (qD_{\xi} + z^2 pq) \frac{1.6-2\nu}{2(1+\nu)}.$$

Для перехода к изменившимся модулю Юнга и коэффициенту Пуассона \tilde{E} , $\tilde{\nu}$ от вычисленных в (5) макромодулей объемной деформации и сдвига \tilde{K} , \tilde{G} воспользуемся известной формулой:

$$\tilde{E} = \frac{9\tilde{G}}{3 + \tilde{G}/\tilde{K}}; \quad \tilde{\nu} = \frac{3 - 2\tilde{G}/\tilde{K}}{6 + 2\tilde{G}/\tilde{K}}; \quad \tilde{G} = \frac{1-B}{2(1+\nu)}; \quad \tilde{K} = \frac{1-A}{3(1-2\nu)}.$$

Тогда

$$\tilde{E} = \frac{3(1-A)(1-B)}{2(1-A)(1+\nu) + (1-B)(1-2\nu)}; \quad \tilde{\nu} = \frac{(1-A)(1+\nu) - (1-B)(1-2\nu)}{2(1-A)(1+\nu) + (1-B)(1-2\nu)}. \quad (6)$$

Чтобы использовать формулы (5–6) для расчета деформационных свойств материала, нужно задать распределение случайного уровня разрыхленности в поврежденных элементах микроструктуры. Воспользуемся для этого усеченным нормальным распределением $f_o(x)$ на интервале $[0; 1]$.

$$f_{\xi}(x) = \begin{cases} \frac{1}{2s\mu} \exp\left(-\frac{(x-m)^2}{2s^2}\right), & \text{если } x \in [0; 1]; \\ 0, & \text{если } x \notin [0; 1] \end{cases} \quad (7)$$

$$\mu = \int_0^1 \frac{1}{2s} \exp\left(-\frac{(x-m)^2}{2s^2}\right) dx.$$

Примем $m = z$ – средней степени разрыхленности элемента микроструктуры. Используем также аналог правила «трех сигма» для определения s . Если преобладает небольшая разрыхленность, то $s = (1-z)/3$. Для большой средней разрыхленности с преобладанием пор примем $s = z/3$.

На рис. 3 показаны графики плотностей распределения вероятностей $f_{\xi}(x)$ случайного уровня разрыхленности x . График (рис. 3, а) соответствуют небольшой средней разрыхленности z в диапазоне $0 \leq z \leq 0,5$ и имеют положительную асимметрию. На графике (рис. 3, б) разрыхленность достаточно велика при $0,5 < z \leq 1$, плотность распределения в этом случае имеет отрицательную асимметрию.

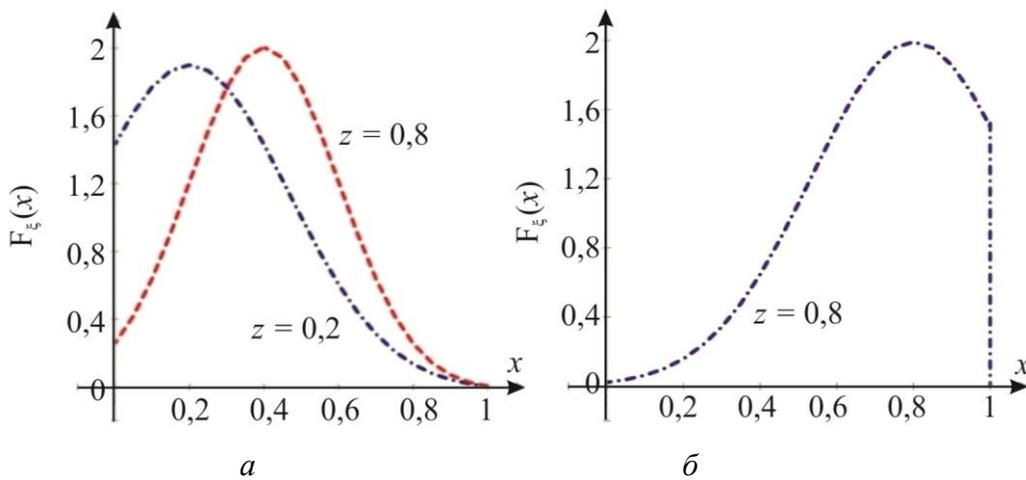


Рис. 3. Плотности распределения вероятностей для различной степени разрыхленности элементов микроструктуры:
 $a - 0 \leq z \leq 0,5$; $b - 0,5 < z \leq 1$

5. Изменение деформационных свойств материала в процессе нагружения

Рыхлоты приводят к уменьшению несущей способности элемента микроструктуры. Дegradация макросвойств материала при этом развивается медленнее, чем в моделях, учитывающих разрушение микроструктуры только в виде пор. Разрушение микроструктуры в виде пор предполагает полную потерю элемента к сопротивлению нагрузке. При вычислениях без учета разрыхлений происходит обрыв диаграммы деформирования при приближении к нулевым значениям модуля Юнга [11].

На рис. 4 показано изменение модуля \tilde{K} с возрастанием относительного числа поврежденных зерен q для композитов со степенью разрыхления $z = 0,1$; $z = 0,3$; $z = 0,5$. Здесь начальный коэффициент Пуассона $\nu = 0,3$; коэффициент вариации разрыхленности $k_0 = 0,4$. При большой степени разрыхления модуль \tilde{K} убывает быстрее.

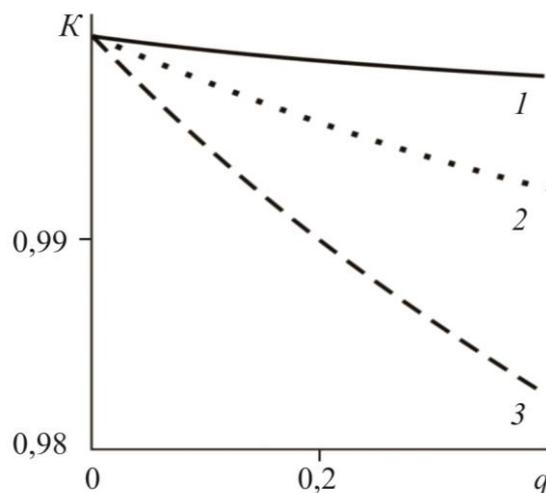


Рис. 4. Изменение модуля объемной деформации K с возрастанием относительного числа поврежденных зерен q и различной степенью разрыхленности z :
 $1 - z = 0,1$; $2 - z = 0,3$; $3 - z = 0,5$

Значительное влияние на вид диаграммы деформирования оказывает также начальный коэффициент Пуассона для неповрежденного материала. Расчеты показывают что, чем больше коэффициент Пуассона до начала нагружения, тем быстрее накапливаются изменения от числа разрушенных зерен и от степени разрыхленности [4].

Изменение коэффициента Пуассона $\nu(e)$ с увеличением деформации e показано на рис. 5. Начальные коэффициенты $\nu(0)$ принимают значения 0,45; 0,35; 0,30; 0,25.

При $\nu(0) = 0,45$ деградация свойств происходит быстро, с переходом в асимптоту. Расчет диаграммы деформирования показывает быстрый ее обрыв [11]. Если $\nu(0) = 0,25$, то изменение деформационных свойств медленнее и соответствующие диаграммы обрываются при более значительных деформациях.

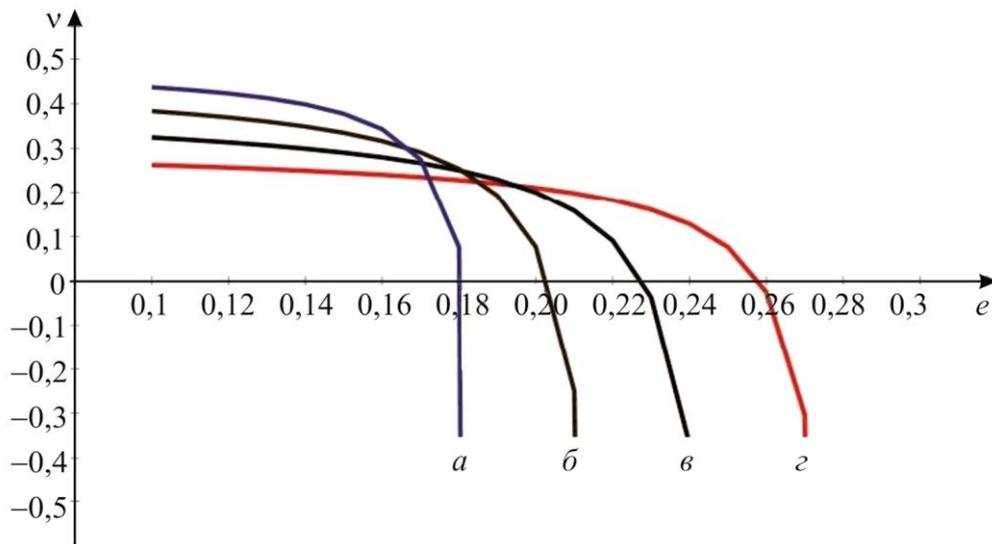


Рис.5. Изменение коэффициента Пуассона $\nu(e)$ под действием поврежденности, соответствующей деформации e , для различных значений начального коэффициента $\nu(0)$:
 $a - \nu(0) = 0,45$; $b - \nu(0) = 0,35$; $v - \nu(0) = 0,30$; $z - \nu(0) = 0,25$

Переход к малым и даже отрицательным коэффициентам Пуассона не приводит сразу к обрыву диаграммы деформирования. Поэтому для построения полных диаграмм деформирования можно попытаться провести расчеты для материалов со свойствами ауксетиков при отрицательных начальных коэффициентах поперечной деформации.

6. Зависимость между деформациями и напряжениями в процессе нагружения

6.1 Полные диаграммы деформирования

Пусть материал имеет начальные модуль Юнга E и коэффициент Пуассона ν . Микроструктурный предел прочности задан случайными критическими деформациями, распределенными на интервале $[\varepsilon_1; \varepsilon_2]$ по показательному распределению (4) с параметром λ . Предполагается, что поврежденный элемент микроструктуры получает случайное относительное разрыхление со средним значением z и усеченным нормальным распределением (7) на отрезке $[0; 1]$.

Рассмотрим алгоритм расчета диаграммы одноосного растяжения с учетом случайных свойств элементов микроструктуры. Деформирование производим поэтапно по жесткой схеме, задавая однородную по объему макродеформацию растяжения $e = e_i = i \cdot \Delta e$ ($i = 1, 2, \dots, n$, $\Delta e = \text{const}$). Тогда на каждом $(i+1)$ -м этапе макронапряжение определяется

выражением, которое содержит \tilde{E}_i – макро модуль, вычисленный для поврежденности, достигнутой на предыдущем этапе:

$$\sigma = \sigma_{i+1} = \sigma_i + \tilde{E}_i \cdot \Delta e. \quad (8)$$

Диаграмма деформирования обрывается при исчерпывании критических уровней деформаций и микроразрушений.

В расчете макро модуля \tilde{E}_i последовательно участвуют функции (4–7), содержащие переменные величину e и параметры ε_t , ε_z , E , ν , λ , z . Перечисленные шесть параметров управляют поведением диаграммы деформирования. От сочетания этих параметров зависит форма графика $\sigma = \sigma(e)$.

Выясним на числовых примерах влияние свойств материала на зависимость между напряжениями и деформациями. Ограничимся в расчетах интервалом $[0,1; 0,8]$ для распределения критических деформаций. Примем также модуль Юнга E неповрежденного материала равным единице. Используя малые приращения Δe , перейдем к интегральной зависимости между деформациями и напряжениями.

$$\sigma(e, \nu, \lambda, z) = \int_{\varepsilon 1}^e E(e, \nu, \lambda, z) de.$$

На рисунках 6–9 показаны результаты расчетов диаграммы одноосного растяжения для различных сочетаний числовых значений параметров ν , λ , z . Графики на рис. 6 показывают, что полная диаграмма при начальном коэффициенте Пуассона $\nu(0) = -0,2$ обеспечивает живучесть материала при деформациях $e = 0,74$. Если же $\nu(0) = -0,4$, то деформации живучести меньше и достигают лишь $e = 0,65$.

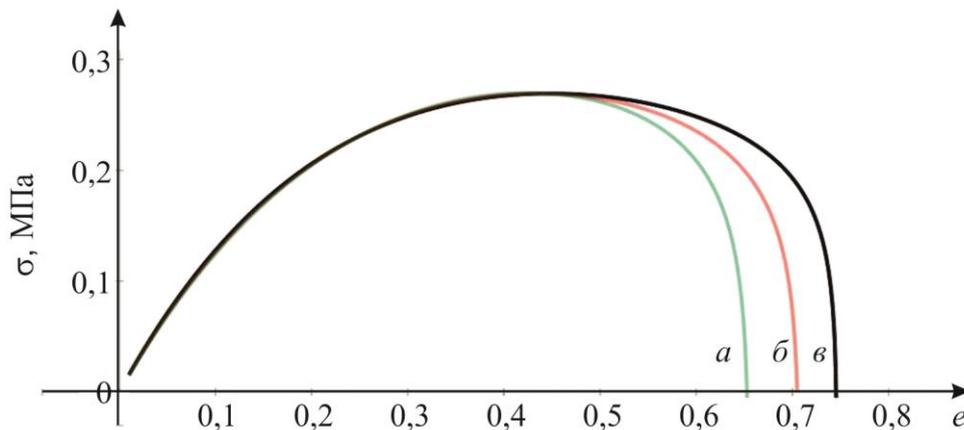


Рис. 6. Диаграммы деформирования для распределения критической деформации при $\lambda = 3$ и разрыхленности $z = 0,2$ для различных значений начального коэффициента Пуассона:

$$a - \nu(0) = -0,4; \quad б - \nu(0) = -0,3; \quad в - \nu(0) = -0,2$$

На графиках рис. 7 показано, что при прочих равных условиях полная диаграмма при более медленном накоплении поврежденности с $\lambda = 3$ имеет большую протяженность и обрывается при $e = 0,71$. Если параметр условия прочности $\lambda = 5$, то на первых же этапах деформирования быстро возрастает поврежденность. Затем процесс микроразрушения замедляется, тем не менее при $\lambda = 5$ деформация живучести будет лишь $e = 0,61$.

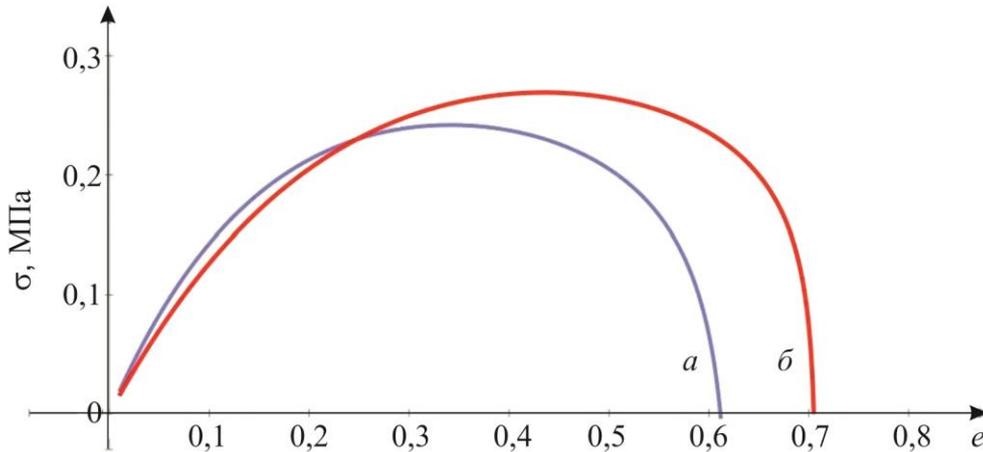


Рис. 7. Диаграммы деформирования для начального коэффициента Пуассона $\nu(0) = -0,3$ и степени разрыхленности $z = 0,2$ для двух видов распределения критической деформации при: $a - \lambda = 5$; $б - \lambda = 3$

На графиках рис. 8 и рис. 9 демонстрируется совместное влияние на диаграмму деформирования начального коэффициента Пуассона $\nu(0)$ и степени разрыхленности z . При небольшой разрыхленности $z = 0,2$ получаем полную диаграмму деформирования. Если же разрыхленность больше и $z = 0,4$, то полной диаграммы не получается. Обрыв происходит задолго до возникновения предельной деформации живучести. Аналогичное поведение диаграмм с учетом степени разрыхленности наблюдается на рис. 8 при $\nu(0) = -0,2$ и на рис. 9 при $\nu(0) = -0,4$. Но, как и следовало ожидать, полные диаграммы при $\nu(0) = -0,2$ достигают предельной деформации $e = 0,75$, а при $\nu(0) = -0,4$ получим лишь $e = 0,65$.

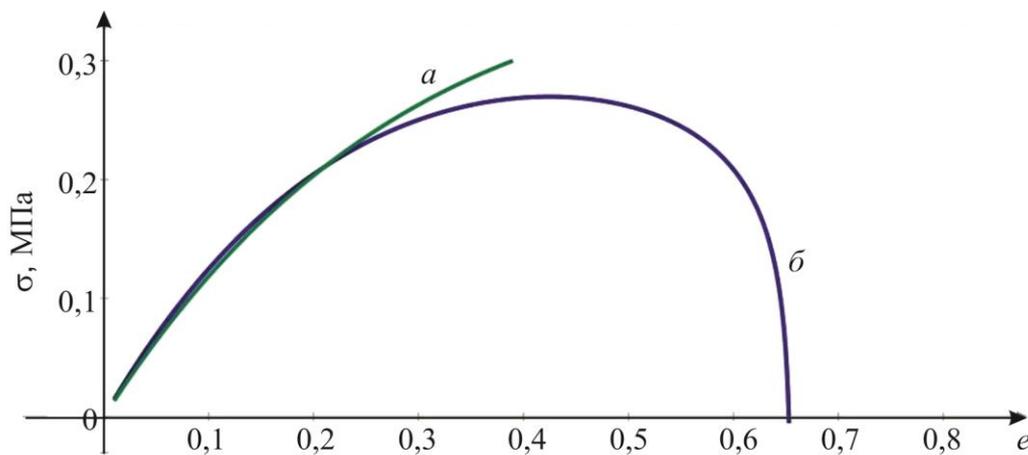


Рис. 8. Диаграммы деформирования для начального коэффициента Пуассона $\nu(0) = -0,2$, для распределения критической деформации при $\lambda = 3$ при двух вариантах степени разрыхленности: $a - z = 0,4$; $б - z = 0,2$

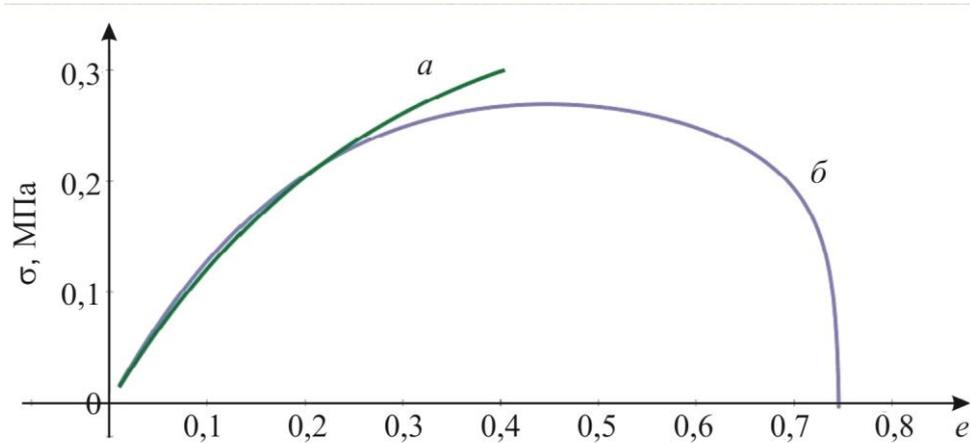


Рис. 9. Диаграммы деформирования для начального коэффициента Пуассона $\nu(0) = -0,4$, для распределения критической деформации при $\lambda = 3$ при двух вариантах степени разрыхленности: $a - z = 0,4$; $b - z = 0,2$

Таким образом, использование математической модели деформируемой среды с отрицательными коэффициентами Пуассона и поврежденностью в виде микро разрыхлений позволяет рассчитывать полные диаграммы деформирования и исследовать влияние на них свойств материала.

7. Заключение

Разработана методика расчета поврежденности микроструктуры, использующая плотность распределения случайной критической деформации материала. Показано изменение коэффициента Пуассона в процессе нагружения и обоснован переход к расчету полных диаграмм деформирования с отрицательным коэффициентом Пуассона. Исследовано влияние случайных свойств микроструктуры на диаграммы деформирования материала. Показано, что учет в модели не только пор, но и разрыхлений, несущих после разрушения некоторую нагрузку, дает возможность рассчитывать полную диаграмму деформирования, включающую ниспадающую ветвь.

Литература

1. Trusov P. V., Volegov P. S., Yanz A. Yu. Two-Scale Models of Polycrystals: Evaluation of Validity of Plyushin's Isotropy Postulate at Large Displacement Gradients // Phys. Mesomech. – 2016. – Vol. 19, no. 1. – P. 21–34. – DOI: 10.1134/S1029959916010033.
2. Вильдеман В. Э., Соколкин Ю. В., Ташкинов А. А. Механика неупругого деформирования и разрушения композитных материалов / под ред. Ю. В. Соколкина. – М. : Наука. Физматлит, 1997. – 288 с.
3. Sih G. C. Fracture mechanics in retrospect in contrast to multiscaling in prospect // Proceedings of the 17-th National Conference of Italian Group of Fracture, Bologna, June 16–18 / ed. by A. Finelli, L. Nobile. – 2004. – P. 15–37.
4. Волкова Т. А. Микромеханика зернистых композитов. – Екатеринбург: УрГУПС, 2008. – 174 с.
5. Установка для испытаний материалов с построением полных диаграмм деформирования / Н. Г. Чаусов, Д. Г. Войтюк, А. П. Пилипенко, А. М. Кузьменко // Проблемы прочности. – 2004. – № 5. – С. 117–123. – ISSN 0556-171X.
6. Struzhanov V. V., Volkov S. S., Volkova T. A. Development of Microstructure Damage in Structurally Heterogeneous Materials under Deformation. *Diagnosics, Resource and Mechanics*

- of materials and structures. – 2016. – Iss. 3. – P. 21–30. URL: http://dream-journal.org/issues/2016-3/2016-3_83.html (дата обращения: 25.02.2017). – DOI: 10.17804/2410-9908.2016.3.021-030.
7. Стружанов В. В. О построении структурной модели материала по результатам макроэксперимента // Вестн. Сам. гос. техн. ун-та. Сер. Физ.-мат. науки. – 2009. – Т. 1 (18) – С. 283–286.
 8. Стружанов В. В., Башуров Вяч. В. Модификационная модель Мазинга // Вестн. Сам. гос. техн. ун-та. Сер. Физ.-мат. науки. – 2007. – Т. 1 (14) – С. 29–39.
 9. Привалова В. В., Стружанов В. В. Некоторые закономерности изменения свойств упругохрупкого материала в ходе циклического растяжения // Ученые записки Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета. Сер. Науки о природе и технике. – 2012. – № 1–1 (9). – С. 94–99.
 10. Volkova T. A., Volkov S. S. Microstructure damage related to deformation properties of grain composites // Theoretical and Applied Fracture Mechanics. – 2008. – Vol. 49, iss. 3. – P. 242–250. – DOI: 10.1016/j.tafmec.2008.02.004.
 11. Volkova T. A., Volkov S. S., Microstructure damage related to stress- strain curve for grain composites // Theoretical and Applied Fracture Mechanics. – 2009. – Vol. 52, iss. 2. – P. 83–90. – DOI: 10.1016/j.tafmec.2009.08.007.
 12. Micromechanisms of Deformation and Fracture in a VT6 Titanium Laminate under Impact Load / N. S. Surikova, V. E. Panin, L. S. Derevyagina, R. Ya. Lutfullin, E. V. Manzhina, A. A. Kruglov, A. A. Sarkeeva // Phys. Mesomech. – 2015. – Vol. 18, no. 3. – P. 250–260. – DOI: 10.1134/S1029959915030091.
 13. Microstructure and properties of low-carbon weld steel after thermomechanical strengthening / V. M. Schastlivtsev, T. I. Tabatchikova, I. L. Yakovleva, S. Yu. Klyueva, A. A. Kruglova, E. I. Khlusova, V. V. Orlov // The Physics of Metals and Metallography. – 2012. – Vol. 113, no. 5. – P. 480–488. – DOI: 10.1134/S0031918X12050067.
 14. Using a Spatial Location Device for Express Diagnostics of Current Mechanical Properties of Metal Structures / S. V. Smirnov, E. N. Perunov, D. A. Konovalov, S. V. Vyskrebentsev // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2016. – Iss. 4. – P. 89–94. – URL: http://dream-journal.org/issues/2016-4/2016-4_96.html (дата обращения: 24.02.2017). – DOI: 10.17804/2410-9908.2016.4.089-094.
 15. Материалы с отрицательным коэффициентом Пуассона (обзор) / Д. А. Конёк, К. В. Войцеховский, Ю. М. Плескачевский, С. В. Шилько // Механика композитных материалов и конструкций. – 2004. – Т. 10, № 1. – С. 35–69.
 16. Choi J. B., Lakes R. S. Nonlinear properties of metallic cellular materials with a negative Poisson's ratio // J. Mater. Sci. – 1992. – Vol. 27, iss. 17. – P. 5373–5381. – DOI: 10.1007/BF01166005.
 17. Lakes R. Foam structure with a negative Poisson's ratio. Science. – 1987, – Vol. 235, iss. 4792. – P. 1038–1040. – DOI: 10.1126/science.235.4792.1038.
 18. Friis E. A., Lakes R. S., Park. J. B. Negative Poisson's ratio polymeric and metallic materials // J. Mater. Sci. – 1988. – Vol. 23, iss. 12. – P. 4406–4414. – DOI: 10.1007/BF00551939.
 19. Ильиных А. В., Вильдеман В. Э. Моделирование структуры и процессов разрушения зернистых композитов. Вычислительная механика сплошных сред. – 2012. – Т. 5, № 4. – С. 443–451.
 20. Волков С. С. Механика анизотропных композитов. – Екатеринбург : УрО РАН. – 2010. – 85 с.
 21. Пермикин В. С. К механизму разрушения стали при высокотемпературной ползучести. // Механика микронеоднородных материалов и разрушение. – Екатеринбург: Вестник УГТУ УПИ. – 2006. – № 11 (82). – С. 104–109.

**ANALYSIS OF SCIENTIFIC-TECHNICAL AND PATENT LITERATURE
 IN THE FIELD OF CREATION OF FREEZING POLYMERIC MATERIALS**

P. N. Petrova*, O. V. Gogoleva, A. G. Argunova, A. L. Fyodorov

*Institute of Oil and Gas Problems, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences,
 20 Avtodorozhnaya St., 677007, Yakutsk, Russia*

*Corresponding author. E-mail: pavlina@yandex.ru;
 address for correspondence: 677007, ul. Avtodorozhnaya, 20, Yakutsk, Russia.
 Tel.: +7 (4112) 35 79 16

The paper analyzes the scientific, technical and patent information to select promising polymer and composite materials for products with increased reliability and durability intended for operation in Arctic regions, as well as technologies for their production that provide a high technical level of performance and competitiveness.

Keywords: polymer, polymeric composite material, frost resistance, wear resistance, friction coefficient

DOI: 10.17804/2410-9908.2017.2.053-065

References

1. Savkin V.G., Biran V.V., Volzhin A.I., Solntsev A.P. Antifriction materials based on a polyamide binder. *Plastmassy*, 1986, no. 4, pp. 15–17. (In Russian)
2. Mashkov Yu.K., Ovchar Z.N., Baibaratskaya M.Yu., Mamaev O.A. *Polimernye kompozitsionnye materialy v tribotekhnike* [Polymeric Composite Materials in Tribology], M., Nedra-Bizness-Tsentr Publ., 2004, 262 p. (In Russian).
3. Stukach A.V., Kireenko O.F., Fadin Yu.A. Interrelation of tribological and thermal characteristics for filled polyamide. *Trenie i iznos*, 2004, vol. 25, no. 5, pp. 539–541. (In Russian).
4. Hitoshi Takita, Katsuo Take. Process for preparing carbon fiber-reinforced polyamide resins, *US Patent 3882077*, 1975.
5. Motorin S.V. Friction insert of absorbing apparatus of railway and metro car automatic coupler made of composite polymer antifriction material, *RF Patent 2595135*, 2016. (In Russian).
6. Motorin S.V. Base ring of absorbing apparatus of railway and metro car automatic coupler made of polyamide-based composite polymer antifriction material, *RF Patent 2581889*, 2016. (In Russian).
7. Burya A.I., Kozlov G.V. Wear mechanisms of phenylone-based coal-plastics: structural interpretation, *Trenie i iznos*, 2005, vol. 26, no. 3, pp. 321–324. (In Russian).
8. Mashkov Yu.K., Ovchar Z.N., Surikov V.I., Kalistratova L.F. *Kompozitsionnye materialy na osnove politetrafluoretilena* [Polytetrafluoroethylene-Based Composite Materials]. M., Mashinostroenie Publ., 2005, 240 p., ill. (In Russian).
9. Gu Dapeng, Duan Changsheng, Fan Bingli, Chen Suwen, Yang Y. Tribological properties of hybrid PTFE/Kevlar fabric composite in vacuum, *Tribology International*, 2016, vol.103, pp. 423–431. DOI: 10.1016/j.triboint.2016.08.004.
10. Argunova A.G., Petrova P.N., Okhlopkova A.A., Shadrinov N.V., Gogoleva O.V., Cho Jin-Hozx, Ultrasonication-Induced Changes in Physicomechanical and Tribotechnical Properties of PTFE Composites. *Journal of the Korean Chemical Society*, 2015, vol. 59, no. 3, pp. 233–237. Available at: <http://dx.doi.org/10.5012/>.
11. Petrova P.N., Fedorov A.L. Development of polytetrafluoroethylene-based polymeric composites with high wear resistance intended for dry friction units. *Vestnik mashinostroeniya*, 2010, no. 9, pp. 50–53. (In Russian).

12. Wani Mohd Farooq, Vohra Karan, Anand Ankush, Ul Haq Mir Irfan, Raina Ankush. Tribological Characterization of a Self Lubricating PTFE Under Lubricated Conditions. *MATERIALS FOCUS*, 2016, vol. 5, no. 3, pp. 293–295.
13. Revina I.V. Technological possibilities of enhancing the quality of friction unit parts. *Vestnik VSGUTU*, 2012, no. 4 (39), pp. 53–58. (In Russian).
14. Ignatieva L.N., Adamenko N.A., Agafonova G.V. Effect of explosive processing on the structure and properties of polytetrafluoroethylene. *Vestnik Dalnevostochnogo otdeleniya Rossiiskoy akademii nauk*, 2013, no. 5 (171), pp. 44–52. (In Russian).
15. Hu Z.S., Dong J.H., Chen G.X. Study on anti-wear and reducing friction additive of nanometer ferric oxide. *Tribol. Intern*, 1998, vol. 31, no. 7, pp. 355–360. DOI: 10.1016/S0301-679X(98)00042-5.
16. Krasnov A.P., Mit V.A., Afonicheva O.V., Said-Galiev E.E., Nikolaev A.Yu., Vasilkov A.Yu., Podshibikhin V.L., Naumkin A.Yu., Volkov I.O. Friction of silver-containing UHMWPE nanocomposites. *Voprosy materialovedeniya*, 2009, vol. 57, no. 1, pp. 161–169. (In Russian).
17. Ma Y., Wang H., Bhushan B., Pei G., Wang H., Tong J., Menon C. Tribological properties of ultra-high molecular weight polyethylene (UHMWPE) filled with copper micro-powder. *Materialwissenschaft Und Werkstofftechnik*, 2017, vol. 48, no. 2, pp. 139–150. DOI: 10.1002/mawe.201700547.
18. Okhlopko A.A., Shits E.Yu., Gogoleva O.V. Tribotechnical-purpose PCM based on UHMWPE and ultrafine compounds. *Trenie i iznos*, 2004, vol. 25, no. 2, pp. 202–206. (In Russian).
19. Selyutin G.E., Gavrilov Yu.Yu., Voskresenskaya E.N., Zakharov V.A., Nikitin V.E., Poluboyarov V.A. Composite materials based on ultra-high-molecular-weight polyethylene: properties, application prospects. *Khimiya v intereskh ustoichivogo razvitiya*, 2010, vol. 18, pp. 375–388. (In Russian).
20. Panin S.V., Wannasri S., Pouvadin T., Ivanova L.R., Kornienko L.A., Sergeev S.V., Tkachev A.G., Fedorova T.V. Increasing tribotechnical properties of UHMW-PE based composite materials with nanomodifiers by mechanical and chemical modification and surface irradiation. In: *Abstracts of the 3rd International Conference "Fundamental Bases of Mechanochemical Technologies"*, Novosibirsk, 2009, Novosibirsk, NGU, 2009, p. 58. (In Russian).
21. Poluboyarov V.A., Selyutin G.E., Korotaeva Z.A., Gavrilov Yu.Yu. The applicability of the method of mechanochemical effects to the preparation of nanodispersions and modification of polymers and metals with them, as well as to the creation of ceramic materials. *Perspektivnye materialy*, 2008, no. 6, pp. 86–90. (In Russian).
22. Wang Fei, Liu Lichao, Xue Ping, Ji Mingyin. Crystal Structure Evolution of UHMWPE/HDPE Blend Fibers Prepared by Melt Spinning. *Polymers*, 2017, vol. 9, no. 3, pp. 96. DOI: 10.3390/polym9030096.
23. Panin S.V., Kornienko L.A., Wannasri S., Piriyaon S., Poowadin T., Ivanova L.R., Shilko S.V., Sergeev S.V. Effect of mechanical activation, ion implantation and the type of fillers on the formation of a transfer film in the tribological coupling of UHMWPE-based composites. *Mekhanika kompozitnykh materialov*, 2011, vol. 47, no. 5, pp. 727–738. (In Russian).
24. Costa L., Bracco P., Brach del Prever E., Luda M.P., Trossarelli L. Analyses of products diffused into UHMWPE prosthetic components in vivo. *Biomaterials*, 2001, vol. 22, no. 14, pp. 307–315. DOI: 10.1016/S0142-9612(00)00182-4.
25. Panin S.V., Kornienko L.A., Ivanova L.R., Piriyaon S., Poowadin T., Mandoung T., Sarondjaitam N., Shilko S.V., Wannasri S. Design of polymeric UHMWPE-based composites with increased tribotechnical properties by mechanical activation, ion implantation, chemical modification and nanofiller enforcement. In: *Proceedings of the third International Conference on heterogeneous material mechanics (ICHMM-2011)*, May 22–26, 2011, Shanghai (Chong Ming Island). China, Shanghai, 2011, pp. 612–615.
26. Panin S.V., Kornienko L.A., Piriyaon S., Ivanova L.R., Shil'ko S. V., Pleskachevskii Yu.M., Orlov V.M. Antifrictional composites based on chemically modified UHMWPE. Part 2. The effect

- of nanofillers on the mechanical and triboengineering properties of chemically modified UHMWPE. *Journal of Friction and Wear*, 2011, vol. 32, no. 4, pp. 233–239. DOI: 10.3103/S106836661104009X.
27. Sviridenok A.I., Meshkov V.V. High-speed sliding friction of polymer composites. *Trenie i Iznos*, 2005, vol. 26, no. 1, pp. 32–36.
 28. Anisimov A.V., Bakhareva V.E., Karpinsky G.S, Lishevich I.V., Nikitina I.V. Application prospects of superstructural thermoplastics intended for sliding bearings of centrifugal pumps. *Nasosy. Turbiny. Systemy*, 2014, no. 3 (12), pp. 3–13. (In Russian).
 29. Bazhenov S.L., Berlin A.A., Kulkov A.A., Oshmyan V.G. *Polimernye kompozitsionnye materialy* [Polymeric Composite Materials]. Dolgoprudnyi, Izdatelskiy Dom Intellect Publ., 2010, 352 p. (In Russian).
 30. Richardson M. *Promyshlennyye polimernye kompozitsionnye materialy* [Industrial Polymeric Composite Materials]. M., Khimiya Publ., 1980, 472 p. (In Russian).
 31. Yurkhanov V.B., Shavrin E.G., Darienko I.N., Chistyakov P.A., Matasova A.A. Antifrictional composite polymer material, *RF Patent 2524958*, 2013. (In Russian).
 32. Adam A., Deinert J. Plain bearing material comprising PTFE and chalk and composite multi-layer material, *US Patent 5686176*, 1997.
 33. Kolyago G.G., Struk V.A. *Materialy na osnove nenasyshchennykh poliefirov* [Materials Based on Unsaturated Polyesters]. M., Nauka i Tekhnika Publ., 1990, 144 p. (In Russian).
 34. Bogdanovich S.P., Pesetskiy S.S. The metal counterbody effect on triboengineering properties of compatibilized polyamide 6-polyethylene blend: mass transfer analysis. *Trenie i iznos*, 2004, vol. 25, no. 5, pp. 531–538. (In Russian).
 35. Krasnov A.P., Said-Galiev E.E., Afonicheva O.V., Stakhanov A.I., Mit V.A., Nikolaev A.Yu., Atamanov A.V., Klabukova L.F., Kalinichenko V.A., Topolnitsky O.R., Kassis M., Khokhlov A.R. Frictional behavior of incompatible UHMWPE-PMMA polymer blends obtained in the environment of supercritical dioxide. *Trenie i Iznos*, 2007, vol. 28, no. 3, pp. 288–295. (In Russian).
 36. Nikulin A.V., Savelov A.S., Sachek B.Ya. A comparative analysis of the triboengineering properties of phenolic and epoxy carboplastics. *Journal of Friction and Wear*, 2010, vol. 31, no. 3, pp. 198–202. DOI: 10.3103/S1068366610030074.
 37. Adrianova O.A. *Modified polymeric and elastomeric tribotechnical materials to be used in facilities working in the North*. Doctoral thesis, 2000, 337 p. (In Russian).
 38. Kryzhanovsky V.K., Burlov V.V. *Plastmassovye detali tekhnicheskikh ustroystv (vybor materiala, konstruirovaniye, raschet)* [Plastic Parts of Engineering Devices (material selection, design, calculation)]. SPb, Nauchnye osnovy tekhnologii, 2014, 456 p. (In Russian).
 39. Barvinsky I.A., Barvinskaya I.E. *Spravochnik po litievyim termoplastichnyim materialam. Svoystva, primery primeneniya, pererabotka, torgovye marki, izgotoviteli* [Reference Book on Lithium Thermoplastic Materials. Properties, Applications, Processing, Trademarks, Producers. CD-ROM, version 1.3]. Inzhenernaya Firma AB Universal Publ, 2004. (In Russian).
 40. Okhlopkova A.A., Adrianova O.A., Popov S.N. *Modifikatsiya polimerov ultradispersnyimi soedineniyami* [Modification of Polymers by Ultrafine Compounds]. Yakutsk, YaF Izd-va SO RAN Publ., 2003, 224 p. (In Russian).
 41. Gogoleva O.V., Okhlopkova A.A., Petrova P.N. Development of Self-Lubricating Antifriction Materials Based on Polytetrafluoroethylene and Modified Zeolites. *Journal of Friction and Wear*, 2014, vol. 35, no. 5, pp. 383–388. DOI: 10.3103/S1068366614050055.
 42. *Modifitsirovannyye polymernyye i kompozitsionnye materialy dlya severnykh usloviy* [Modified Polymeric and Composite Materials for Northern Conditions]. Novosibirsk, Izd-vo SO RAN Publ., 2017, 217 p. (In Russian).
 43. Gogoleva O.V., Popov S.N., Petrova P.N., Okhlopkova A.A. Structure and properties of composites based on ultrahigh-molecular polyethylene and thermally expanded graphite. *Russian Engineering Research*, 2014, vol. 34, no. 12, pp. 743–746. DOI: 10.3103/S1068798X14120120.

44. Argunova A.G. *Development and investigation of functional composites based on polytetrafluoroethylene and nanostructured aluminum and magnesium oxides*. Candidate thesis, 2012. (In Russian).
45. Petukhova E.S., Savvinova M.E., Krasnikova I.V., Mishakov I.V., Okhlopkova A.A., Dae-Yong Jeong, Jin-Ho Cho. Reinforcement of Polyethylene Pipes with Modified Carbon Microfibers. *Journal of the Korean Chemical Society*, 2016, vol. 60, iss. 3, p. 177–180. DOI: 10.5012/jkcs.2016.60.3.177.
46. Chukov D.I. *Formation of the structure and properties of carbon-fiber-reinforced composite materials based on ultra-high-molecular-weight polyethylene*. Candidate thesis, Moscow, 2013. (In Russian).
47. Gogoleva O.V., Petrova P.N., Popov S.N., Okhlopkova A.A. Wear-resistant composite materials based on ultrahigh molecular weight polyethylene and basalt fibers. *Journal of Friction and Wear*, 2015, vol. 36, no. 4, pp. 301–305. DOI: 10.3103/S1068366615040054.
48. Okhlopkova A.A., Vasil'ev S.V., Petrova P.N., Gogoleva O.V. Frictional basalt-reinforced polymers based on polytetrafluoroethylene. *Russian Engineering Research*, 2016, vol. 36, no. 4, pp. 285–288. DOI: 10.3103/S1068798X16040134.

Подана в журнал: 31.05.2017
УДК 678.07:66.018:620.16
DOI: 10.17804/2410-9908.2017.2.053-065

АНАЛИЗ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОЙ И ПАТЕНТНОЙ ЛИТЕРАТУРЫ В ОБЛАСТИ СОЗДАНИЯ МОРОЗОСТОЙКИХ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

П. Н. Петрова*, О. В. Гоголева, А. Г. Аргунова, А. Л. Федоров

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем нефти и газа СО РАН,
ул. Автодорожная, 20, Якутск, Российская Федерация*

*Ответственный автор. Электронная почта: pavlina@yandex.ru;
адрес для переписки: 677007, Якутск, ул. Автодорожная, 20, Российская Федерация.
Телефон: +7 (4112) 35-79-16

В статье проведен анализ научно-технической и патентной информации с целью выбора перспективных полимерных и композиционных материалов для изделий с повышенной надежностью и долговечностью, предназначенных для эксплуатации в зонах Арктики, а также технологий их изготовления, обеспечивающих высокий технический уровень эксплуатационных свойств и конкурентоспособность.

Ключевые слова: полимер, полимерный композиционный материал, морозостойкость, износостойкость, коэффициент трения.

1. Введение

Исследование и разработка эффективных триботехнических полимерных морозостойких материалов являются – основные пути решения технических проблем, связанных со снижением потерь на трение и износ в машинах и механизмах, в том числе при отрицательных температурах. Вопрос о методе получения полимерных композиционных материалов (ПКМ) с заданным комплексом свойств решается путём одновременного выбора нужных компонентов – наполнителей и соответствующей технологии совмещения компонентов ПКМ (механоактивации, обработки в магнитном и электрическом полях, высокочастотными и импульсными искровыми разрядами и др.).

2. Материалы исследования

Современные триботехнические полимерные композиты можно условно разделить на следующие группы: 1) наполненные полимеры; 2) смеси термопластичных полимеров; 3) смеси термопластичных и термореактивных полимеров; 4) металлополимерные материалы; 5) органо-, угле- и стеклопластики; 6) древесно-полимерные композиты.

В последнее время активно ведутся исследования в области разработки ПКМ на основе полиамидов, полиимидов, поликарбонатов, полиакрилатов, полиэпоксидов, политетрафторэтилена, сверхвысокомолекулярного полиэтилена и других полимеров.

3. Результаты и обсуждение

Наиболее распространенными материалами являются *полиамиды*, как алифатические, так и ароматические, для наполнения которых используются тальк, мел, силикаты, порошкообразные металлы и их оксиды, оксид и дисульфид молибдена, мелкорубленое стекловолокно, измельченное углеродное волокно (УВ), графит и др. Количество наполнителя, в зависимости от поставленной задачи, может достигать 60 %. Анализ патентной информации показал, что наиболее перспективными модификаторами для разработки ПКМ

на основе полиамидов являются углеродные наполнители-модификаторы различной дисперсности и формы, например, УВ или смесь УВ со стекловолокном, однослойные и многослойные углеродные нанотрубки [1–6], а для модификации ароматического полиамида (фенилона) используют углеродное волокно [7].

Политетрафторэтилен (ПТФЭ) в чистом виде применяют редко вследствие низкой прочности, износостойкости и высокой ползучести под нагрузкой. Для повышения прочности и износостойкости (в 100, 1000 раз и более [8]) ПТФЭ модифицируют различными наполнителями, используя кокс, графит, дисульфид молибдена, металлические порошки, оксиды, нитриды, шпинели, цеолиты, слоистые глины, керамики, углеродное, базальтовое, стекловолокно, в количестве от 0,5 до 45 % по массе. Анализ патентов выявил, что наиболее распространенным методом модификации различных марок ПТФЭ является использование различных волокнистых и нанонаполнителей, в том числе в сочетании [8–12]. Эффективным приемом повышения износостойкости (до 5000 раз) является радиационная обработка ПКМ на основе ПТФЭ [13–14].

Сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ) в ряду полимерных связующих занимает особое место благодаря высокой коррозионной и химической стойкости [15–16]. Для улучшения свойств СВМПЭ его модифицируют нанонаполнителями [17–19], в том числе механоактивированными [20–22], используют облучение композитов пучками заряженных частиц [23–24], метод ионной имплантации [25] и условную химическую модификацию [26].

Композиты на основе поликарбонатов (ПК) идеально подходят для работы в условиях низких и сверхнизких температур, вплоть до криогенных. Введение дисульфида молибдена (Эстеран-29, Эстеран-51), графита (ДАК-УП5Д) или 15–20 % фторопласта (ДАК-8) снижает коэффициент трения в 2–3 раза, наполнение ПК стекловолокном и фторопластом (Дифлон) придает изделиям высокие физико-механические и диэлектрические свойства. В статье [27] обсуждаются результаты исследования поведения ПКМ на основе полиарилатов и ПК при трении скольжения со скоростями до 1000 м/с.

Материалы на основе *полиимидов* обладают высокой радиационной и химической стойкостью, хорошими триботехническими свойствами и могут длительно эксплуатироваться при температуре 220–260 °С. Типичными наполнителями для полиимидов служат стеклянные и УВ в производстве сложных пластиков аэрокосмического назначения, работающих при переменной температуре до 400 °С [2].

Для повышения износостойкости и улучшения антифрикционных свойств *полиформальдегид* (ПОМ) наполняют стекловолокном, фторопластом, дисульфидом молибдена, УВ, коксом, сажей, графитом. Анализ патентной информации показал, что полиоксиметилен (полиформальдегид) модифицируют фенольным связующим в сочетании УВ и сухими смазками, или такими полимерами как ПТФЭ и СВМПЭ [28–32].

Для их изготовления композитов на основе смесей термопластичных полимеров часто используются полиамиды, полиацетали, полиолефины, ПТФЭ и др. [33–35]. Лучшие результаты для терморезистивных компонентов получены при использовании полиимидных, кремнийорганических, эпоксидных, фенольных и полиэфирных смол [33, 1].

Органо-, угле- и стеклопластики триботехнического назначения в последние годы все шире используются в тяжелонагруженных узлах трения. Углепластики достаточно широко используются для изготовления подшипников скольжения в судостроении, гидротурбостроении и ряде других отраслей машиностроения [36].

Начался промышленный выпуск новых термостойких (250 °С и выше) термопластов – полисульфонов, полифениленов, полифениленсульфидов, из которых получают ПКМ в виде сложных пластиков на основе стеклянных, асбестовых и углеродных тканей. Однако такие материалы еще не получили широкого применения [2].

Таким образом, номенклатура антифрикционных материалов на основе полимеров постоянно расширяется. Выбор оптимального антифрикционного материала зависит от условий его эксплуатации. Создание новых композиционных материалов на основе полимеров

для самых разнообразных условий эксплуатации должна базироваться на основе анализа накопленных экспериментальных данных и фундаментальных исследований.

Анализ отказов и дефектов техники [37] свидетельствует о том, что полимерные подшипники скольжения, функционирующие в устройствах на открытом воздухе, могут использоваться без смазки, однако в силу низкой морозостойкости (хрупкости) и высокой изнашиваемости они не способны обеспечить надежную и длительную эксплуатацию техники в условиях Севера. Следовательно, при выборе материалов для техники Севера необходимо отдавать предпочтение наиболее морозостойким полимерам. В табл. 1 приведены температурные характеристики наиболее широко применяемых полимерных материалов в узлах трения различного назначения.

Часто применяемыми в узлах трения являются материалы на основе достаточно морозостойких и агрессивостойких полиамидов, однако их применение при повышенных температурах ограничено 80–100 °С, что ограничивает их использование при высоких скоростях скольжения. Кроме того, ПА способны поглощать воду в больших количествах, что приводит к снижению прочностных характеристик и высокой адгезии изделий ко льду, которая вызывает рост усилий страгивания и пусковых износов подшипника [37]. Уплотнения из ПА предназначены для использования в гидравлических цилиндрах, работающих в тяжелых условиях: в цилиндрах с обратно-поступательным ходом поршня (до 1 м/с) при давлении до 50 МПа и температуре от –30 до 110 °С.

Таблица 1 – Температурные характеристики термо- и реактопластов [38]

Композит	Технические характеристики				
	Предел рабочих температур, °С		Температура размягчения по Вика, °С	Теплостойкость по Мартенсу, °С	Температура плавления, °С
	верхний	нижний			
Полиакрилат	160	–	–	208–210	360–400
Полиэфиркетон	250–300	–	–	185–200	360–380
ПА-6	90	–60	190–200	75–76	221–223
ПА-66	80–120	–30	220–240	65–70	254–262
ПА-12	70–80	–60	170	65	178–180
ПФ	90–100	–40	160–165	90	167–172
ПК	115–135	–120	145–160	120–145	220–240
ПЭТФ	150–160	–60	160–180	110	250–265
Эпоксипласт	60–220	–30	–	125–140	–
Стеклотекстолит	130–250	–60	–	160–240	–
Фенопласты	66–120	–60(–40)	–	125–250	–
ПЭВП	70–80	–150(–60)	125–128	–	120–135
ПП	95–110	–50(–5)	–	–	160–168
ПВХ	60–85	–20(–10)	70–85	65–70	165–170
ПТФЭ	250–260	–269	–	110	320–330
ПС	65–70	–40	82–105	70–80	160–175
АБС	75–85	–60	44–50	30–32	165–180
ПВБ	48–75	–	115–120	90–95	160–165

В последнее время широкое применение во многих сферах промышленности получили полимерные материалы на основе полиоксиметилена (ПОМ, полиацеталь). Металлопластиковые подшипники, изготовленные с применением ПОМ способны выдерживать большие нагрузки и скорости скольжения. Допустимые удельные нагрузки для подшипника из компо-

зита ПОМ с оловянной бронзой составляют 120 Н/мм² в динамическом режиме и 250 Н/мм² в статическом режиме, скорость 2 м/с. Подшипники, изготовленные полностью из ПОМ композита, выдерживают нагрузку до 65 Н/мм² при скорости скольжения 1 м/с. Температурный диапазон эксплуатации подшипников ПОМ от –40 °С до 100 °С (125 °С непродолжительно). Температура перехода в стеклообразное состояние приходится примерно на –60 °С, т. е. при низких температурах возможна потеря пластичности. Из ПОМ или его композитов изготавливают опорные кольца в составе уплотнений штока гидроцилиндров, работающих при давлениях от 25 МПа до 50 МПа (зависит от эластомерной составляющей уплотнения) и скоростях 0,5 м/с. Поршневые уплотнения из ПОМ в комбинации с другими материалами способны функционировать при давлениях до 70 МПа. Для направляющих колец из ПОМ возможные скорости до 5 м/с. Температурный диапазон эксплуатации данных изделий производители указывают –30–100(110 °С).

Еще один класс полимерных материалов – материалы на основе полиэфирэфиркетона (ПЭЭК), который имеет высокие механические характеристики, стойкость к температурным воздействиям и химическую стойкость. Подшипники скольжения, изготовленные из ПЭЭК, способны выдерживать удельные нагрузки до 90 Н/мм², скорости – до 1 м/с в режиме сухого трения и ограниченной смазки.

Технические характеристики рассмотренных полимерных материалов (ПА, ПОМ, ПЭЭК) представлены в табл. 2.

Таблица 2 – Технические характеристики ПА, ПОМ и ПЭЭК

Технические характеристики	Композит		
	ПА	ПОМ	ПЭЭК
Плотность, г/см ³	1,06–1,20	1,41	1,30
Предел текучести при растяжении, МПа	25–93	–	–
Прочность при растяжении, МПа		65	100–115
Прочность при сжатии, МПа		100	120–130
Предел текучести при растяжении (влажность 50 %), МПа	20–43	–	–
Модуль упругости при растяжении, МПа	950–4200	–	3700
Модуль упругости при сжатии, МПа			3400
Модуль упругости при растяжении (влажность 50 %), МПа	450–1500		
Коэффициент трения по стали	0,2	0,25–0,32	0,34–0,40
Температурный диапазон эксплуатации, °С	–60–90	–50(–40 для подшипников, –30 для уплотнений) – 100	–60–260

Антифрикционные ПКМ на основе СВМПЭ обладают ценным набором технических характеристик [39] – высокой ударопрочностью (до –180 °С), температурой эксплуатации от –269 до 120 °С, низкой ползучестью и стойкостью к растрескиванию. СВМПЭ используется в качестве уплотнений поршня гидравлического цилиндра в виде компоновки с другими материалами, чаще всего с эластомерами.

К материалам антифрикционного назначения, которые способны функционировать и при криогенных, и при повышенных температурах (от –269 °С до 280 °С) можно отнести материалы на основе ПТФЭ. Из-за исключительной химической инертности ПТФЭ используется при эксплуатации для хранения, транспортировки высоко агрессивных сред. Композиты на основе ПТФЭ перспективно использовать в машиностроении в качестве подшипников и опор скольжения, подвижных уплотнителей – поршневых колец, манжет при высоких скоро-

стях линейного перемещения до 2 м/с для уплотнений штока и до 15 м/с для поршневых колец и давлении 25 МПа. Промышленные марки ПКМ на основе ПТФЭ – Ф4К20 (Ф-4 и 20 % кокса), Ф4С15 (Ф-4 и 15 % стекловолокна) выдерживают давление до 40 МПа при скорости 5 м/с [40]. Технические характеристики промышленно-выпускаемых наполненных композитов на основе ПТФЭ представлены в табл. 3.

Рациональный выбор полимерного материала – необходимое условие повышения надежности и сроков службы изделий в экстремальных условиях. При выборе материала следует учитывать основные критерии: стоимость материала и себестоимость его переработки в изделие; механические, теплофизические свойства; электрические свойства; комплекс специальных требований.

Анализ триботехнических полимерных материалов показал, что наиболее перспективными полимерными матрицами для эксплуатации в условиях Севера являются ПТФЭ, СВМПЭ и полиформальдегид (полиоксиметилен) (ПОМ). Свойства выбранных полимеров представлены в табл. 4.

Таблица 3 – Свойства ПТФЭ и композитов на его основе

Технические характеристики	Композит		
	ПТФЭ	Ф4К20	Ф4С15
Плотность, г/см ³	2,12–2,20	2,05	2,18
Предел текучести при растяжении, МПа	11,8	14	–
Прочность при растяжении, МПа	14–34	12–15	18–20
Модуль упругости при растяжении, МПа	550	805	520
Модуль упругости при сжатии, МПа	680	1500	480
Коэффициент трения по стали	0,04–0,06	0,27	0,25
Относительная износостойкость	1	600	250
Температурный диапазон эксплуатации, °С	–269–260		

Таблица 4 – Сводная таблица свойств композитов на основе СВМПЭ, ПТФЭ, ПОМ

Композит	Технические характеристики		
	Температура эксплуатации, °С	Предел прочности, МПа	Коэффициент трения по стали
СВМПЭ	–200...+70	45	0,25
ПТФЭ	–200...+300	25–30	0,15
ПОМ	–100...+100	75	0,25

Для получения ПКМ с необходимым уровнем свойств проводят их модификацию – комплекс методов направленного регулирования их структуры и свойств путем введения в композиции различных целевых добавок – наполнителей. К наполнителям предъявляются следующие требования: высокий уровень физико-механических свойств, низкое водопоглощение, хорошая смачиваемость, отсутствие вредных примесей, низкая стоимость, высокая химическая стойкость и термостойкость, негорючесть, доступность придания заданной формы и размеров частиц, хорошая диспергируемость, смешиваемость с полимером, сохранение свойств при хранении, переработке и эксплуатации.

При производстве пластических масс наиболее широкое применение находят минеральные наполнители, составляющие примерно 80 % мирового рынка, например, природные нанослоистые глины (вермикулит, серпентинит, бентонит, каолин), цеолит, терморасширен-

ный графит, нитрид бора, дисульфид молибдена, сиалон [41–44]. Существенная часть рынка представлена нанокompозитами с использованием в качестве наполнителей нанопорошков, нановолокон и нанотрубок (шпинели магния, оксиды алюминия, углеродные нанотрубки) с размерами частиц от 1 до 100 нм [45–47]. Существенное улучшение эксплуатационных показателей можно достичь даже при микромодифицировании исходной полимерной матрицы в количестве от 0,05–0,5 мас. %. Волокнистые наполнители (стекловолокна, углеволокна, хлопчатобумажные, базальтовые и синтетические волокна, а также отходы их производства), в зависимости от длины и дисперсности могут проявлять свойства как близкие к дисперсным материалам, так и усиливающие (армирующие). Оптимальная концентрация свойств рубленых волокнистых наполнителей приходится на 40–50 % [48].

Эффективным способом модификации свойств полимерных материалов является использование в качестве полимерной матрицы смесей различных полимеров. Путем планомерного подбора разных полимеров, а также различных модификаторов можно получить композиционные материалы с совершенно новыми свойствами, что невозможно достигнуть при использовании одного полимера, например, сочетание таких противоречивых свойств материала, как с одной стороны, морозостойкость, а с другой – прочность, износостойкость, агрессивностойкость.

4. Заключение

Полимерные материалы, предназначенные для узлов трения, а также в качестве уплотнений техники, эксплуатирующейся в условиях холодного климата, должны иметь высокую морозостойкость до $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$, повышенную износостойкость и удовлетворительные антифрикционные свойства, низкую адгезию ко льду, исключающую возможность когезионного разрушения контактирующих материалов. Перспективными полимерами для разработки морозостойких агрессивностойких композитов являются политетрафторэтилен, сверхвысокомолекулярный полиэтилен и полиоксиметилен. Для соответствия техническим требованиям для эксплуатации в условиях Севера необходимы исследования по их модификации волокнистыми и дисперсными наполнителями с целью повышения деформационно-прочностных и триботехнических характеристик полимерных композитов в широком диапазоне нагрузок, скоростей и температур.

Литература

1. Материалы антифрикционного назначения на основе полиамидного связующего / В. Г. Савкин, В. В. Биран, А. И. Волжин, А. П. Солнцев // Пластмассы. – 1986. – № 4. – С. 15–17.
2. Полимерные композиционные материалы в триботехнике / Ю. К. Машков, З. Н. Овчар, М. Ю. Байбарацкая, О. А. Мамаев. – М. : ООО «Недра-Бизнесцентр», 2004. – 262 с.
3. Стукач А. В., Киреенко О. Ф., Фадин Ю. А. Взаимосвязь триботехнических и тепловых характеристик для наполненного полиамида // Трение и износ. – 2004. – Т. 25, № 5. – С. 539–541.
4. Process for preparing carbon fiber-reinforced polyamide resins : pat. US3882077 / Hitoshi Takita, Katsuo Take. – No. 408,880 ; filed 23.10.73 ; publ. 06.05.75.
5. Вкладыш трения поглощающего аппарата автосцепки железнодорожного транспорта и вагонов метро из композиционного полимерного антифрикционного материала : пат. 2595135 Рос. Федерация / Моторин С. В. – Бюл. № 23. – 2016.
6. Опорное кольцо поглощающего аппарата автосцепки железнодорожного транспорта и вагонов метро из композиционного полимерного антифрикционного материала на основе полиамида : пат. 2581889 Рос. Федерация / Моторин С. В. – Бюл. № 11. – 2016.
7. Буря А. И., Козлов Г. В. Механизмы изнашивания углепластиков на основе фенилона: структурная трактовка // Трение и износ. – 2005. – Т. 26, № 3. – С. 321–324.

8. Машков Ю. К., Овчар З. Н., Суриков В. И., Калистратова Л. Ф. Композиционные материалы на основе политетрафторэтилена. – М. : Машиностроение, 2005. – 240 с.: ил.
9. Tribological properties of hybrid PTFE/Kevlar fabric composite in vacuum / Dapeng Gu, Changsheng Duan, Bingli Fan, Suwen Chen, Yulin Yang // *Tribology International*. – 2016. – Vol. 103. – P. 423–431. – DOI: 10.1016/j.triboint.2016.08.004.
10. Ultrasonication-Induced Changes in Physicomechanical and Tribotechnical Properties of PTFE Composites / A. G. Argunova, P. N. Petrova, A. A. Okhlopkova, N. V. Shadrinov, O. V. Gogoleva, Jin-Ho Cho // *Journal of the Korean Chemical Society*. – 2015. – Vol. 59, no. 3. – P. 233–237. – URL: <http://dx.doi.org/10.5012/>.
11. Петрова П. Н., Федоров А. Л. Разработка полимерных композитов на основе политетрафторэтилена с повышенной износостойкостью для узлов сухого трения // *Вестник машиностроения*. – 2010. – № 9. – С. 50–53.
12. Tribological Characterization of a Self Lubricating PTFE Under Lubricated Conditions / K. Vohra, A. Anand, M.I. Ul Haq, A. Raina, M.F. Wani // *MATERIALS FOCUS*. – 2016. – Vol. 5, no. 3. – P. 293–295. – DOI: 10.1166/mat.2016.1324.
13. Ревина И. В. Технологические возможности повышения качества деталей узлов трения // *Вестник ВСГУТУ*. – 2012. – № 4 (39). – С. 53–58.
14. Игнатьева Л. Н., Адаменко Н. А., Агафонова Г. В. Влияние взрывной обработки на строение и свойства политетрафторэтилена // *Вестник Дальневосточного отделения Российской академии наук*. – 2013. – № 5 (171). – С. 44–52.
15. Hu Z. S., Dong J. H., Chen G. X. Study on anti-wear and reducing friction additive of nanometer ferric oxide // *Tribol. Intern.* – 1998. – Vol. 31, no. 7. – P. 355–360. – DOI: 10.1016/S0301-679X(98)00042-5.
16. Трение нанокompозитов серебросодержащего СВМПЭ / А. П. Краснов, В. А. Мить, О. В. Афоничева, Э. Е. Саид-Галиев, А. Ю. Николаев, А. Ю. Васильков, В. Л. Подшибихин, А. Ю. Наумкин, И. О. Волков // *Вопросы материаловедения*. – 2009. – Т. 57, № 1. – С. 161–169.
17. Tribological properties of ultra-high molecular weight polyethylene (UHMWPE) filled with copper micro-powder / Y. Ma, H. Wang, B. Bhushan, G. Pei, H. Wang, J. Tong, C. Menon // *Materialwissenschaft Und Werkstofftechnik*. – 2017. – Vol. 48, no. 2. – P. 139–150. – DOI: 10.1002/mawe.201700547.
18. Охлопкова А. А., Шиц Е. Ю., Гоголева О. В. ПКМ триботехнического назначения на основе СВМПЭ и ультрадисперсных соединений // *Трение и износ*. – 2004. – Т. 25, № 2. – С. 202–206.
19. Композиционные материалы на основе сверхвысокомолекулярного полиэтилена: свойства, перспективы использования / Г. Е. Селютин, Ю. Ю. Гаврилов, Е. Н. Воскресенская, В. А. Захаров, В. Е. Никитин, В. А. Полубояров // *Химия в интересах устойчивого развития*. – 2010. – Т. 18. – С. 375–388.
20. Increasing tribotechnical properties of UHMW-PE based composite materials with nanomodifiers by mechanical and chemical modification and surface irradiation / S. V. Panin, S. Wannasri, T. Pouvadin, L. R. Ivanova, L. A. Kornienko, S. V. Sergeev, A. G. Tkachev, T. V. Fedorova // III International Conference “Fundamental Bases of Mechanochemical Technologies”, Novosibirsk, 2009 : abstracts. – Novosibirsk : NGU. – P. 58.
21. Возможности метода механохимических воздействий для приготовления нанодисперсий и модифицирования ими полимеров, металлов, а также для создания керамических материалов / В. А. Полубояров, Г. Е. Селютин, З. А. Коротаева, Ю. Ю. Гаврилов // *Перспективные материалы*. – 2008. – № 6. – С. 86–90.
22. Crystal Structure Evolution of UHMWPE/HDPE Blend Fibers Prepared by Melt Spinning / Fei Wang, Lichao Liu, Ping Xue, Mingyin Jia // *Polymers*. – 2017. – Vol. 9, no. 3. – P. 96. – DOI: 10.3390/polym9030096.
23. Влияние механической активации, ионной имплантации и типа наполнителей на формирование пленки переноса при трибосопряжении композитов на основе СВМПЭ / С. В. Панин,

- Л. А. Корниенко, С. Ваннасри, С. Пирияон, Т. Пувадин, Л. Р. Иванова, С. В. Шилько, С. В. Сергеев // *Механика композитных материалов*. – 2011. – Т. 47, № 5. – С. 727–738.
24. Analyses of products diffused into UHMWPE prosthetic components in vivo / L. Costa, P. Bracco, E. Brach del Prever, M. P. Luda, L. Trossarelli // *Biomaterials*. – 2001. – Т. 22, № 14. – P. 307–315. – DOI: 10.1016/S0142-9612(00)00182-4.
25. Design of Polymeric UHMWPE-based composite with increased Tribotechnical properties by Mechanical activation, ion implantation, Chemical modification and Nanofiller enforcement / S. V. Panin, L. A. Kornienko, L. R. Ivanova, S. Piriyaon, T. Poowadin, T. Mandoung, N. Sarondjaitam, S. V. Shilko, Victor Petrovich Sergeev // 3rd International Conference on heterogeneous material mechanics (ICHMM-2011), May 22–26, 2011, Shanghai (Chong Ming Island) : proceedings. – China, Shanghai. – P. 612–615.
26. Antifrictional composites based on chemically modified UHMWPE. Part 2. The effect of nanofillers on the mechanical and triboengineering properties of chemically modified UHMWPE / S. V. Panin, L. A. Kornienko, S. Piriyaon, L. R. Ivanova, S. V. Shil'ko, Yu. M. Pleskachevskii, V. M. Orlov // *Journal of Friction and Wear*. – 2011. – Vol. 32, no. 4. – P. 233–239. – DOI: 10.3103/S106836661104009X.
27. Sviridenok A. I., Meshkov V. V. High-speed sliding friction of polymer composites // *Trenie i Iznos*. – 2005. – Vol. 26, no. 1. – P. 32–36.
28. Перспективы применения суперконструкционных термопластов для подшипников скольжения центробежных насосов / А. В. Анисимов, В. Е. Бахарева, Г. С. Карпинский, И. В. Лишевич, И. В. Никитина // *Насосы. Турбины. Системы*. – 2014. – № 3 (12). – С. 3–13.
29. Полимерные композиционные материалы / С. Л. Баженов, А. А. Берлин, А. А. Кульков, В. Г. Ошмян. – Долгопрудный : Издательский Дом «Интеллект», 2010. – 352 с.
30. Ричардсон М. Промышленные полимерные композиционные материалы / под ред. П. Г. Бабаевского. – М. : Химия, 1980. – 472 с.
31. Антифрикционный композиционный полимерный материал : пат. 2524958 Рос. Федерация / Юрханов В. Б., Шаврин Е. Г., Дариенко И. Н., Чистяков П. А., Матасова А. А., открытое акционерное общество «Российские железные дороги». – № 2013111444/04 ; заявл. 14.03.2013 ; опубл. 10.08.2014, Бюл. № 22.
32. Plain bearing material comprising PTFE and chalk and composite multi-layer material : pat. US 5686176 A / Achim Adam, Jurgen Deinert. – US 08/519,498.
33. Коляго Г. Г., Струк В. А. Материалы на основе ненасыщенных полиэфиров. – М. : Наука и техника, 1990. – 144 с.
34. Bogdanovich S. P., Pesetskiy S. S. The metal counterbody effect on triboengineering properties of compatibilized polyamide 6-polyethylene blend: mass transfer analysis // *Trenie i iznos*. – 2004. – Vol. 25, no. 5. – P. 531–538.
35. Поведение при трении смесей несовместимых полимеров сверхвысокомолекулярного полиэтилена и полиметилметакрилата, полученных в среде сверхкритического диоксида углерода / А. П. Краснов, Э. Е. Саид-Галиев, О. В. Афоничева, А. И. Стаханов, В. А. Мить, А. Ю. Николаев, А. В. Атаманов, Л. Ф. Клабукова, В. А. Калининченко, О. Р. Топольницкий, М. Кассис, А. Р. Хохлов // *Трение и износ*. – 2007. – Т. 28, № 3. – С. 288–295.
36. Nikulin A. V., Savelov A. S., Sachek B. Ya. A comparative analysis of the triboengineering properties of phenolic and epoxy carboplastics // *Journal of Friction and Wear*. – 2010. – Vol. 31, no. 3. – P. 198–202. – DOI: 10.3103/S1068366610030074.
37. Адрианова О. А. Модифицированные полимерные и эластомерные триботехнические материалы для техники Севера : дисс. ... докт. техн. наук : 05.02.01. – Москва, 2000. – 337 с.
38. Крыжановский В. К., Бурлов В. В. Пластмассовые детали технических устройств (выбор материала, конструирование, расчет). – СПб. : Научные основы технологии, 2014. – 456 с.

39. Барвинский И. А., Барвинская И. Е. Справочник по литьевым термопластичным материалам. Свойства, примеры применения, переработка, торговые марки, изготовители. – 1 CD-ROM. Версия 1.3. – Инженерная фирма «АБ Универсал». – 2004.
40. Охлопкова А. А., Адрианова О. А., Попов С. Н. Модификация полимеров ультратонкими соединениями. – Якутск : ЯФ Изд-ва СО РАН, 2003. – 224 с.
41. Gogoleva O. V., Okhlopkova A. A., Petrova P. N. Development of Self-Lubricating Anti-friction Materials Based on Polytetrafluoroethylene and Modified Zeolites // *Journal of Friction and Wear*. – 2014. – Vol. 35, no. 5. – P. 383–388. – DOI: 10.3103/S1068366614050055.
42. Модифицированные полимерные и композиционные материалы для северных условий. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2017. – 217 с.
43. Structure and properties of composites based on ultrahigh-molecular polyethylene and thermally expanded graphite / O. V. Gogoleva, S. N. Popov, P. N. Petrova, A. A. Okhlopkova // *Russian Engineering Research*. – 2014. – Vol. 34, no. 12. – P. 743–746. – DOI: 10.3103/S1068798X14120120.
44. Аргунова (Парникова) А. Г. Разработка и исследование функциональных композитов на основе политетрафторэтилена и наноструктурных оксидов алюминия и магния : автореф. дисс. ... канд. техн. наук : 05.16.09. – Комсомольск-на-Амуре, 2012. – 20 с.
45. Reinforcement of Polyethylene Pipes with Modified Carbon Microfibers / E. S. Petukhova, M. E. Savvinova, I. V. Krasnikova, I. V. Mishakov, A. A. Okhlopkova, Jeong Dae-Yong, Cho Jin-Ho // *Journal of the Korean Chemical Society*. – 2016. – Vol. 60, iss. 3. – P. 177–180. – DOI: 10.5012/jkcs.2016.60.3.177.
46. Чуков Д. И. Формирование структуры и свойства композиционных материалов на основе сверхвысокомолекулярного полиэтилена, армированных углеродными волокнами : автореф. дисс. ... канд. техн. наук : 05.16.06. – Москва, 2013. – 20 с.
47. Wear-resistant composite materials based on ultrahigh molecular weight polyethylene and basalt fibers / O. V. Gogoleva, P. N. Petrova, S. N. Popov, A. A. Okhlopkova // *Journal of Friction and Wear*. – 2015. – Vol. 36, no. 4. – P. 301–305. – DOI: 10.3103/S1068366615040054.
48. Frictional basalt-reinforced polymers based on polytetrafluoroethylene / A. A. Okhlopkova, S. V. Vasil'ev, P. N. Petrova, O. V. Gogoleva // *Russian Engineering Research*. – 2016. – Vol. 36, no. 4. – P. 285–288. – DOI: 10.3103/S1068798X16040134.