

DREAM

<http://dream-journal.org>

ISSN 2410-9908

DOI: 10.17804/2410-9908.2021.5

Diagnostics, Resource and Mechanics *of materials and structures*



5, 2021

September-October

<http://dream-journal.org>



Editor-in-Chief: **Sergey V. Smirnov**
Deputy Editors-in-Chief: **Sergey V. Gladkovsky**
Deputy Editors-in-Chief: **Evgenii Yu. Prosviryakov**

Editorial Council

Anatoly A. Burenin (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)
Nikita F. Morozov (Russia)
Vladimir V. Moskvichev (Russia)
Sergey V. Panin (Russia)
Vasily M. Fomin (Russia)
Shao Wen-zhu (China)

Editorial Board

Boris V. Artemyev (Moscow)
Vladimir A. Bataev (Novosibirsk)
Aleksandr K. Belyaev (St.-Peterburg)
Vera V. Berezovskaya (Ekaterinburg)
Sergey V. Burov (Ekaterinburg)
Vladimir O. Vaskovsky (Ekaterinburg)
Dmitry I. Vichuzhanin (Ekaterinburg)
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)
Vladimir A. Mironov (Ekaterinburg)
Radik R. Mulyukov (Ufa)
Vitaly V. Muravyov (Izhevsk)
Aleksandr P. Nichipuruk (Ekaterinburg)
Oleg A. Plekhov (Perm)
Anna M. Povolotskaya (Ekaterinburg)
Nataliya B. Pugacheva (Ekaterinburg)
Igor Yu. Pyshmintsev (Chelyabinsk)
Anatoly B. Rinkevich (Ekaterinburg)
Roman A. Savray (Ekaterinburg)
Alexander S. Smirnov (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: Смирнов Сергей Витальевич, д.т.н.
Заместитель главного редактора: **Сергей Викторович Гладковский, д.т.н.**
Заместитель главного редактора: **Евгений Юрьевич Просвиряков, д.ф.-м.н.**

Редакционный совет:

Буренин Анатолий Александрович, член-корр. РАН, д.ф.-м.н. (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)
Морозов Никита Федорович, академик РАН, д.ф.-м.н. (Россия)
Москвичев Владимир Викторович, д.т.н. (Россия)
Панин Сергей Викторович, д.т.н. (Россия)
Фомин Василий Михайлович, академик РАН, д.ф.-м.н. (Россия)
Шао Вэнь-чжу, профессор (Китай)

Редакционная коллегия:

Артемьев Борис Викторович, д.т.н., (Москва)
Батаев Владимир Андреевич, д.т.н. (Новосибирск)
Беляев Александр Константинович, член-корр. РАН, д.ф.-м.н., (Санкт-Петербург)
Березовская Вера Владимировна, 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)
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, член-корр. РАН, д.т.н. (Екатеринбург)
Мионов Владимир Александрович, д.м.н. (Екатеринбург)
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)
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 Нурувич, 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

Novikov V. F., Muratov K. R., Kulak S. M., Parakhin A. S. and Sokolov R. A. Features of magnetostriction in carbon steels	6
Nosov A. P., Gribov I. V., Moskvina N. A., Druzhinin A. V., Dubinin S. S., Izyurov V. V., Merentsova K. A., and Artemiev M. S. Low-frequency resonance in laminated FeGa-FeCoGa/metglas/PZT structures	15
Savrai R. A., Gladkovsky S. V., Lepikhin S. V., and Kolobylin Yu. M. Approaches to the development of wear-resistant laminated metal composites	24
Danilov S. E. Microstructure evolution in a Fe-Ni-Si alloy during heat treatment and electron irradiation	36
Chumaevsky A. V., Indoitu D. V., Sudarikov A. V., Zykova A. P., Dobrovolsky A. R., Kalashnikova T. A., Rubtsov V. E. and Kolubaev E. A. Mechanical properties and structure formation of aluminum-silicon alloys after friction stir processing	44
Spevak L. F., Nefedova O. A. Parallel technology for solving nonstationary heat conduction problems in axisymmetric domains	60

**СОДЕРЖАНИЕ**

Новиков В. Ф., Муратов К. Р., Кулак С. М., Парахин А. С., Соколов Р. А. Особенности магнитострикции в углеродистых сталях	6
Носов А. П., Грибов И. В., Москвина Н. А., Дружинин А. В., Дубинин С. С., Изюров В. В., Меренцова К. А., Артемьев М. С. Низкочастотный резонанс в ламинатных структурах FeGa-FeCoGa/аморфная лента/PZT	15
Саврай Р. А., Гладковский С. В., Лепихин С. В., Колобылин Ю. М. Подходы к разработке износостойких слоистых металлических композитов	24
Данилов С. Е. Эволюция микроструктуры в сплаве Fe-Ni-Si при термообработке и облучении электронами	36
Чумаевский А. В., Индоиту Д. В., Судариков А. В., Зыкова А. П., Добровольский А. Р., Калашникова Т. А., Рубцов В. Е., Колубаев Е. А. Формирование структуры и механические свойства алюминиево-кремниевых сплавов после фрикционной перемешивающей обработки	44
Спевак Л. Ф., Нефедова О. А. Параллельная технология решения нестационарных задач теплопроводности в осесимметричной постановке	60



Received: 30.08.2021
Revised: 30.09.2021
Accepted: 29.10.2021
DOI: 10.17804/2410-9908.2021.5.006-014

FEATURES OF MAGNETOSTRICTION IN CARBON STEELS

V. F. Novikov^{a)}, K. R. Muratov^{b)}, S. M. Kulak^{c)*},
 A. S. Parakhin^{d)}, and R. A. Sokolov^{e)}

*Tyumen Industrial University,
 38 Volodarskogo St., Tyumen, 625000, Russian Federation*

- ^{a)}  <http://orcid.org/0000-0002-1987-351X>  vitaly.nowikov2017@yandex.ru;
^{b)}  <http://orcid.org/0000-0002-8079-2022>  muratows@mail.ru;
^{c)}  <http://orcid.org/0000-0002-5970-8893>  ksm-rabochi@rambler.ru;
^{d)}  paskgn@mail.ru;
^{e)}  <http://orcid.org/0000-0001-5867-8170>  falcon.rs@mail.ru

*Corresponding author. E-mail: ksm-rabochi@rambler.ru
 Address for correspondence: ul. Melnikaite, 70, room 317, Tyumen, 625039, Russian Federation
 Tel.: 8 982 924 78 97

Magnetostriction of the tempered 60G steel in the magnetic field of a solenoid is studied. A technique is proposed for dividing magnetostriction into components, namely those induced by the displacement of interdomain boundaries and those caused by the mechanism of rotation of spin magnetic moments. The dependences of the magnetostriction components on the tempering temperature of the hardened steel are constructed. This contributes to an increase in the effectiveness (accuracy) of evaluating elastic stresses in a steel structure by magnetoelastic methods. The essence of the technique lies in the application of the Langevin function to describing the experimental magnetostriction curves of the tempered 60G steel.

Keywords: magnetostriction, displacement of domain boundaries, magnetic rotation of magnetic moments, ferromagnetic, elastic stresses.

References

1. Akulov N.S. *Ferromagnetizm* [Ferromagnetism]. Moscow–Leningrad, Gostekhteorizdat Publ., 1939, 188 p. (In Russian).
2. Vonsovsky S.V., Shur Ya.S. *Ferromagnetizm* [Ferromagnetism]. Moscow–Leningrad, OGIZ–Gostekhizdat Publ., 1948, 648 p. (In Russian).
3. Bozort R. *Ferromagnetizm* [Ferromagnetism]. Moscow, Izd-vo inostr. lit., 1956, 784 p. (In Russian).
4. Novikov V.F., Bakharev M.S. *Magnitnaya diagnostika mekhanicheskikh napryazhenii* [Magnetic Diagnostics of Mechanical Stresses]. Tyumen, Izdatelstvo Vector BUK, 2001, 220 p. (In Russian).
5. Muratov K.R., Novikov V.F., Neradovskii D.F., Kazakov R.K. Magnetoelastic demagnetization of steel under cyclic loading. *The Physics of Metals and Metallography*, 2018, vol. 119 (1), pp. 18–25. DOI: 10.1134/S0031918X1801012X.
6. Novikov V.F., Yatsenko T.A., Bakharev M.S. On the nature of the piezomagnetic effect of the remanently magnetized state of a magnet. *Izvestiya Vuzov, Neft i Gaz*, 1998, No. 4, pp. 96–102 (In Russian).

7. Deordiev G.I., Biktashev T.Kh. Magnetostriction method of measuring stresses in components of metallic structures. *Soviet Journal of Nondestructive Testing-USSR*, 1977, no. 3, pp.83–91.
8. Gorkunov E.S., Subachev Yu.V., Povolotskaya A.M., Zadvorkin S.M. The influence of an elastic uniaxial deformation of a medium-carbon steel on its magnetostriction in the longitudinal and transverse directions. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2013, No. 10, pp. 40–52. DOI: 10.1134/S1061830913100057.
9. Gorkunov E.S., Povolotskaya A.M., Soloviev K.E., Zadvorkin S.M. The influence of the magnetoelastic effect on the hysteretic properties of medium-carbon steel during uniaxial loading. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2010, 46 (9), pp. 638–644. DOI: 10.1134/S1061830910090032.
10. Novikov V.F., Kostryukova N.K., Nasonov V.V. Fedorov B.V., Rybnikova O.I. Change in the magnetostriction of certain steels during the initial stages of plastic deformation. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 1996, vol. 32, iss. 5, pp. 418-422.
11. Novikov V.F., Tikhonov V.F. On Studying Fatigue Changes in Metal upon Bending Vibrations of Blades by Magnetic and Magnetoelastic Methods. *Probl. Prochn.*, 1981, no. 5, pp. 13–17. (In Russian).
12. Gorkunov E.S., Povolotskaya A.M., Zadvorkin S.M., Putilova E.A., Mushnikov A.N., Bazulin E.G., Vopilkin A.Kh. Some Features in the Behavior of Magnetic and Acoustic Characteristics of Hot-Rolled 08G2B Steel under Cyclic Loading. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, vol, 55, iss. 11, pp. 827–836. DOI: 10.1134/S1061830919110044.
13. Tagaki M. On a Statistical Domain Theory of Ferromagnetic Crystals. Part II. *Sci. Rep. Tohoka Imp. Univ.*, 1939, vol. 28, pp. 85–127.
14. Mishin D.D., Novikov V.F., Kurdyumov V.G. The influence of the dislocation structure on the coercive force of siliceous iron *Fizika metallov i metallovedenie*, 1967, vol. 24, iss. 1, pp. 175–177. (In Russian).
15. Tamm I.E. *Osnovy teorii elektrichestva* [Fundamentals of the theory of electricity: Manual for Universities, 11th ed., rev. and add.]. Moscow, Fizmatlit Publ., 2003, 616 p. (In Russian).
16. Kalitkin N.N. *Chislennyye metody* [Numerical Methods]. Moscow, Nauka Publ., 1978, 508 p. (In Russian).
17. Parakhin A.S. *EVM v laboratornom praktikume* [Computer in Laboratory Practice: Tutorial]. Kurgan, Izd-vo Kurg. Gos. Un-ta, 2000, 109 p. (In Russian).
18. Ulyanov A.I., Elsukov E.P., Chulkina A.A., Zagainov A.V., Arsentyeva N.B., Konygin G.N., Novikov V.F., Isakov V.V. The role of cementite in the formation of magnetic hysteresis properties of plastically deformed high-carbon steels: I. Magnetic properties and structural state of cementite. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2006, vol. 42, No. 7, pp. 452–459. DOI: 10.1134/S1061830906070047.

Подана в журнал: 30.08.2021



УДК 537.622.4:537.634.2



DOI: 10.17804/2410-9908.2021.5.006-014



ОСОБЕННОСТИ МАГНИТОСТРИКЦИИ В УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ


В. Ф. Новиков^{а)}, К. Р. Муратов^{б)}, С. М. Кулак^{в)*},
А. С. Парахин^{г)}, Р. А. Соколов^{д)}



Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования
Тюменский индустриальный университет,
д. 38, ул. Володарского, г. Тюмень, Российская Федерация

^{а)}  <http://orcid.org/0000-0002-1987-351X>  vitaly.nowikov2017@yandex.ru;

^{б)}  <http://orcid.org/0000-0002-8079-2022>  muratows@mail.ru;

^{в)}  <http://orcid.org/0000-0002-5970-8893>  ksm-rabochi@rambler.ru;

^{г)}  paskgn@mail.ru;

^{д)}  <http://orcid.org/0000-0001-5867-8170>  falcon.rs@mail.ru

*Ответственный автор. Эл. почта: ksm-rabochi@rambler.ru

Адрес для переписки: ул. Мельникайте 70, ауд. 317, г. Тюмень, 625039, Российская федерация
Тел.: 8–982–924–78–97

Проведены исследования магнитострикции стали 60Г в магнитном поле соленоида после ее отпуска. Предложена методика разделения магнитострикции на составляющие, вызванные смещением междоменных границ и механизмом вращения спиновых магнитных моментов. Построены зависимости составляющих магнитострикции от температуры отпуска закаленной стали. Это способствует повышению эффективности (точности) оценки упругих напряжений в стальной конструкции магнитоупругими методами. Суть методики заключена в применении функции Ланжевена для описания экспериментальных кривых магнитострикции исследуемой стали 60Г прошедшей отпуск.

Ключевые слова: магнитострикция, смещение доменных границ, магнитное вращение магнитных моментов, ферромагнетик, упругие напряжения.

1. Введение

Магнитострикция является одним из важных параметров, входящих в выражение для магнитоупругой энергии ферромагнетиков [1–3]. Она сказывается на кривых намагничивания [2–3], параметрах петли гистерезиса (коэрцитивной силе, остаточной намагниченности и др.) и их изменениях при механическом воздействии [1–5], лежит в основе магнитоупругого размагничивания и пьезомагнитного эффекта остаточного намагниченного состояния [4–6]. Полевая зависимость магнитострикции $\lambda(H)$, зависит от химического состава и вида термообработки [2–4], упругой [6–7], пластической [3, 8], усталостной деформации [8–10] и чувствительна к различным текстурам (кристаллической текстуре, ориентированным напряжениям, термомагнитной обработке) [2–4].

Типичный вид зависимости магнитострикции железа и низкоуглеродистых слаболегированных сталей представлен в виде кривых $\lambda(H, \sigma)$ (рис. 1). Экспериментальные результаты, начиная с точки перегиба, аппроксимировались функцией:

$$\lambda = C_1 L(\alpha_1 H) + C_2, \quad (1)$$

где $L(x) = \operatorname{cth}(x) - \frac{1}{x}$.

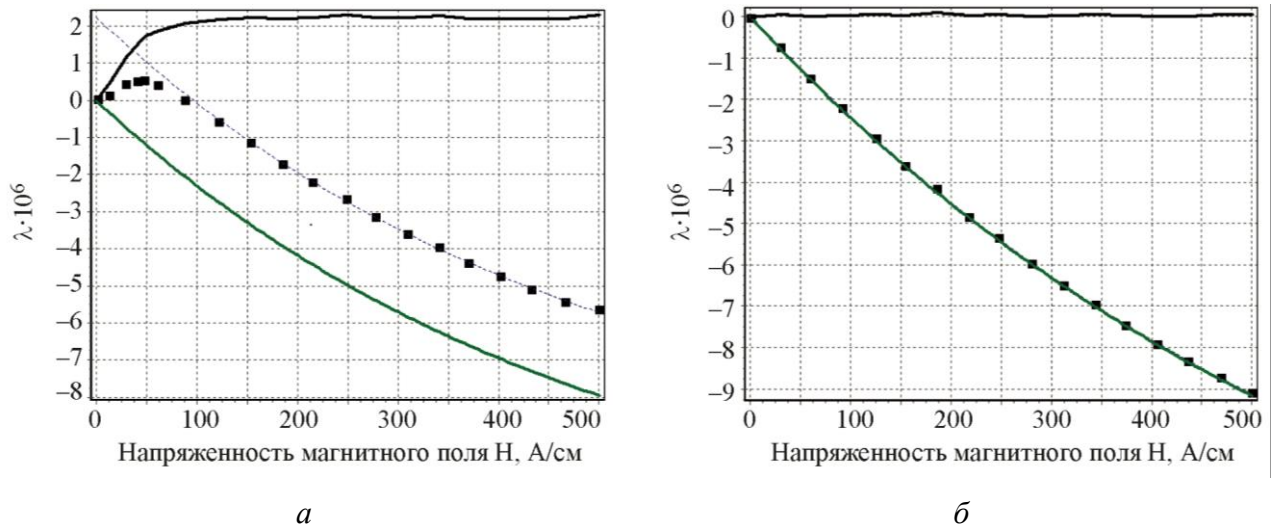


Рис. 1. Полевая зависимость магнитострикции λ стали 45 (точки) [8]: *a* – в ненагруженном состоянии; *б* – под действием растягивающего напряжения 209 МПа. Сплошная линия – кривая аппроксимации (кривая Ланжевена) с параметрами: *a* – $C_1 = 12,3395 \cdot 10^{-6}$; $C_2 = -10,1060 \cdot 10^{-6}$; $b_1 = -0,00206$; отклонение $0,011 \cdot 10^{-6}$; экстраполяция $2,23 \cdot 10^{-6}$; *б* – $C_1 = 17,0631 \cdot 10^{-6}$; $C_2 = -17,0269 \cdot 10^{-6}$; $\alpha_1 = -0,001540$; отклонение $0,007 \cdot 10^{-6}$; экстраполяция $0,0362 \cdot 10^{-6}$

С ростом поля магнитострикция ненагруженного железа или стали достигает положительного максимума, убывает, проходит через ноль, становится отрицательной и в больших полях достигает насыщения (рис. 1 *a* и 1 *б*). При приложении растягивающих напряжений положительная составляющая магнитострикции уменьшается по экспоненте [13] и при напряжениях порядка 50–300 МПа полевая зависимость магнитострикции вырождается в кривую обусловленную процессами вращения. В теории ферромагнетизма это объясняется конкуренцией двух механизмов намагничивания: механизма смещения междоменных границ и механизма вращения спиновых магнитных моментов (в дальнейшем механизмом смещения и вращения). Магнитострикция насыщения λ_s изотропного поликристаллического железа определяется выражением [1–2].

$$\lambda_s = (2/5 \cdot \lambda_{100} + 3/5 \cdot \lambda_{111}), \quad (2)$$

где λ_{100} и λ_{111} ... константы, определяющие величину магнитострикции. Так как константа магнитострикции железа λ_{111} имеет отрицательное значение, то λ_s является разностью двух независимых функций магнитострикций.

Раздельный анализ кривой магнитострикции проводился главным образом на поликристаллических материалах монокристаллах железа, никеля, кремнистого железа, железа–кобальтом и др. [2, 3, 10, 13]. Однако в основном используется экспериментальная (интегральная) кривая магнитострикции и изучаются закономерности ее изменения в зависимости от напряжений, от структуры, марки стали и вида отжига [2, 3]. В работе [4] была сделана попытка разделить экспериментальную кривую магнитострикции на составляющие графическим способом и использовать их для учета чувствительности коэрцитивной силы к упругим напряжениям. Разность составляющих скрывает их значение, поэтому их разделение может быть полезно для оценки абсолютной величины составляющих, выяснения их роли в магнитоупругих явлениях. Зависимость составляющей магнитострикции сталей, обусловленной процессами вращения слабо изучена. В частности, не определена ее чувствительность к упругим напряжениям и пластической деформации.

2. Постановка задачи и методы решения

Цель работы – поиск более объективного способа разделения кривой полевой зависимости магнитострикции на составляющие: положительной, обусловленной процессами смещения, и отрицательной, вызванной вращением векторов намагничивания, оценить на примере стали 60Г влияние термической обработки на изменения этих составляющих. В качестве материалов для исследования были выбраны сталь 60Г и сталь 45 [9]. Магнитострикция измерялась в магнитном поле соленоида на стандартных образцах, длиной 10 мм и диаметром 8 мм, мостовым методом с помощью наклеиваемых тензодатчиков. Калибровка осуществлялась на никелевом электролитическом эталоне. Коэрцитивная сила определялась в магнитометрической установке. Для анализа использовались данные полученные в работе по изучению влияния растягивающих напряжений на кривую магнитострикции [9].

В работе [4] предложено выразить экспериментально снимаемую зависимость магнитострикции от напряженности поля $\lambda(H)$ сталей [4] в виде суммы двух монотонных функций.

$$\lambda_{\text{эсп}}(H) = \lambda_{\text{см}}(H)(\text{кривая 1}) + \lambda_{\text{вр}}(H), \quad (3)$$

где $\lambda_{\text{см}}(H)$ (кривая 1) и $\lambda_{\text{вр}}(H)$ пропорциональны константам λ_{100} и λ_{111} соответственно. Первая функция обусловлена перестройкой доменной структуры (поперечной в продольную) путем смещения междоменных 90-градусных границ, вторая – процессом поворота (вращения) векторов намагничивания от направления легких осей до направления магнитного поля. На кристаллах железа и кремнистого железа [2, 13, 14] для направления [100] показано, что кривая полевой зависимости магнитострикции похожа на тангенс гиперболический и в полях, на порядок больших H_c , достигает насыщения $\lambda_{\text{м см}}$. Далее с увеличением поля $\lambda_{\text{м см}}$ практически не изменяется. В поликристаллическом железе максимальное отклонение наилегчайшей оси от направления поля не превышает 55 градусов, поэтому необходимое для насыщения поле, как минимум для такого же кристаллита, должно быть не менее $1,74 \cdot H_{\text{нас}}$. Кроме того, величина $H_{\text{нас}}$ поликристаллического материала зависит от структуры и внутреннего размагничивающего фактора и формы образца. Мы исходим из того, что в полях на порядок больших, чем коэрцитивная сила (порядка 200–4000 А/м), магнитострикция смещения достигает насыщения и перестает вносить изменения в кривую экспериментальной магнитострикции и последняя будет представлять собой кривую отрицательной составляющей магнитострикции сдвинутой вверх на величину $\lambda_{\text{м см}}$. В работах [2, 7, 9] показано, что при растяжении железа положительная составляющая магнитострикции $\lambda_{\text{м см}}$ смещения уменьшается по экспоненте [13], при напряжениях порядка 50–300 МПа вырождается в кривую, пример которой показан на рис. 1 б. Кривые ниспадающей магнитострикции опускаются вниз почти параллельно друг другу с ростом растягивающих напряжений. При сжимающих напряжениях вся кривая поднимается вверх. Рост или уменьшение положительной магнитострикции сдвигает составляющую магнитострикции вращения вниз или вверх.

В предлагаемой работе был проведен поиск аппрокимирующих функций. Рассмотрена функция Ланжевена (3) для ферромагнетиков (магнитных диполей) которая хорошо согласуется с экспериментом [15]. Обработка экспериментальных результатов проводилась по методике, описанной в работах [16, 17]. Пример аппроксимации для стали 60Г, отпущенной при 700 °С, представлен на рис. 2. Видно хорошее согласие функции Ланжевена с экспериментальными результатами (квадратики).

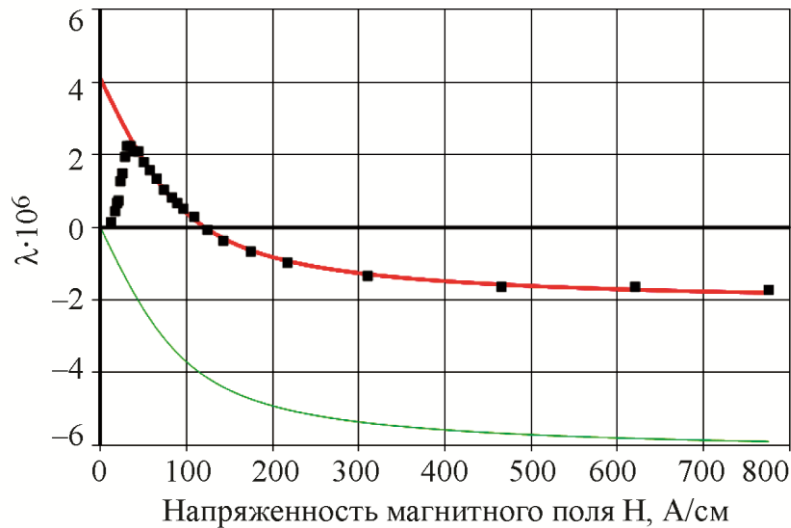


Рис. 2. Сталь 60Г. Отпуск 700 °С. Параметры: $C_1 = -6,2389 \cdot 10^{-6}$; $C_2 = 4,0963 \cdot 10^{-6}$; $\alpha_1 = -0,02355$; отклонение $0,013 \cdot 10^{-6}$

В предлагаемом анализе вторая половина графика (диапазон больших полей) является кривой, поднятой вверх на величину положительной составляющей магнитострикции. При $H = 0$ она начинается с координаты $\lambda_{m\text{ см}}$. В данном случае она равна $4 \cdot 10^{-6}$ (рис. 2). Сдвинутая вниз на $\lambda_{m\text{ см}}$ она будет представлять собой начинающую отсчет от нуля отрицательную составляющую.

По результатам разложения экспериментальных кривых для максимальных полей были построены четыре графика (рис. 3): зависимость положительных значений магнитострикции в максимуме (пиковых) $\lambda_{п}$, отрицательных значений магнитострикции в больших полях $\lambda_{с}$, расчетного значения $\lambda_{m\text{ см}}$ и отрицательной составляющей магнитострикции, полученной экспериментально в наибольшем поле $\lambda_{m\text{ вр}}$ от температуры отпуска закаленной стали 60Г. С увеличением температуры отпуска величина $\lambda_{п}$ растет вплоть до 750 °С, значение $\lambda_{m\text{ см}}$ колеблется для диапазона 400–750 °С вблизи значений $2 \cdot 10^{-6}$. Расчетное значение составляющих в максимальных полях $\lambda_{m\text{ см}}$ и $\lambda_{m\text{ вр}}$ намного больше значений $\lambda_{п}$ и λ_{m} и монотонно увеличивается с ростом температуры отпуска (рис. 3).

Перлитно-ферритная сталь после высокотемпературного отпуска состоит из цементита и феррита и увеличивается с ростом температуры отпуска. В чистом виде компонента магнитострикции $\lambda_{m\text{ вр}}$ чистого железа равна $-12,8 \cdot 10^{-6}$, а цементита составляет $-2,4 \cdot 10^{-6}$ [18]. С ростом температуры отпуска увеличивается количество ферритной фазы. Об этом говорит уменьшение коэрцитивной силы (рис. 4). Однако магнитострикция смеси не сможет достигнуть магнитострикции ферритной фазы, так как фазы цементита и феррита сопряжены друг с другом, а их величины существенно отличаются, поэтому магнитострикция ферритного объема будет испытывать сжимающие напряжения, растягивая сопряженную с ней фазу цементита.

На рис. 5 приведены графики полевых зависимостей магнитострикции длинных образцов из сталей 15 ХСНД и 25 ХСНД в состоянии поставки. Существенное различие кривых обусловлено не только их химическим составом, но и их кристаллографической и магнитной текстурой формируемой конечной термообработкой. Проведенное разложение на составляющие для максимальных полей (таблица) показывает, что основные составляющие близких по составу сталей различаются не так сильно, как их экспериментально установленные (разностные) параметры.

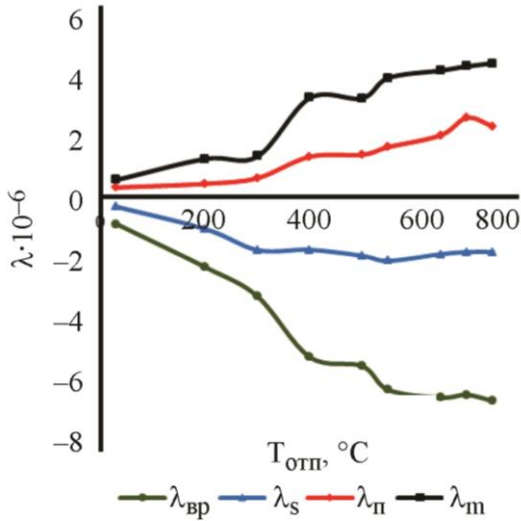


Рис. 3. Зависимость магнитострикции в максимуме ($\lambda_{п}$) и в максимальном поле ($\lambda_{с}$), составляющих в максимуме смещения ($\lambda_{м}$) и вращения ($\lambda_{вр}$) от температуры отпуска стали 60Г

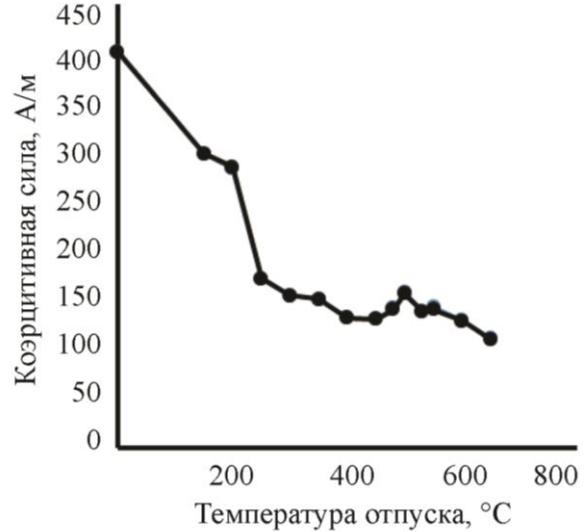


Рис. 4. Зависимость коэрцитивной силы закаленной стали 60Г от температуры отпуска

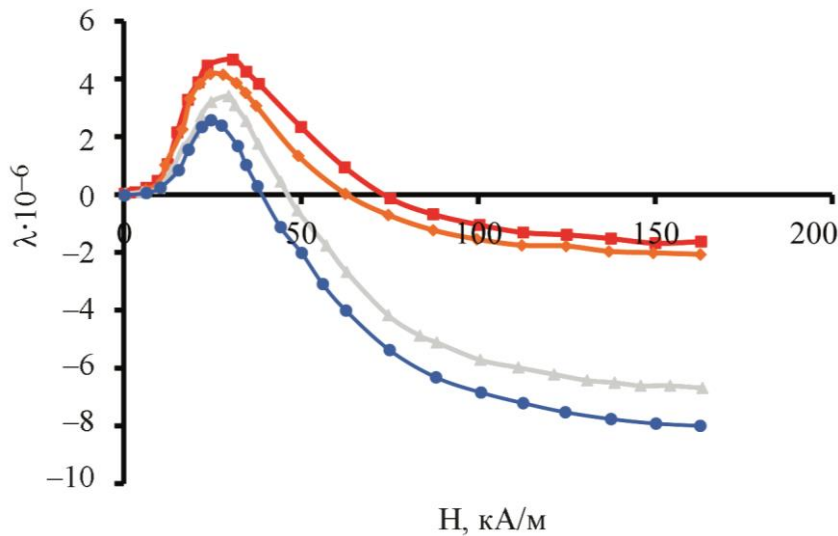


Рис. 5. Полевая зависимость магнитострикции для трубных сталей: 1 – 15ХСНД; 2 – 15ХСНД; 3 – 25ХСНД; 5 – 25ХСНД

Таблица – Положительная $\lambda_{м\text{см}}$ и отрицательная $\lambda_{вр}$ составляющие магнитострикции $\lambda_{с}$

Марка стали	$\lambda_{с} \cdot 10^{-6}$	$\lambda_{м\text{см}} \cdot 10^{-6}$	$\lambda_{вр} \cdot 10^{-6}$
15ХСНД	1,45	8,3	9,8
15ХСНД	2,0	8,6	10,6
25ХСНД	6,7	9,0	15,7
25ХСНД	8,0	9,1	17,1

$$\lambda_{100} = \left(\frac{5}{2} \cdot \lambda_m\right), \lambda_{111} = - (5/3 \cdot \lambda_{вр}) \quad (4)$$

Располагая результатами разложения, можно оценивать в соответствии (1) константы магнитострикции низкоуглеродистых сталей в изотропном поликристаллическом состоянии.

3. Заключение

Предложен и реализован способ определения составляющих магнитострикции низкоуглеродистых сталей в изотропном состоянии.

Выделение компонент магнитострикции стали позволит более точно определять магнитоупругую чувствительность коэрцитивной силы и остаточной намагниченности сталей к упругим напряжениям.

Литература

1. Акулов Н. С. Ферромагнетизм. – Москва ; Ленинград : Гостехтеоретиздат, 1939. – 188 с.
2. Вонсовский С. В., Шур Я. С. Ферромагнетизм. – Москва–Ленинград : ОГИЗ–Гостехиздат, 1948. – 648 с.
3. Бозорт Ричард М. Ферромагнетизм / пер. с англ. под ред. Е. И. Кондорского и Б. Г. Лившица. – Москва : Изд-во иностр. лит., 1956. – 784 с.
4. Новиков В. Ф., Бахарев М. С. Магнитная диагностика механических напряжений. – Тюмень : Издательство Вектор БУК, 2001. – 220 с.
5. Magnetoelastic demagnetization of steel under cyclic loading / K. R. Muratov, V. F. Novikov, D. F. Neradovskii, R. K. Kazakov // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2018. – Vol. 119 (1). – P. 18–25. – DOI: 10.1134/S0031918X1801012X.
6. Новиков В. Ф., Яценко Т. А., Бахарев М. С. К природе пьезомагнитного эффекта остаточного намагниченного состояния магнетика // *Изв. вуз. Нефть и газ*. – 1998. – № 4. – С. 96–102.
7. Deordiev G. I., Biktashev T. Kh. Magnetostriction method of measuring stresses in components of metallic structures // *Soviet Journal of Nondestructive Testing–USSR*. – 1977. – No. 3. – P. 83–91.
8. The influence of an elastic uniaxial deformation of a medium-carbon steel on its magnetostriction in the longitudinal and transverse directions / E. S. Gorkunov, Yu. V. Subachev, A. M. Povolotskaya, S. M. Zadvorkin // *Russian Journal of Nondestructive Testing*. – 2013. – No. 10. – P. 40–52. – DOI: 10.1134/S1061830913100057.
9. The influence of the magnetoelastic effect on the hysteretic properties of medium-carbon steel during uniaxial loading / E. S. Gorkunov, A. M. Povolotskaya, K. E. Soloviev, S. M. Zadvorkin // *Russian Journal of Nondestructive Testing*. – 2010. – Vol. 46 (9). – P. 638–644. – DOI: 10.1134/S1061830910090032.
10. Change in the magnetostriction of certain steels during the initial stages of plastic deformation / V. F. Novikov, N. K. Kostryukova, V. V. Nasonov, B. V. Fedorov, O. I. Rybnikova // *Russian Journal of Nondestructive Testing*. – 1996. – Vol. 32, iss. 5. – P. 418–422.
11. Новиков В. Ф., Тихонов В. Ф. К изучению усталостных изменений в металле при изгибных колебаниях лопаток турбин магнитным и магнитоупругим методами // *Проблемы прочности*. – 1981. – № 5. – С. 13–17.
12. Some Features in the Behavior of Magnetic and Acoustic Characteristics of Hot-Rolled 08G2B Steel under Cyclic Loading / E. S. Gorkunov, A. M. Povolotskaya, S. M. Zadvorkin,

- E. A. Putilova, A. N. Mushnikov, E. G. Bazulin, A. Kh. Vopilkin // Russian Journal of Nondestructive Testing. – Vol, 55, iss. 11. – P. 827–836. – DOI: 10.1134/S1061830919110044.
13. Takagi M. On a statistical Domain theory of Ferromagnetic crystals. Part I // Sci. Rep. Tohoku Imp. Univ. – 1939. – Vol. 28. – P. 85–127.
 14. Мишин Д. Д., Новиков В. Ф., Курдюмов В. Г. Влияние дислокационной структуры на коэрцитивную силу кремнистого железа // ФММ. – 1967. – Т. 24, вып. 1. – С. 175–177.
 15. Тамм И. Е. Основы теории электричества: учебное пособие для вузов. – 11-е изд., испр. и доп. – Москва : ФИЗМАТЛИТ, 2003. – 616 с.
 16. Калиткин Н. Н. Численные методы. – Москва : Наука, 1978. – 508 с.
 17. Парахин А. С. ЭВМ в лабораторном практикуме : учебное пособие. – Курган : Изд-во Кург. гос. ун-та, Курган, 2000. – 109 с.
 18. The role of cementite in the formation of magnetic hysteresis properties of plastically deformed high-carbon steels: I. Magnetic properties and structural state of cementite / A. I. Ulyanov, E. P. Elsukov, A. A. Chulkina, A. V. Zagainov, N. B. Arsentyeva, G. N. Konygin, V. F. Novikov, V. V. Isakov // Russian Journal of Nondestructive Testing. – 2006. – Vol. 42, No. 7. – P. 452–459. – DOI: 10.1134/S1061830906070047.



Received: 15.08.2021

Revised: 15.10.2021

Accepted: 29.10.2021














DOI: 10.17804/2410-9908.2021.5.015-023

LOW-FREQUENCY RESONANCE IN LAMINATED FeGa-FeCoGa/METGLAS/PZT STRUCTURES

A. P. Nosov^{*1, 2, a)}, I. V. Gribov^{1, b)}, N. A. Moskvina^{1, c)}, A. V. Druzhinin^{1, d)}, S. S. Dubinin^{1, e)},
V. V. Izyurov^{1, f)}, K. A. Merentsova^{1, g)}, and M. S. Artemiev^{1, h)}

¹*M.N. Miheev Institute of Metal Physics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
18 S. Kovalevskoi St., Ekaterinburg, 620108, Russian Federation*

²*B. N. Yeltsin Ural Federal University,
19 Mira St., Ekaterinburg, 620002, Russian Federation*

- a)  <http://orcid.org/0000-0003-1475-0059>  nossov@imp.uran.ru;
b)  <http://orcid.org/0000-0002-5067-2281>  gri@imp.uran.ru;
c)  <http://orcid.org/0000-0003-4285-0399>  nat@imp.uran.ru;
d)  <http://orcid.org/0000-0001-9944-096X>  druzhinin@imp.uran.ru;
e)  <http://orcid.org/0000-0003-4937-8496>  Dubinin_S_S@imp.uran.ru;
f)  iziurov.1994@imp.uran.ru;
g)  merencovak@mail.ru;
h)  cccp9697@mail.ru

*Corresponding author. E-mail: nossov@imp.uran.ru

Address for correspondence: 18 ul. S. Kovalevskoi, 620108, Ekaterinburg, Russia

Tel.: +7 (343) 374 79 22; fax: +7 (343) 374 52 44

The paper studies the influence of the composition of a thin-film composite magnetostrictive ferromagnet on the magnetoelectric effect (ME) in ferromagnet/piezoelectric/ferromagnet laminated trilayers at resonant frequencies. The PZT material was used in the piezoelectric layer. The graded composite magnetostrictive ferromagnet with a thickness gradient of the magnetostriction coefficient was obtained by pulsed laser deposition of thin Fe_{0.72}Ga_{0.28} or Fe_{0.62}Co_{0.19}Ga_{0.19} films on the surface of Metglas-type 440A amorphous ribbons. The ME was investigated at resonant frequencies of 3 and 9.32 kHz. It is shown that the maximum ME value increases with frequency. The deposition of magnetostrictive thin films decreases the maximum ME value, but increases the Q-factor. The results can be useful for developing sensors of static and low-frequency magnetic fields for magnetic nondestructive testing applications under resonant excitation conditions.

Keywords: magnetic field sensor, resonance, amorphous alloy, thin films, magnetoelectric effect, magnetic nondestructive testing.

Acknowledgment

The research was carried out under the state assignment from the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (theme Function, No. AAAA-A19-119012990095-0). The scientific equipment installed at the Testing Center of Nanotechnology and Advanced Materials collaborative access center (IMP UB RAS) was used in the study.

References

1. Srinivasan G. Magnetolectric composites. *Annual Review of Materials Research*, 2010, vol. 40, pp. 153–178. DOI: 10.1146/annurev-matsci-070909-104459.
2. Tech. Bulletin ref. 2605SA106192009, Metglas Inc., Conway, SC, 2009.

3. Petrov V.M. and Srinivasan G. Enhancement of magnetoelectric coupling in functionally graded ferroelectric and ferromagnetic bilayers. *Phys. Rev. B*, 2008, vol. 78, 184421 (8 p.). DOI: 10.1103/PhysRevB.78.184421.
4. Nosov A.P., Gribov I.V., Moskvina N.A., Druzhinin A.V., Osotov V.I., Loginov B.A. Magnetoelectric effect in laminate structures with composite magnetostrictive layers based on amorphous tape/thin film Fe-Co-Ga structures. *Mezhdunarodnyi Zhurnal Prikladnykh i Fundamentalnykh Issledovaniy*, 2016, No. 4, pp. 880–883. (In Russian).
5. Petrie J.R., Fine J., Mandal S., Sreenivasulu G., Srinivasan G. Enhanced sensitivity of magnetoelectric sensors by tuning the resonant frequency. *Appl. Phys. Lett.*, 2011, vol. 99, 043504 (3 p.). DOI: 10.1063/1.3617428.
6. Available at: <http://www.gammamet.ru/index.php/ru/informatsiya>
7. Jen S.U., Tsai T.L., Kuo P.C., Chi W.L., and Cheng W.C. Magnetostrictive and structural properties of FeCoGa films. *J. Appl. Phys.*, 2010, vol. 107, 013914 (4 p.). DOI: 10.1063/1.3284962.

Подана в журнал: 15.08.2021

УДК 537.633.9



DOI: 10.17804/2410-9908.2021.5.015-023



НИЗКОЧАСТОТНЫЙ РЕЗОНАНС В ЛАМИНАТНЫХ СТРУКТУРАХ FeGa-FeCoGa/АМОРФНАЯ ЛЕНТА/PZT



А. П. Носов*^{1, 2, а)}, И. В. Грибов^{1, б)}, Н. А. Москвина^{1, в)}, А. В. Дружинин^{1, г)}, С. С. Дубинин^{1, д)},
В. В. Изюров^{1, е)}, К. А. Меренцова^{1, ж)}, М. С. Артемьев^{1, з)}



¹Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук,
ул. С. Ковалевской 18, Екатеринбург, 620108, Российская Федерация



²Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования
«Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»,
ул. Мира 19, Екатеринбург, 620002, Российская Федерация


а)  <http://orcid.org/0000-0003-1475-0059>  nossov@imp.uran.ru;

б)  <http://orcid.org/0000-0002-5067-2281>  gri@imp.uran.ru;


в)  <http://orcid.org/0000-0003-4285-0399>  nat@imp.uran.ru;

г)  <http://orcid.org/0000-0001-9944-096X>  druzhinin@imp.uran.ru;

д)  <http://orcid.org/0000-0003-4937-8496>  Dubinin_S_S@imp.uran.ru;

е)  iziurov.1994@imp.uran.ru;

ж)  merencovak@mail.ru;

з)  cccp9697@mail.ru

*Ответственный автор. Эл. почта: nossov@imp.uran.ru

Адрес для переписки: ул. С. Ковалевской 18, Екатеринбург, 620108, Российская Федерация

Тел.: +7 (343) 3747922; факс: +7 (343) 374 52 44

Исследовано влияние состава тонкопленочного композитного магнитоэлектрического ферромагнетика на магнитоэлектрический эффект (МЭ) на резонансных частотах трехслойных ламинатных структур типа *ферромагнетик–пьезоэлектрик–ферромагнетик*. В качестве пьезоэлектрика использованы пластины пьезокерамики PZT. Композитный магнитоэлектрический ферромагнетик с градиентом коэффициента магнитоэлектричества по толщине слоев получали импульсным лазерным осаждением тонких пленок составов Fe_{0,72}Ga_{0,28} или Fe_{0,62}Co_{0,19}Ga_{0,19} на поверхность аморфных лент 440А типа «Метглас». Представлены результаты экспериментальных исследований МЭ на частотах резонансного возбуждения 3 и 9,32 кГц. Показано, что максимальная величина МЭ растет с частотой. При этом нанесение магнитоэлектрических пленок уменьшает величину эффекта, но увеличивает добротность. Результаты могут представлять интерес при создании резонансных датчиков статических и низкочастотных магнитных полей для неразрушающего контроля.

Ключевые слова: датчик магнитного поля, резонанс, аморфный сплав, тонкие пленки, магнитоэлектрический эффект, магнитный неразрушающий контроль.

1. Введение

Возможность выявления дефектов приборами и устройствами магнитного неразрушающего контроля прежде всего определяется чувствительностью используемых датчиков магнитных полей. В последние годы пристальное внимание исследователей привлек магнитоэлектрический эффект (МЭ) в трехслойных ламинатных структурах типа магнитоэлектрический ферромагнетик–пьезоэлектрик–магнитоэлектрический ферромагнетик [1]. При приложении к такой структуре статического H и переменного dH_{ac} магнитных полей под действием магнитоэлектричества ферромагнитного слоя возникнет механическая деформация,

которая приводит к возникновению электрического поля dE в пьезоэлектрическом слое. Чувствительность к магнитному полю определяют магнитоэлектрическим коэффициентом по напряжению (МЭКН или MEVC), который определяют, как $\alpha = dE/H_{ac} = dV/(tdH_{ac})$, где dV – величина возникающего электрического напряжения; t – толщина пьезоэлектрического слоя. Величина α определяется как физическими характеристиками магнитоэлектрического ферромагнитного слоя, а именно пьезомагнитным коэффициентом $q = d\lambda/dH$, где λ – коэффициент магнитоэлектричества, так и характеристиками пьезоэлектрического слоя: пьезомодулем d и относительной диэлектрической проницаемостью ϵ .

Для решения задач неразрушающего контроля необходимы структуры с максимально большим значением МЭКН. Это может быть достигнуто за счет оптимизации как магнитоэлектрической, так и пьезоэлектрической подсистем.

Широкое применение в композитных МЭ ламинатных структурах находят аморфные ленты сплавов класса «Метглас» (Metglas) [2]. Эти аморфные магнитные материалы характеризуются большой величиной положительного коэффициента магнитоэлектричества λ . Кроме того, они имеют большую начальную магнитную проницаемость и малую коэрцитивную силу.

В работе [3] было показано, что если в составе ферромагнитной подсистемы использовать слои магнитоэлектрических материалов, имеющих разные знаки коэффициента магнитоэлектричества, т. е. создать градиент коэффициента магнитоэлектричества по толщине, то можно увеличить величину q . Градиент коэффициента магнитоэлектричества по толщине может быть создан путем напыления на поверхность материала с одним знаком λ слоя материала с противоположным знаком коэффициента магнитоэлектричества. Сплавы системы Fe-Ga имеют отрицательный знак λ . Возможность получения таких структур и их магнитоэлектрические свойства были рассмотрены ранее [4].

Повышение величины МЭКН может быть достигнуто возбуждением пьезоэлектрического слоя на резонансных частотах, при которых выходное напряжение может достигать больших величин. Этот режим работы является стандартным при возбуждении ультразвуковых волн в акустическом неразрушающем контроле. Возможность получения очень больших значений МЭКН на резонансных частотах пьезоэлектрических слоев была продемонстрирована в [5] для структур без градиента коэффициента магнитоэлектричества по толщине слоев. Резонансный режим возбуждения кантилеверов находит широкое применение в сканирующей зондовой микроскопии и микросенсорике. На основе этого режима работы возможна реализация датчиков широкого класса физических величин (массы, давления, температуры и т. п.) со сверхвысокой чувствительностью. Преимуществом структур с МЭКН является дополнительная возможность управления свойствами посредством приложения магнитного поля.

В работе исследован МЭКН в ламинатных структурах ферромагнетик–пьезоэлектрик–ферромагнетик со слоями ферромагнетика с градиентом коэффициента магнитоэлектричества по толщине в условиях резонансного возбуждения пьезоэлектрического слоя. Ферромагнитные слои с градиентом коэффициента магнитоэлектричества по толщине получали нанесением тонких слоев сплавов $Fe_{0,72}Ga_{0,28}$ и $Fe_{0,62}Co_{0,19}Ga_{0,19}$ на поверхность аморфной ленты методом импульсного лазерного осаждения. Исследовано влияние состава слоев на значения МЭКН на разных резонансных частотах.

2. Материал и методика

В качестве материала пьезоэлектрического слоя ламинатных структур были использованы пластины пьезокерамики марки PZT (#851) производства компании APC International, Пенсильвания, США. На пластины были нанесены контактные электроды. Были использованы пластины с типичными размерами длина – 20 мм; ширина – 3 мм; толщина – 0,2 мм.

В качестве магнитоэлектрического слоя с положительным коэффициентом магнитоэлектричества использовали аморфные ленты состава 440A [6] производства компании «Гамма-

мет» (г. Екатеринбург, Россия) толщиной 34 мкм. Аморфные ленты использовали в состоянии поставки без дополнительных термообработок. Этот состав характеризуется высокой температурой Кюри (420 °С), индукцией насыщения $1,5 \times 10^4$ Гс, максимальной магнитной проницаемостью до 200 000, коэрцитивной силой 0,05 Э. Магнитострикцию измеряли с использованием тензодатчика при ориентациях статического магнитного поля H вдоль ($\lambda_{11} = +20 \times 10^{-6}/\text{Э}$)

и поперек ($\lambda_{12} = -15 \times 10^{-6}/\text{Э}$) направления прокатки ленты. Величину пьезомагнитного коэффициента определяли как $q = q_{11} + q_{12} = d\lambda_{11}/dH + d\lambda_{12}/dH$ и для использованных лент она составляла $q = +0,46 \times 10^{-6}/\text{Э}$.

Образцы объемных сплавов составов $\text{Fe}_{0,72}\text{Ga}_{0,28}$ и $\text{Fe}_{0,62}\text{Co}_{0,19}\text{Ga}_{0,19}$ получали дуговой плавкой в атмосфере аргона. Сплавы этих составов характеризуются большими отрицательными значениями коэффициента магнитострикции, величина которого максимальна для концентраций галлия 0,19 или 0,28. Легирование сплавов системы FeGa кобальтом увеличивает λ . Для тонких пленок сплавов системы FeCoGa значение λ максимально у состава $\text{Fe}_{0,62}\text{Co}_{0,19}\text{Ga}_{0,19}$ [7].

Композитные слои с градиентом коэффициента магнитострикционные по толщине получали методом импульсного лазерного осаждения путем нанесения на поверхность аморфных лент тонких пленок составов $\text{Fe}_{0,72}\text{Ga}_{0,28}$ или $\text{Fe}_{0,62}\text{Co}_{0,19}\text{Ga}_{0,19}$ толщиной 25 нм. Использовался эксимерный лазер CL 7050 (компания «Оптисистемы», г. Троицк, Московская обл., Россия). Измерения толщины и шероховатости поверхности производили с использованием оптического профилометра ZYGO.

Объектами исследований были трехслойные ламинатные структуры, в которых в качестве верхнего и нижнего слоев использовали аморфные магнитострикционные ленты, наклеенные на пьезопластину клеем на основе цианакрилата. Толщина слоя клея в готовой структуре не превышала 2 мкм. Использование трехслойных структур вместо двухслойных позволяет увеличить величину МЭКН. Были приготовлены структуры со слоями из аморфной ленты 440А без тонких пленок (далее – образцы 440А), со слоями из ленты 440А с нанесенной тонкой пленкой $\text{Fe}_{0,72}\text{Ga}_{0,28}$ (далее – образцы 440А/FeGa), а также со слоями из ленты 440А с нанесенной тонкой пленкой $\text{Fe}_{0,62}\text{Co}_{0,19}\text{Ga}_{0,19}$ (далее – образцы 440А/FeCoGa).

Измерения МЭКН выполняли в условиях приложения к структурам статического H и низкочастотного переменного H_{ac} магнитных полей, ориентированных в плоскости образца. Использовалась геометрия кантилевера: в процессе измерений один конец образца был жестко закреплен, а второй оставался свободным. Аморфные ленты покрывали всю ширину свободного конца образца. Отношение длины аморфной ленты к длине незакрепленной части пьезопластины составляло 0,47. Напряжение в пьезоэлектрическом слое dV измеряли синхронным детектором на частоте H_{ac} . Величину МЭКН вычисляли по формуле $\alpha = dE/H_{ac} = dV/(tdH_{ac})$, где t – толщина пьезоэлектрического слоя. Исследовали зависимости α от величины статического магнитного поля H и частоты f низкочастотного переменного магнитного поля. Все измерения проводили при комнатной температуре.

3. Результаты и обсуждение

На рис. 1 представлены типичные зависимости МЭКН от величины приложенного статического поля $\alpha(H_{dc})$, снятые на частоте $f = 3$ кГц. Для всех частот зависимости имеют сходную форму с максимумом при $H_{dc} \approx 30$ Э. Положение этого максимума соответствует максимуму зависимости $q(H_{dc})$ и незначительно изменяется с изменением состава магнитострикционного слоя. Для всех зависимостей значения α постепенно уменьшаются с ростом $H_{dc} > 40$ Э. Из приведенных данных следует, что нанесение тонких пленок уменьшает максимальную величину α , причем состав наносимой пленки сравнительно слабо влияет на величину эффекта в максимуме.

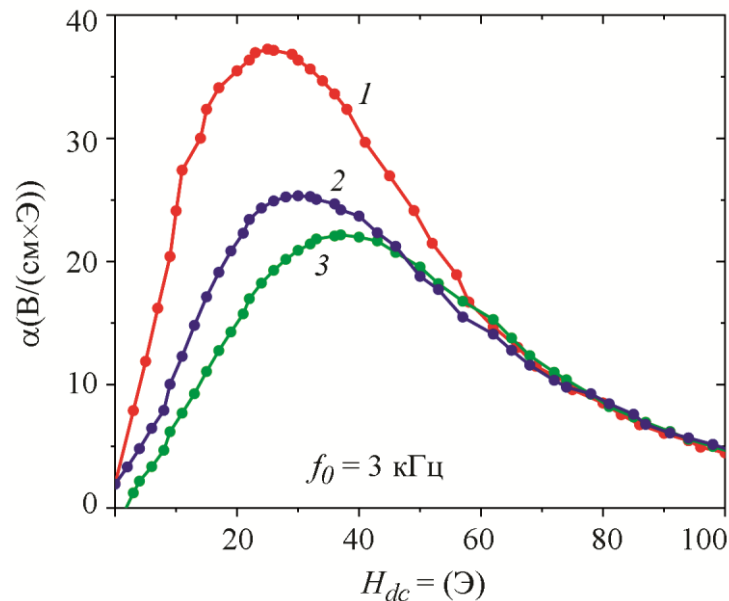


Рис. 1. Сравнение полевых зависимостей МЭКН на частоте $f_0 = 3$ кГц для ламинатных структур с магнитострикционными слоями только из аморфной ленты (1 – 440А), из аморфных лент с пленками $Fe_{0,72}Ga_{0,28}$ (2 – FeGa) и $Fe_{0,62}Co_{0,19}Ga_{0,19}$ (3 – FeCoGa)

Рис. 2 иллюстрирует резонансную частотную величины $\alpha(f)$ в поле $H_{dc} \approx 37$ Э и отсутствие ее в нулевом поле.

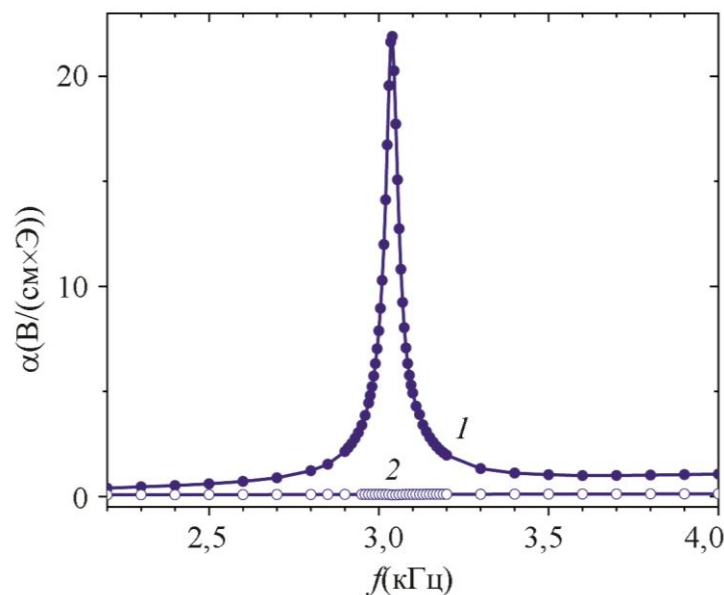


Рис. 2. Частотная зависимость МЭКН для ламинатной структуры с магнитострикционными слоями из аморфной ленты с пленкой $Fe_{0,62}Co_{0,19}Ga_{0,19}$ при $H_{dc} \approx 37$ Э – 1 и в нулевом поле – 2

Для структуры со слоями из аморфной ленты 440А без тонких пленок повышение резонансной частоты до $f = 9,32$ кГц приводит росту максимальной величины МКЭН в 2,57 раза (рис. 3). При этом максимум наблюдается при тех же значениях $H_{dc} \approx 30$ Э, что и на частоте 3 кГц. Увеличение максимальной величины МКЭН наблюдается и для структур с тонкими пленками. При этом состав пленок практически не оказывает влияния на максимальную величину эффекта.

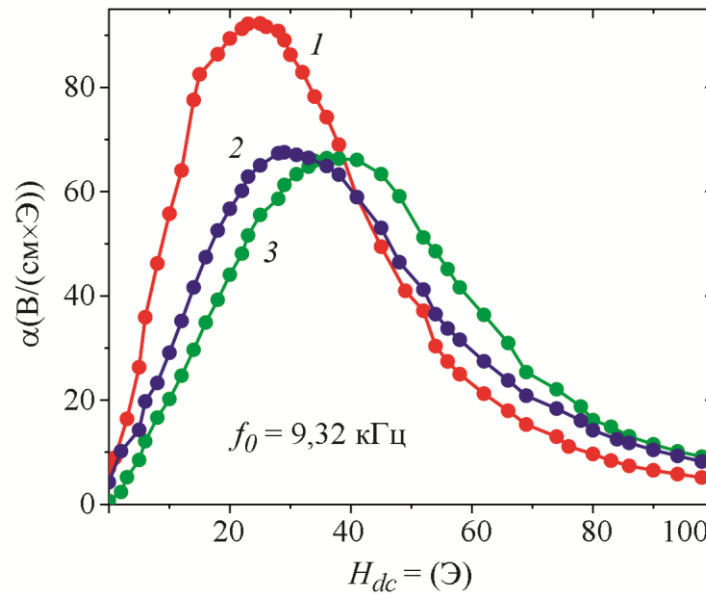


Рис. 3. Сравнение полевых зависимостей МЭКН на частоте $f_0 = 9,32$ кГц для ламинатных структур с магнитоотрицательными слоями только из аморфной ленты (440А – 1), из аморфных лент с пленками $Fe_{0,72}Ga_{0,28}$ (FeGa – 2) и $Fe_{0,62}Co_{0,19}Ga_{0,19}$ (FeCoGa – 3)

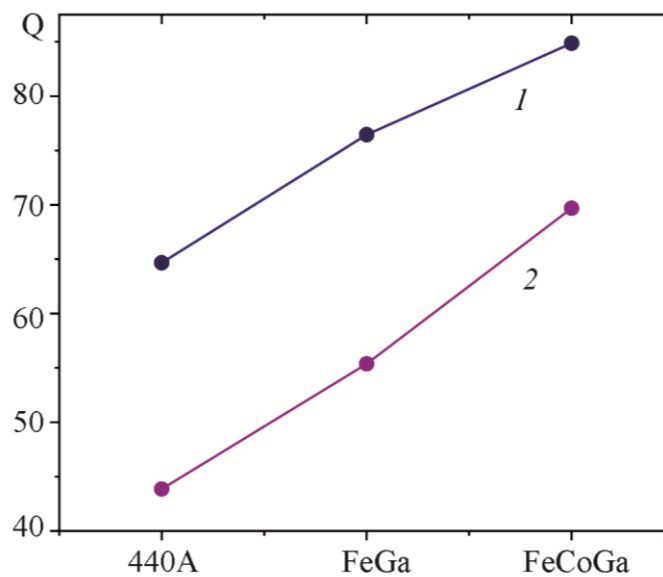


Рис. 4. Сравнение добротности резонансных зависимостей на частотах: 1 – 9,32 кГц; 2 – 3 кГц для ламинатных структур с магнитоотрицательными слоями только с аморфной лентой (440А) и аморфными лентами с пленками $Fe_{0,72}Ga_{0,28}$ (FeGa) и $Fe_{0,62}Co_{0,19}Ga_{0,19}$ (FeCoGa)

Однако состав пленок оказывает существенное влияние на добротность резонансных кривых (рис. 4). Из приведенных данных следует, что добротность существенно возрастает при нанесении пленок, причем максимальной добротностью характеризуется структура со слоем $Fe_{0,62}Co_{0,19}Ga_{0,19}$. Величина добротности сильно увеличивается с частотой.

Это обстоятельство может быть важным преимуществом при использовании композитных магнитоэлектрических ламинатных структур с градиентом магнитоотрицательных свойств по толщине ферромагнитного слоя в потенциальных приложениях, использующих возбуждение на резонансных частотах, поскольку чем выше добротность, тем

лучше избирательные свойства колебательного контура, в составе которого может быть использована структура.

В целом следует отметить, что при резонансном возбуждении трехслойных ламинатных структур типа тонкопленочный композитный магнитострикционный ферромагнетик–пьезокерамика PZT–тонкопленочный композитный магнитострикционный ферромагнетик создание градиента коэффициента магнитострикции по толщине ферромагнитного слоя за счет нанесения на поверхность аморфных лент 440А тонких пленок $\text{Fe}_{0,72}\text{Ga}_{0,28}$ и $\text{Fe}_{0,62}\text{Co}_{0,19}\text{Ga}_{0,19}$ не улучшает максимальную величину МЭКН, однако повышает добротность структуры в целом при использовании состава $\text{Fe}_{0,62}\text{Co}_{0,19}\text{Ga}_{0,19}$.

4. Заключение

Исследованы полевые и частотные характеристики магнитоэлектрического эффекта по напряжению в условиях резонансного возбуждения ламинатных структур типа тонкопленочный композитный магнитострикционный ферромагнетик /пьезокерамика PZT/ тонкопленочный композитный магнитострикционный ферромагнетик, полученных лазерным осаждением тонких пленок $\text{Fe}_{0,72}\text{Ga}_{0,28}$ и $\text{Fe}_{0,62}\text{Co}_{0,19}\text{Ga}_{0,19}$ с отрицательным коэффициентом магнитострикции на аморфные ленты типа «Метглас» с положительным коэффициентом магнитострикции. Композитная ферромагнитная подсистема с такой структурой характеризуется градиентом коэффициента магнитострикции по толщине слоев. Для фиксированной частоты возбуждения использование композитных слоев не приводит к увеличению МКЭН. Экспериментально показано, что МЭКН существенно увеличивается с ростом частоты возбуждения. Нанесение тонких пленок существенно улучшает добротность, которая также растет с частотой. Наибольшими значениями добротности характеризуются слои с тонкими пленками $\text{Fe}_{0,62}\text{Co}_{0,19}\text{Ga}_{0,19}$. Исследованные ламинатные структуры могут представлять интерес для разработки высокочувствительных датчиков статических и низкочастотных магнитных полей с резонансным возбуждением для приборов и устройств магнитного неразрушающего контроля.

Благодарность

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России (тема «Функция», № АААА-А19-119012990095-0).

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН.

Литература

1. Srinivasan G. Magnetolectric composites // Annual Review of Materials Research. – 2010. – Vol. 40. – P. 153–178. – DOI: 10.1146/annurev-matsci-070909-104459.
2. Tech. Bulletin ref. 2605SA106192009. – Metglas Inc., Conway, SC, 2009.
3. Petrov V. M. and Srinivasan G. Enhancement of magnetolectric coupling in functionally graded ferroelectric and ferromagnetic bilayers // Phys. Rev. B. – 2008. – Vol. 78. – P. 184421. – DOI: 10.1103/PhysRevB.78.184421.
4. Носов А. П., Грибов И. В., Москвина Н. А., Дружинин А. В., Осотов В. И., Логинов Б. А. Магнитоэлектрический эффект в ламинатных структурах с композитными магнитострикционными слоями на основе структур аморфная лента/тонкая пленка Fe-Co-Ga // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. – 2016. – № 4. – С. 880–883.
5. Enhanced sensitivity of magnetolectric sensors by tuning the resonant frequency / J. R. Petrie, J. Fine, S. Mandal, G. Sreenivasulu, G. Srinivasan // Appl. Phys. Lett. – 2011. – Vol. 99. – P. 043504. – DOI: 10.1063/1.3617428.

6. URL: <http://www.gammamet.ru/index.php/ru/informatsiya>
7. Magnetostrictive and structural properties of FeCoGa films / S. U. Jen, T. L. Tsai, P. C. Kuo, W. L. Chi, and W. C. Cheng // J. Appl. Phys. – 2010. – Vol. 107. – P. 013914. – DOI: 10.1063/1.3284962.











Received: 20.08.2021
Revised: 20.10.2021
Accepted: 29.10.2021
DOI: 10.17804/2410-9908.2021.5.24-35

APPROACHES TO THE DEVELOPMENT OF WEAR-RESISTANT LAMINATED METAL COMPOSITES

R. A. Savrai^{1*}, S. V. Gladkovsky¹, S. V. Lepikhin², and Yu. M. Kolobylin¹

¹*Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
34 Komsomolskaya St., Ekaterinburg, 620049, Russian Federation*

²*Glazov State Pedagogical Institute named after V.G. Korolenko,
25, Pervomaiskaya street, Glazov, Udmurt Republic, Russian Federation, 427621*

- a)  <http://orcid.org/0000-0001-9873-3621>  ras@imach.uran.ru;
b)  <http://orcid.org/0000-0002-3542-6242>  gsv@imach.uran.ru;
c)  <http://orcid.org/0000-0002-0240-2164>  lepichin@mail.ru;
d)  <http://orcid.org/0000-0002-7831-2624>  uramk@mail.ru

*Corresponding author. E-mail: ras@imach.uran.ru

Address for correspondence: 34 Komsomolskaya St., Ekaterinburg, 620049, Russian Federation

Layered metal composites made of dissimilar metals and alloys occupy a special place among modern composite materials. In particular, their use is considered promising when high strength, fatigue resistance, and wear resistance are required. However, there are few data on the abrasive wear resistance of such composites, and further study is necessary. In this paper, an attempt is made to formulate some approaches to the development of wear-resistant laminated metal composites in order to promote more detailed research. For this purpose, the abrasive wear resistance at room (+25 °C) and cryogenic (−196 °C) temperatures of a layered metal composite consisting of low-alloy and maraging steels was studied. The composite was obtained by explosive welding. It is shown that the wear resistance of the composite is determined by the combined influence of a number of factors, namely the presence of interlayer boundaries, the structural state, hardness, and toughness of the steels. It is concluded that, for better wear resistance of a layered composite, the dissimilar layers must wear out evenly under existing environmental conditions.

Keywords: laminated metal composite, microstructure, microhardness, abrasive wear.

1. Introduction

Wear is one of the main factors limiting the service life of machine parts and structures for various purposes. The most common type of wear is abrasive wear. Abrasive particles are present in almost all natural and technological environments. The danger of abrasive wear is also due to the fact that it causes a relatively rapid failure of the working surfaces. Therefore, the reduction of losses from abrasive wear is an important scientific and practical task. For solving this task, the development of new wear-resistant materials and coatings, including composites, is constantly underway [1–16]. Among promising modern composite materials, layered metal composites made of dissimilar metals and alloys occupy a special place. The physical and mechanical properties of the composites can significantly exceed those of their constituents at room, elevated, and lowered temperatures. The use of such materials is considered promising in cases where high strength, fatigue resistance, and wear resistance are required [17–24]. However, in the literature there are few data on the abrasive wear resistance of laminated metal composite materials [12].

Thus, the aim of the research is to study the abrasive wear resistance at room (+25 °C) and cryogenic (−196 °C) temperatures of a layered metal composite consisting of low-alloy and

maraging steels and to formulate approaches to the development of wear-resistant laminated metal composites. The composite was obtained by explosive welding. The choice of parameters and the wear test scheme was due to the fact that such composites are expected to be used in parts and structural elements of transport systems operating at low climatic temperatures. It is known that the wear of road vehicles is abrasive in 60 % of cases. This is due to the negative effect of dust and fine sand particles falling into the gaps of tribological couples. Wear of this type is found in parts of running gears, pin joints, open sliding bearings, and working bodies of road vehicles. The choice of materials for the constituents of the composite was based on low carbon content in both steels (0.12 wt% in the low-alloy steel and 0.02 wt% in the maraging steel), which provides them with good deformability in a wide temperature range. It also makes it possible to conduct such heat treatment of the composite that the layers of the maraging steel become as hard as possible and those of the low-alloy steel become more ductile [19]. Besides, maraging steels have a high resistance to brittle fracture and a low cold brittleness threshold, which can have a positive effect on wear resistance at low climatic and cryogenic temperatures. However, this requires additional research.

2. Experimental procedure

The structural low-alloy GOST 09G2S and maraging GOST EP678 steels were used as the constituents of the composite. Table 1 shows the chemical composition of the steels, which was determined by means of a SPECTROMAXx F optical emission spectrometer.

Table 1. Chemical composition of the steels constituting the composite, wt%

Steel	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	P	S	Al	Ti	Cu	Nb
Low-alloy steel	0.12	0.68	1.32	0.07	0.07	0.01	0.020	0.010	0.04	–	0.12	–
Maraging steel	0.02	0.16	0.08	10.65	9.35	1.97	0.004	0.004	0.09	0.90	0.10	0.09

Prior to forming the composite, initial low-alloy steel sheets with dimensions of 9548542 mm were normalized by heating to a temperature of 860 °C and holding at this temperature for 2 hours followed by cooling in air. Maraging steel sheets with dimensions of 95×85×50 mm were quenched by heating to a temperature of 920 °C and holding at this temperature for 30 min followed by cooling in water. To form the ultrafine-grained microstructure, the sheets of maraging steel were subjected to further processing, which included multidirectional (six-fold) isothermal forging in the temperature range of 850–700 °C and at a strain rate ranging between 1×10^{-3} and 5410^{-3} s^{-1} using a PA2638 hydraulic press, with subsequent multi-pass warm rolling at a temperature of 700 °C using a DUO-300 mill. The thickness of the sheets was 24 mm after the forging and 1 mm after the rolling.

The laminated composite was formed by explosive welding [25–28]. Welding of a package of the steel sheets was carried out in one step according to a symmetrical angular scheme (Fig. 1). The multilayer package consisted of four alternating sheets of the low-alloy steel with a thickness of 2 mm and three sheets of the maraging steel with a thickness of 1 mm, the outer sheets being the low-alloy steel ones. The maximum distance between the sheets was 7 mm. Ammonite was used as an explosive for welding. After the welding, the laminated composite was cut into two parts, one of which was left in its original state, and the other was subjected to heat treatment by heating to a temperature of 500 °C and holding at this temperature for 3 hours followed by cooling in air.

The microstructure and features of the interlayer boundaries of the laminated composite, as well as the microstructure of the steels constituting the composite, were studied using a Neophot-21 optical microscope and a Tescan Mira 3 LMH scanning electron microscope (SEM) with an electron backscatter diffraction (EBSD) analysis system. The microhardness was determined by means

of a Shimadzu HMV-G21DT instrument at a load of 0.49 N, with a loading speed of 40 mm/s and holding under load for 15 s.

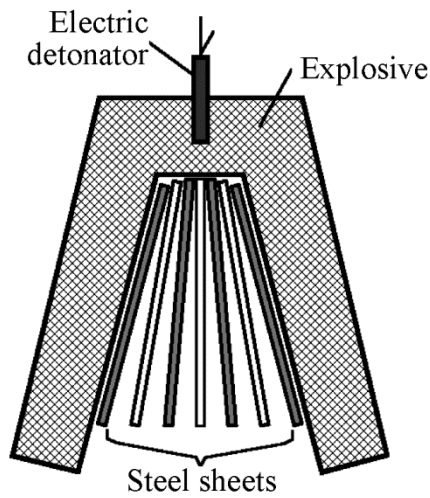


Fig. 1. Schematic formation of the laminated composite by explosive welding

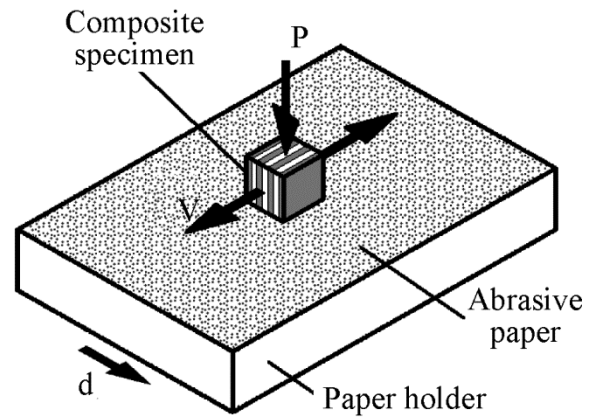


Fig. 2. Schematic abrasive wear resistance testing

Testing for abrasive wear resistance was carried out using a laboratory tribological setup according to the “pin-plate” scheme [29] in air (at a temperature of +20 °C) and in liquid nitrogen (at a temperature of –196 °C) by reciprocating sliding of the composite specimens over a fixed electrocorundum with a grain size of 160 mm (GOST 14A 16-N abrasive paper) at a load P of 20 and 50 N, an average sliding speed V of 0.175 m/s, a stroke length of 90 mm and a transverse displacement d of 1.2 mm (without unloading) after each reciprocating stroke of the specimen (Fig. 2). In this case, the total length of the friction path L was 14.2 m. The rationale for the structure of the wear test system, as well the parameters chosen, is that the “pin-plate” scheme avoids noticeable frictional heating of specimens. In this case, the effect of temperature can be clearly determined by external cooling. Prismatic specimens with dimensions of 10Ч10Ч10 mm were used. Before the testing, the specimens were rubbed until uniform contact of the specimen surface with the abrasive was achieved. The sliding of the composite specimens was performed both along (as shown in Fig. 2) and across the layers. To test the wear resistance of the steels constituting the composite, the composite was divided into separate layers. The testing of the specimens, which represented individual layers of the low-alloy and maraging steels, was conducted on the bonding area of the layers. Thus, the area S of the test surface of the composite specimens and the steels constituting the composite was 1 cm². Four repeats were made at each load and temperature. The specimens were weighed by means of laboratory scales with an accuracy of 0.00005 g before and after the tribological tests. As a result of weighing, the weight loss of the specimens Q was determined. The rate of abrasive wear was calculated by the formula [30]

$$I_h = \frac{Q}{\rho SL}, \quad (1)$$

where I_h is wear rate, dimensionless; Q is weight loss, g; c is the average density of the specimen material, g/cm³; S is the geometric contact area of the specimen with the abrasive, cm²; L is the total length of the friction path, cm.

3. Results and discussion

3.1. Structure and microhardness

As a result of explosive welding of the sheets of the low-alloy and maraging steels, a seven-layer composite is formed (Fig. 3). Note that almost diffusionless bonding of metals occurs during explosion welding [31, 32]. This is confirmed by a sharp difference in the chemical composition between the layers of the five-layer composite obtained from similar steels [19]. Figure 3 also shows that the interlayer boundaries are practically free of non-metallic inclusions or welding defects, such as pores, incomplete penetrations and discontinuities. Besides, both wavy and plane interlayer boundaries are formed, which may contain vortex zones with local molten areas (indicated by arrows in Fig. 3). This is typical for explosive welding and primarily due to the collision velocity of the welded sheets [32]. However, for each combination of the materials and the collision angle, there are critical values of the collision velocity, at which the shape of the interlayer boundary changes from plane to wavy. It is believed that the shape of the boundary does not significantly affect the quality of the joints produced by explosive welding, but the presence of complexly shaped interlayer boundaries somewhat increases the bonding strength of the welds [32].

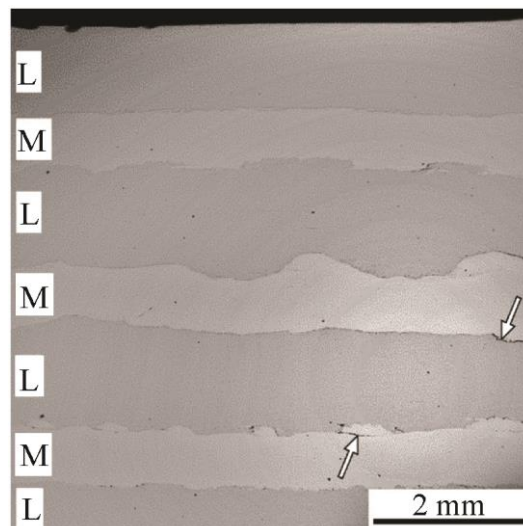


Fig. 3. The structure of the seven-layer composite obtained by explosive welding:
L – the low-alloy steel layers; M – the maraging steel layers. The arrows indicate vortex zones with local molten areas

The study of the microstructure of the as-welded laminated composite by optical and scanning electron microscopy has shown that the low-alloy steel layers have a ferrite-pearlite structure with a pearlite content of 10 % and an average size of ferrite grains of 10–12 μm (Fig. 4a). The maraging steel layers have a homogeneous ultrafine-grained structure (Fig. 4b) with an average crystallite size of 187 ± 47 nm according to the results of EBSD analysis (Fig. 5). It contains fragmented batch martensite, some amount of retained austenite (up to 10 %), and a small fraction of primary carbonitrides, this being consistent with the available data [33]. Near the interlayer boundaries, the mixing of the steels is observed, and on the side of the low-alloy steel layers there is an up to 5 mm wide dispersed zone with a crystallite size of 0.5 to 2 μm (see Fig. 5). The microstructure of the maraging steel layers is homogeneous over the entire width of the layers.

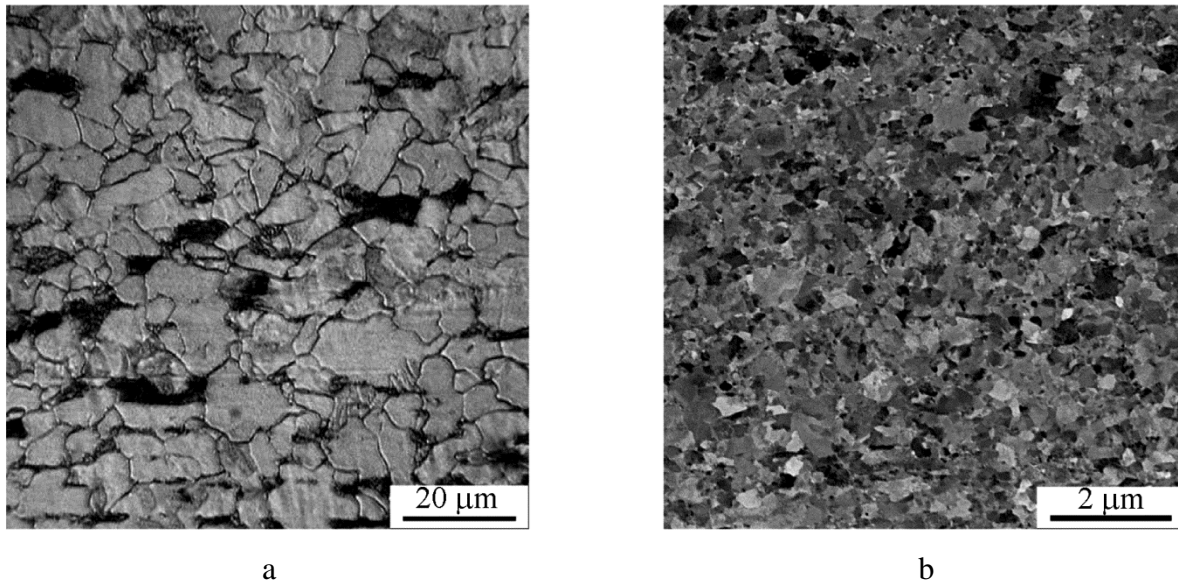


Fig. 4. The microstructure of the low-alloy (a, optical microscopy) and maraging (b, SEM) steel layers constituting the as-welded composite

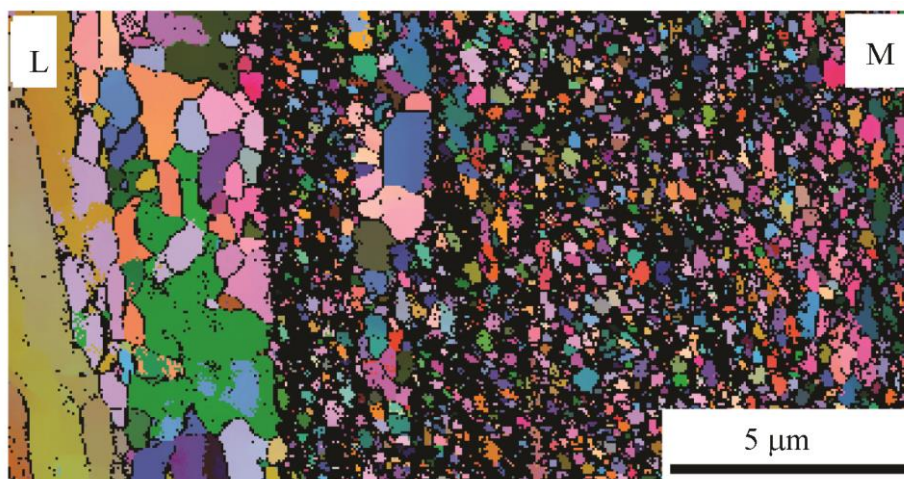


Fig. 5. The EBSD grain map of the interlayer boundary formed within the as-welded composite: L – the low-alloy steel layer; M – the maraging steel layer

After additional heat treatment of the composite (heating at 500 °C), the microstructure of the low-alloy steel layers remains unchanged according to the optical microscopy; however, carbon redistribution and coarsening of carbides must occur in the steel [19]. No visible changes in the microstructure of the maraging steel layers were also observed by optical microscopy; however, the formation of intermetallic phases must occur in the steel heated above 400 °C [34–36]. At the aging temperature of 500 °C, the main hardening phase is the Ni_3Ti intermetallide with an h.c.p. structure. The retained austenite, which is present in the structure of the maraging steel, becomes depleted of alloying elements during the heat treatment due to the formation of new phases and partially turns into martensite when the aged steel is cooled to room temperature. This reduces the content of retained austenite to about 5 %. Consequently, after additional heat treatment, the microstructure of the maraging steel mainly consists of batch martensite and dispersed particles of intermetallic phases.

Figure 6 shows the microhardness of the laminated composite. It can be seen that, for the as-welded composite, the average microhardness of the low-alloy steel layers is 250 HV0.05, and that of the maraging steel layers is 460 HV0.05. As expected, the hardness of the maraging steel with an

ultrafine-grained structure is significantly higher than that of the low-alloy steel with a ferrite-pearlite structure. After the additional heat treatment of the composite, the microhardness of the low-alloy steel layers decreased to 220 HV0.05, and that of maraging steel layers, on the contrary, increased to 520 HV0.05. The observed change in the hardness of the heat-treated composite is caused by the corresponding structural changes, namely carbon redistribution and coarsening of carbides for the low-alloy steel and the formation of intermetallic phases and the austenite to martensite transformation for the maraging steel. Note that the heat treatment of the composite increases the difference in the hardness of the layers.

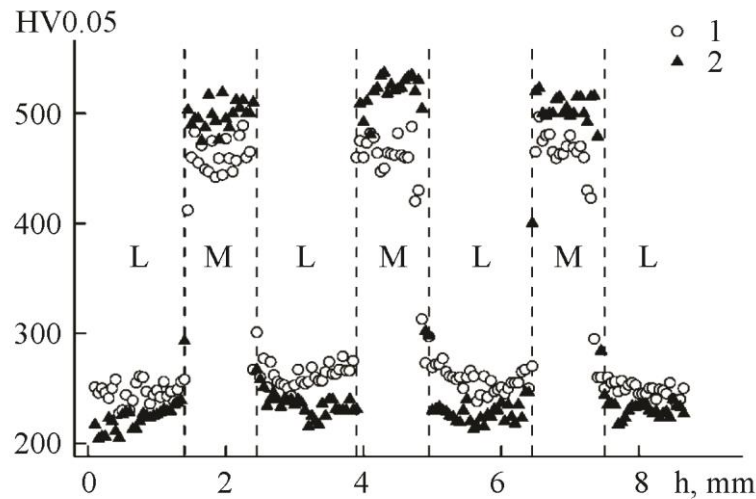


Fig. 6. Distribution of microhardness HV0.05 over the cross section of the as-welded (1) and heat-treated (2) composite: L – the low-alloy steel layers; M – the maraging steel layers

3.2. Abrasive wear resistance

Table 2 and Figs. 7 and 8 show the results of testing the laminated composite and its constituents for abrasive wear resistance. Note that testing along and across the layers reveal no significant difference in the specimen properties. Therefore, the results of testing along the layers are given.

Table 2. Wear rate I_h of the composite and its constituents during abrasive wear testing under different conditions

Specimen	$I_h, 10^{-6}$			
	$T = +25\text{ }^\circ\text{C}$		$T = -196\text{ }^\circ\text{C}$	
	$P = 20\text{ N}$	$P = 50\text{ N}$	$P = 20\text{ N}$	$P = 50\text{ N}$
Low-alloy steel	4.4±0.2	10.6±0.1	2.9±0.1	7.4±0.1
Maraging steel	4.6±0.1	10.6±0.1	2.1±0.1	6.1±0.1
As-welded composite	3.9±0.1	9.3±0.1	3.3±0.1	7.5±0.1
Heat-treated composite	3.5±0.1	8.8±0.1	3.5±0.1	8.0±0.1

It can be seen from Table 2 that, at the test temperature of +25 °C, the wear rate of the low-alloy and maraging steels does not differ significantly and that the wear rate of the seven-layer composite is lower (wear resistance is higher) than that of the steels constituting the composite. Specifically, the decrease of I_h is 11 to 15 % under a load of 20 N and 12 % under a load of 50 N

i.e. it is approximately the same (see Table 2). This may be due to the influence of the interlayer boundaries, which complicate the separation of wear products from the specimen surface. Besides, the dispersed structure of the low-alloy steel near the interlayer boundaries (see Fig. 5) also contributes to the increased wear resistance of the composite since the increase in the length of grain boundaries can lead to additional local hardening of the material under wear due to blocking the motion of dislocations [37].

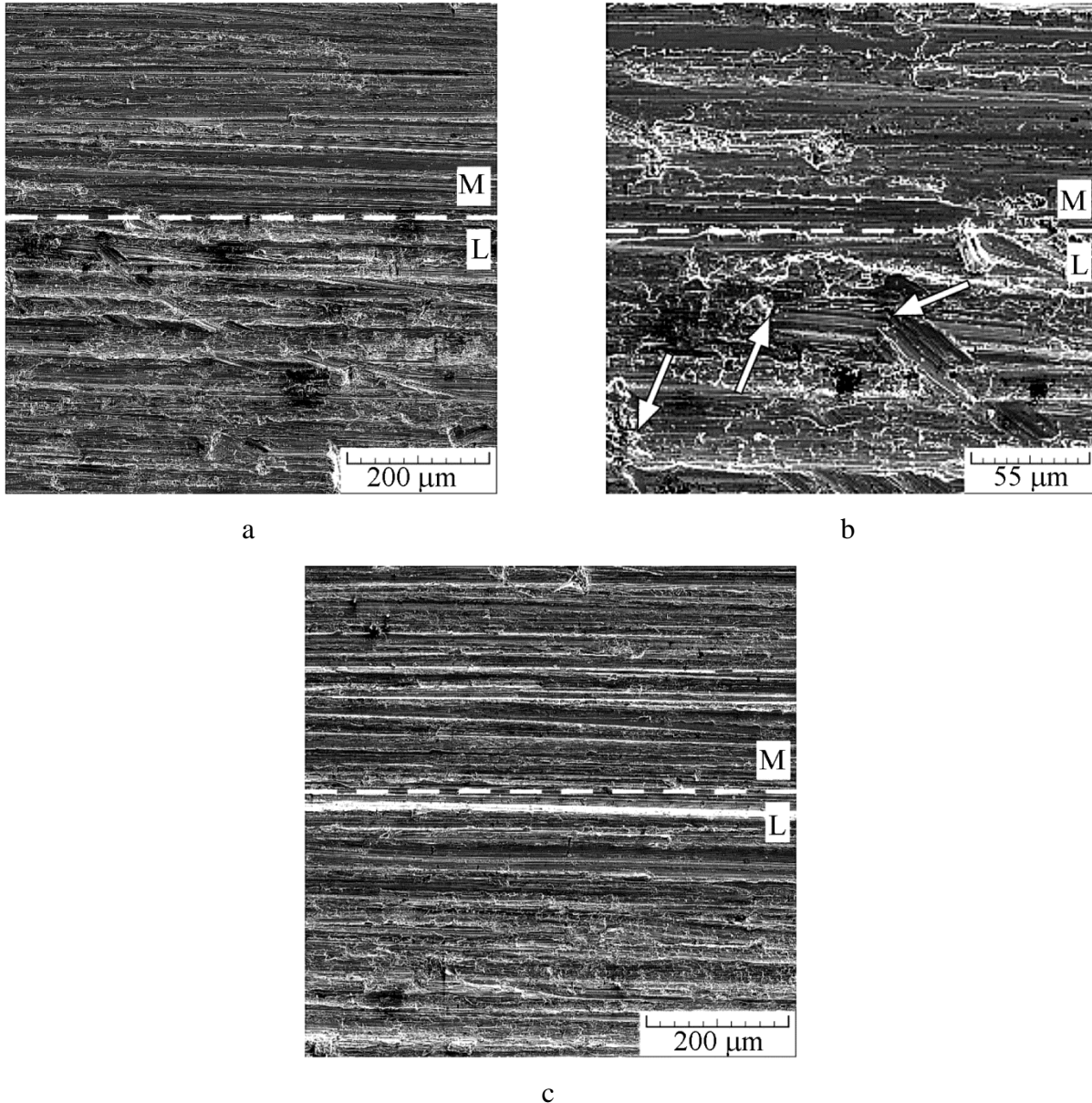


Fig. 7. Worn surfaces (SEM) after the testing of the as-welded composite for abrasive wear resistance under a load of 50 N at temperatures of +25 °C (a, b) and -196 °C (c): L – the low-alloy steel layer; M – the maraging steel layer. The dashed line denotes the interlayer boundary, and the arrows in (b) indicate the terminated wear grooves

SEM investigation has shown that the worn surfaces have an oriented roughness with wear grooves, which is typical of abrasive wear. The predominant wear mechanism is microcutting, as evidenced by the sharp edges of the wear grooves (Fig. 7). As a rule, microcutting is observed when the hardness of the abrasive is more than 1.3 times as high as that of the tested material [38], and the hardness of the electrocorundum, which is about 2000 HV, is more than 3 times as high as that of

the steels constituting the composite (see Fig. 6). However, the low-alloy steel is characterized by wide wear grooves compared to the maraging steel, this being due to a significant difference in the dispersity of their structure (see Figs. 4 and 5). It should also be noted that some wear grooves (indicated by arrows in Fig. 7b) terminate near the interlayer boundary. This confirms the earlier assumption that the interlayer boundaries complicate the separation of wear products from the surface of the specimen under wear. In the absence of the interlayer boundaries, this process could continue and lead to a greater wear of the specimen. It is also important to emphasize that the interlayer boundaries affect the wear resistance of the composite when tested both along and across the layers, and this may be due to the presence of wavy boundaries (see Fig. 3).

Heat treatment at 500 °C for three hours additionally decreases the composite wear rate determined at a test temperature of +25 °C; this is due to the increasing microhardness of the maraging steel layers (see Fig. 6). Specifically, the decrease in the I_h is 10 % at a load of 20 N and only 5 % at a load of 50 N (see Table 2). Since the heat treatment decreases the microhardness of the low-alloy steel layers (see Fig. 6), a decrease in the wear resistance of these layers is also expected. Apparently, as the test load increases, the influence of low-alloy steel layers on the wear rate of the composite becomes more significant.

At the test temperature of -196 °C, there is a substantial difference in the wear rate of the steels constituting the composite, with the wear rate of the maraging steel being significantly lower than that of the low-alloy steel. Specifically, the value of I_h of the maraging steel is lower than that of the low-alloy steel by 28 % at the load of 20 N and by 18 % at the load of 50 N (see Table 2). The predominant wear mechanism is microploughing, as evidenced by the blunted edges of the wear grooves, and low-cycle fatigue microcracking (see Fig. 7c). It is known that the abrasive wear resistance of a material is determined by both its hardness and toughness since the embrittlement of the material facilitates the separation of wear products from the specimen surface [39]. Obviously, at a temperature of -196 °C, the low-temperature embrittlement of the low-alloy steel is much more pronounced. It can therefore be concluded that, at low temperatures, the abrasive wear resistance of the maraging steel exceeds that of the low-carbon steel. Note that, as the test load increases, the difference in the wear rate of the steels constituting the composite slightly decreases.

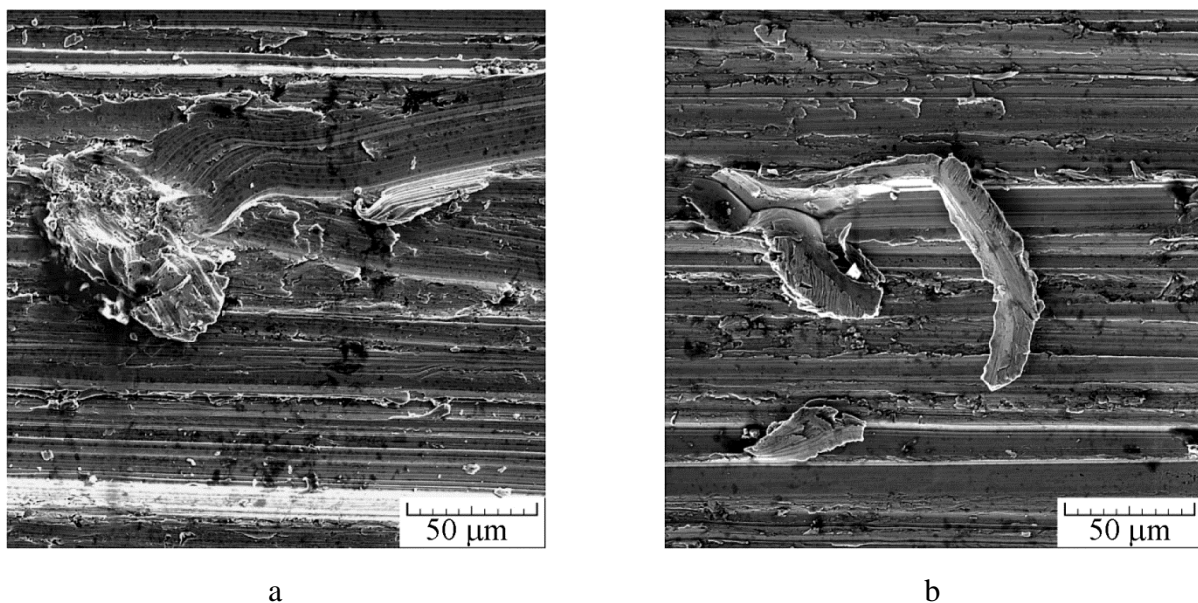


Fig. 8. The worn surfaces (SEM) of the maraging steel layers near the interlayer boundary after the testing of the as-welded (a) and heat-treated (b) composite for abrasive wear resistance at a load of 50 N and a temperature of -196 °C

In contrast to the tests at room temperature, the wear rate of the seven-layer composite at a temperature of $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ is higher (wear resistance is lower) than for the steels constituting the composite. Specifically, the increase in I_h is 14–57 % at the load of 20 N and 1–23 % at the load of 50 N (see Table 2). It can be seen that the wear rate of the composite is close to, but exceeds that of the low-carbon steel. Since the wear resistance differs substantially for the dissimilar layers of the composite at the test temperature of $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ (see Table 2), there takes place uneven wear, when the low-carbon steel layers wear out faster than the maraging steel ones. SEM investigation of the worn surfaces has shown that this may lead to tearing off the protruding microvolumes of the maraging steel by abrasive particles under further wear (Fig. 8a). This is what seems to cause a higher wear rate of the composite. Apparently, as the test load increases, the effect of uneven wear becomes less pronounced since the difference in the wear rate of the dissimilar layers decreases (see Table 2).

The heat treatment at $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ leads to an additional increase in the wear rate of the composite determined at a test temperature of $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$, which is due to the increased difference in the hardness of the dissimilar layers (see Fig. 6). This enhances the uneven wear and relevant tearing off of protruding microvolumes of the maraging steel by abrasive particles (Fig. 8b). In this case, the increase in the value of I_h is 6 % at the load of 20 N and 7 % at the load of 50 N; i.e. it is approximately the same (see Table 2).

The results of abrasive wear resistance testing at different temperatures have also shown that the wear rate of the laminated composite and its constituents at a temperature of $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ is lower (wear resistance is higher) than at $+25\text{ }^{\circ}\text{C}$. This is observed at loads of both 20 and 50 N and is due to a change in the predominant wear mechanism from microcutting to microploughing (see Fig. 7). It is well known that microploughing decreases wear rate. The reason is the low-temperature hardening of the steels constituting the composite. This decreases the ratio of the hardness of the abrasive and the tested material [38]. It should also be noted that the wear resistance of the composite depends on the test temperature to a lesser extent than the wear resistance of the steels separately. Thus, the composite has more stable properties. To increase the wear resistance of a laminated composite at low temperatures, it is necessary to choose the layers that ensure minimum uneven wear of the composite, as well as a low cold brittleness threshold.

4. Conclusions

The abrasive wear resistance of a laminated composite consisting of low-alloy and maraging steels at room ($+25\text{ }^{\circ}\text{C}$) and cryogenic ($-196\text{ }^{\circ}\text{C}$) temperatures has been studied. The composite was obtained by explosive welding. It has been found that, at a test temperature of $+25\text{ }^{\circ}\text{C}$, the wear resistance of the composite is higher than that of the steels constituting the composite. This is due to the influence of the interlayer boundaries, which complicate the separation of wear products from the specimen surface under wear, as well as the dispersed structure of the low-alloy steel near these boundaries, which promotes local hardening of the material. Heat treatment at $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ additionally increases the wear resistance of the composite determined at a test temperature of $+25\text{ }^{\circ}\text{C}$, this being due to the increasing microhardness of the maraging steel layers. At a test temperature of $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$, the wear resistance of the composite, on the contrary, is lower than that of the steels constituting the composite. This is caused by the uneven wear of the composite, when the low-carbon steel layers wear out faster than the maraging steel ones and provide conditions for the separation of protruding microvolumes of the maraging steel by abrasive particles under further wear. Heat treatment at $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ additionally decreases the wear resistance of the composite determined at a test temperature of $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$, this being due to the increased difference in the hardness of the dissimilar layers and the enhanced effect of uneven wear. The results of testing for abrasive wear resistance at different temperatures have also shown that the wear resistance of the laminated composite and its constituents is higher at $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ than at $+25\text{ }^{\circ}\text{C}$. This is due to the low-temperature hardening of the steels constituting the composite, causing a change in the wear mechanism. It should also be noted that the wear resistance of the composite is less dependent on the test temperature than the wear resistance

of the steels separately. Thus, the composite has more stable properties. To increase the wear resistance of a laminated composite at low temperatures, it is necessary to choose the layers that ensure minimum uneven wear of the composite, as well as a low cold brittleness threshold.

Acknowledgments

This study was performed within the state assignment for the IES UB RAS, reg. no. AAAA-A18-118020790147-4. Optical microscopy, microhardness measurements, and tribological tests were performed in the Plastometriya shared access center of the Institute of Engineering Science, UB RAS. Sheets with a thickness of 1 mm made of maraging steel with an ultrafine-grained structure were obtained by multi-stage processing in the Institute for Metals Superplasticity Problems of RAS (Ufa). The seven-layer low-alloy-steel–maraging-steel composite was made by explosive welding under the supervision of V. I. Mali in the Lavrentyev Institute of Hydrodynamics, SB RAS (Novosibirsk). We are also grateful to S. N. Sergeev and S. V. Kuteneva for their assistance in studying the structure of the laminated composite and to I. Yu. Malygina and S. A. Rogovaya for their assistance in processing the results of tribological tests.

References

1. Jia X., Ling X. Influence of Al_2O_3 reinforcement on the abrasive wear characteristic of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{PA1010}$ composite coatings. *Wear*, 2005, vol. 258, iss. 9, P. 1342–1347. DOI: 10.1016/j.wear.2004.10.003.
2. Hu J., Li D.Y., Llewellyn R. Computational investigation of microstructural effects on abrasive wear of composite materials. *Wear*, 2005, vol. 259, iss. 1–6, P. 6–17. DOI: 10.1016/j.wear.2005.02.017.
3. Kulk M. Abrasive wear of Al_2O_3 particle reinforced 2024 aluminium alloy composites fabricated by vortex method. *Composites Part A*, 2006, vol. 37, iss. 3, P. 457–464. DOI: 10.1016/j.compositesa.2005.05.038.
4. Weber S., Theisen W. Sintering of high wear resistant metal matrix composites. *Adv. Eng. Mater.*, 2007, vol. 9, iss. 3, P. 165–170. – DOI: 10.1002/adem.200600257.
5. Sivaprasad K., Kumaresh Babu S.P., Natarajan S., Narayanasamy R., Anil Kumar B., Dinesh G. Study on abrasive and erosive wear behaviour of Al 6063/ TiB_2 in situ composites. *Mater. Sci. Eng. A*, 2008, vol. 498, iss. 1–2, P. 495–500. DOI: 10.1016/j.msea.2008.09.003.
6. Kumar S., Balasubramanian V. Effect of reinforcement size and volume fraction on the abrasive wear behaviour of AA7075 Al/ SiC_p P/M composites—A statistical analysis. *Tribol. Int.*, 2010, vol. 43, iss. 1–2, P. 414–422. DOI: 10.1016/j.triboint.2009.07.003.
7. Canakci A. Microstructure and abrasive wear behaviour of B_4C particle reinforced 2014 Al matrix composites. *J. Mater. Sci.*, 2011, vol. 46, P. 2805–2813. DOI: 10.1007/s10853-010-5156-2.
8. Leech P.W., Li X.S., Alam N. Comparison of abrasive wear of a complex high alloy hard-facing deposit and WC–Ni based metal matrix composite. *Wear*, 2012, vol. 294–295, P. 380–386. DOI: 10.1016/j.wear.2012.07.015.
9. Guignier C., Bueno M.-A., Camillieri B., Tournalias M., Durand B. Tribological behaviour and wear of carbon nanotubes grafted on carbon fibres. *Composites Part A*, 2015, vol. 71, P. 168–175. DOI: 10.1016/j.compositesa.2015.01.013.
10. Sardar S., Karmakar S.K., Das D. High stress abrasive wear characteristics of Al 7075 alloy and 7075/ Al_2O_3 composite. *Measurement*, 2018, vol. 127, P. 42–62. DOI: 10.1016/j.measurement.2018.05.090.
11. Guo R.-F., Shen P., Guo N., Yang L.-K., Jiang Q.-C. Al–7Si–5Cu/ Al_2O_3 – ZrO_2 laminated composites with excellent and anisotropic wear resistance. *Adv. Eng. Mater.*, 2018, vol. 20, iss. 11, p. 1800540. DOI: 10.1002/adem.201800540.

12. Chandra B.T., Sanjeevamurthy, Shiva Shankar H.S. Effect of heat treatment on dry sand abrasive wear behavior of Al7075-Albite particulate composites. *Mater. Today. Proc.*, 2018, vol. 5, iss. 2, P. 5968–5975. DOI: 10.1016/j.matpr.2017.12.198.
13. Jiang J., Li S., Yu W., Zhou Y. Microstructural characterization and abrasive wear resistance of a high chromium white iron composite reinforced with in situ formed TiC_x. *Mater. Chem. Phys.*, 2019, vol. 224, P. 169–174. DOI: 10.1016/j.matchemphys.2018.12.019.
14. Grejtak T., Jia X., FeP.on F., Joynson S.G., Cunniffe A.R., Shi Y., Kauffman D.P., Vermaak N., Krick B.A. Topology optimization of composite materials for wear: a route to multifunctional materials for sliding interfaces. *Adv. Eng. Mater.*, 2019, vol. 21, iss. 8, art. 1900366. DOI: 10.1002/adem.201900366.
15. Qiu B., Xing S., Dong Q., Liu H. Comparison of properties and impact abrasive wear performance of ZrO₂-Al₂O₃/Fe composite prepared by pressure casting and infiltration casting process. *Tribol. Int.*, 2020, vol. 142, art. 105979. DOI: 10.1016/j.triboint.2019.105979.
16. Savae II. Application of Taguchi's method to evaluate abrasive wear behavior of functionally graded aluminum based composite. *Mater. Today. Commun.*, 2020, vol. 23, art. 100920. DOI: 10.1016/j.mtcomm.2020.100920.
17. Chawla K.K. *Composite Materials: Science and Engineering*, 3rd Edition, Springer-Verlag, New York, 2012. DOI: 10.1007/978-0-387-74365-3.
18. Wadsworth J., Lesuer D.R. Ancient and modern laminated composites – from the Great Pyramid of Gizeh to Y2K. *Mater. Charact.*, 2000, vol. 45, iss. 4–5, P. 289–313. DOI: 10.1016/S1044-5803(00)00077-2.
19. Gladkovsky S.V., Kuteneva S.V., Kamantsev I.S., Galeev R.M., Dvoynikov D.A. Formation of the mechanical properties and fracture resistance characteristics of sandwich composites based on the 09G2S steel and the EP678 high-strength steel of various dispersion. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2017, iss. 6, P. 71–90. DOI: 10.17804/2410-9908.2017.6.071-090. Available at: https://dream-journal.org/DREAM_Issue_6_2017_Gladkovsky_S.V._et_al._071_090.pdf
20. Sniezek L., Szachogluchowicz I., Wachowski M., Torzewski J., Mierzynski J. High cycle fatigue properties of explosively welded laminate AA2519/AA1050/Ti6Al4V. *Procedia Structural Integrity*, 2017, vol. 5, P. 422–429. DOI: 10.1016/j.prostr.2017.07.191.
21. Yu W.X., Liu B.X., Cui X.P., Dong Y.C., Zhang X., He J.N., Chen C.X., Yin F.X. Revealing extraordinary strength and toughness of multilayer TWIP/Maraging steels. *Mater. Sci. Eng. A*, 2018, vol. 727, P. 70–77. DOI: 10.1016/j.msea.2018.04.097.
22. Gladkovsky S.V., Kuteneva S.V., Sergeev S.N. Microstructure and mechanical properties of sandwich coP.er/steel composites produced by explosive welding. *Mater. Charact.*, 2019, vol. 154, P. 294–303. DOI: 10.1016/j.matchar.2019.06.008.
23. Veretennikova I.A., Konovalov D.A., Smirnov S.V., Zadvorkin S.M., Putilova E.A., Kamantsev I.S. Effect of steplike plastic deformation on the mechanical properties and the fracture of the bimetal produced by exposition welding. *Russ. Metall.*, 2019, vol. 2019, iss. 5, P. 556–564. DOI: 10.1134/S0036029519050124.
24. Zhang L., Wang W., Babar Shahzad M., Shan Y., Yang K. A novel laminated metal composite with superior interfacial bonding composed of ultrahigh-strength maraging steel and 316L stainless steel. *J. Iron. Steel. Res. Int.*, 2020, vol. 27, iss. 4, P. 433–439. DOI: 10.1007/s42243-020-00382-4.
25. Blazynski T.Z. *Explosive welding, forming and compaction*, Springer Netherlands, 1983. DOI: 10.1007/978-94-011-9751-9.
26. Al-Sahib N. *Designs and practice of explosive metal working: Theory and application of explosive welding plate*, Scholars' Press, 2016.
27. Greenberg B.A., Ivanov M.A., Kuzmin S.V., Lysak V.I. *Explosive welding: Processes and structures*, 1st Edition, CRC Press, 2019.

28. Bataev I.A., Tanaka S., Zhou Q., Lazurenko D.V., Jorge Junior A.M., Bataev A.A., Hokamoto K., Mori A., Chen P. Towards better understanding of explosive welding by combination of numerical simulation and experimental study. *Mater. Des.*, 2019, vol. 169, art. 107649. DOI: 10.1016/j.matdes.2019.107649.
29. Makarov A.V., Pozdeeva N.A., Savrai R.A., Yurovskikh A.S., Malygina I.Y. Improvement of wear resistance of hardened structural steel by nanostructuring frictional treatment. *J. Frict. Wear*, 2012, vol. 33, iss. 6, P. 433–442. DOI: 10.3103/S1068366612060050.
30. Kragelsky I.V., Dobychin M.N., Kombatov V.S. *Friction and wear: Calculation methods*, Elsevier, 2013. DOI: 10.1016/C2013-0-03333-6.
31. Trueb L.F. Microstructural effects of heat treatment on the bond interface of explosively welded metals. *Metall. Trans.*, 1971, vol. 2, iss. 1, P. 145–153. DOI: 10.1007/BF02662650.
32. Ghaderi S.H., Mori A., Hokamoto K. Analysis of explosively welded aluminum–AZ31 magnesium alloy joints. *Mater. Trans.*, 2008, vol. 49, iss. 5, P. 1142–1147. DOI: 10.2320/matertrans.MC200796.
33. Tarasenko L.V., Titov V.I., Elyutina L.A. Control of variation of properties of maraging chromium-nickel steels in long-term heating. *Met. Sci. Heat Treat.*, 2010, Vol. 52, iss. 5–6, P. 251–254. DOI: 10.1007/s11041-010-9259-9.
34. Gladkovsky S.V., Potapov A.I., Lepikhin S.V. Studying the deformation resistance of EP679 maraging steel. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2015, iss. 4, P. 18–28. DOI: 10.17804/2410-9908.2015.4.018-028. Available at: http://dream-journal.org/netcat/full.php?inside_admin=&sub=473&cc=685&message=32
35. Potak Y.M. *High-strength steels* [Vysokoprochnye stali]. Metallurgiya Publ., Moscow, 1970. (In Russian).
36. Terentiev V.V., Bunin I.Z., Zagreev P.V. Effect of the aging temperature on the complex of mechanical properties of maraging steel. *Materialovedenie*, 1998, no. 1, P. 40–49. (In Russian).
37. Buckley D.H. *Surface effects in adhesion, friction, wear, and lubrication*, Elsevier, 1981.
38. Khrushchev M.M., Babichev M.A. *Abrazivnoe iznashyvanie* [Abrasive wear]. Nauka Publ., Moscow, 1970. (In Russian).
39. Chintia A.R., Valtonen K., Kuokkala V.-T., Kundu S., Peet M.J., Bhadeshia H.K.D.H. Role of fracture toughness in impact-abrasion wear. *Wear*, 2019, vol. 428–429, P. 430–437. DOI: 10.1016/j.wear.2019.03.028.





Received: 29.08.2021
Revised: 21.10.2021
Accepted: 29.10.2021
DOI: 10.17804/2410-9908.2021.5.036-043

MICROSTRUCTURE EVOLUTION IN A Fe-Ni-Si ALLOY DURING HEAT TREATMENT AND ELECTRON IRRADIATION

S. E. Danilov

*M.N. Miheev Institute of Metal Physics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
18 S. Kovalevskoy St., Ekaterinburg, 620108, Russian Federation*

 <https://orcid.org/0000-0001-9815-8196>  danilov@imp.uran.ru

*Corresponding author: E-mail: danilov@imp.uran.ru
 Address for correspondence: 18, ul. S. Kovalevskoy, Ekaterinburg, 620990, Russian Federation
 Tel.: +7 (343) 378 38 46

Experiments have been made on studying structural and phase changes by the residual resistivity method in a Fe-Ni-Si alloy during annealing and electron irradiation. Thermal diffusion starts above 600 K and ensures decomposition of the solid solution up to 700 K; at higher temperatures it provides homogenization of the solid solution with the dissolution of intermetallic compounds in accordance with the equilibrium phase diagram. It is shown that, upon irradiation with electrons above 240 K, vacancy clusters are formed in both the aged and quenched alloys. Dissociation of clusters occurs at temperatures ranging between 350 and 500 K and leads to solid solution decomposition under the influence of diffusion caused by migrating vacancies with the formation of intermetallic precipitates. Irradiation at 423 K causes migration of vacancies and decomposition of the solid solution. In alloys irradiated at both temperatures above 700 K, as well as in unirradiated alloys, the precipitates dissolve in accordance with a single equilibrium dependence.

Keywords: microstructure, Fe-Ni-Si alloy, irradiation, intermetallic compounds, electrical resistance, homogenization, solid solution decomposition, diffusion.

Acknowledgment

The work was performed under the state assignment from the Ministry of Education and Science of Russia, theme Function, No. 0388-2019-0004.

References

1. Voyevodin V.N., Neklyudov I.M., Bryk V.V., Borodin O.V. Microstructural evolution and radiation stability of steels and alloys. *J. Nucl. Mater.*, 1999, vol. 271–272, pp. 290–295. DOI: 10.1016/S0022-3115(98)00785-5.
2. Dimitrov C., Dimitrov O. Composition dependence of defect properties in electron irradiated Fe-Cr-Ni solid solutions. *J. Phys. F: Metal Phys.*, 1984, vol. 14, pp. 793–811. DOI:10.1088/0305-4608/14/4/005.
3. Arbuzov V.L., Goshchitskii B.N., Danilov S.E., Kar'kin A.V., Perminov D.A. Effect of neutron and electron irradiation on radiation-induced separation of solid solutions in the Fe-Ni and Fe-Ni-P ALLOYS. *The Physics of Metals and Metallography*, 2008. vol. 106, No. 3. pp. 266–275. DOI: 10.1134/S0031918X08090068.
4. Sagaradze V.V., Pavlov V.A., Alyabiev V.M., Goshchitskiy B.N., Kozlov A.V., Lapin S.S., Loguntsev Ye.N., Nalesnik V.M., Khakhalkin N.V., Shalayev V.I., Gaydukov M.G., Sergeev G.A. The influence of intermetallic ageing during irradiation by fast neutrons on void formation in austenitic stainless steels. *The Physics of Metals and Metallography*, 1988, vol. 65, No. 5, pp. 128–135.



5. Druzhkov A.P., Perminov D.A., Davletshin A.E. The effect of alloying elements on the vacancy defect evolution in electron-irradiated austenitic Fe–Ni alloys studied by positron annihilation. *J. Nucl. Mat.*, 2009, 384 (1), pp. 56–60. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2008.10.002.
6. Druzhkov A.P., Arbuzov V.L., and Danilov S.E. The effect of deuterium and tritium on formation and annealing of vacancy-type defects in deformed nickel. *Physica Status Solidi (a) Applications and Materials Science*, 2008, vol. 205, iss. 7, pp. 1546–1551. DOI: 10.1002/pssa.200723494.
7. Couderchon G., Porteseil J.L. Some properties of nickel-rich commercial Fe–Ni alloys. In: G. Beranger et al., eds. *The Iron–Nickel alloys*, Lavoisier Publishing, 1996, pp. 29–58.
8. Arbuzov V.L., Danilov S.E., Druzhkov A.P., Perminov D.A. The influence of plastic deformation and radiation defects on the structural and phase transformations of N36 and N36T2 austenitic alloys. *The Physics of Metals and Metallography*, 2004, vol. 98, No. 5, pp. 500–505.
9. Takeda Shuzo, Iwama Yoshiroh, Sakakura Akira. On the Equilibrium Diagram of Fe-Ni-Si System and the Ternary Compound γ -Phase Appearing in This System (Fundamental Research of Constant Permeability Alloys, 2nd Report). *Journal of the Japan Institute of Metals and Materials*, 1960, vol. 24, iss. 8, pp. 534–538. DOI: 10.2320/jinstmet1952.24.8_534.
10. Alisova S.P., Budberg P.B., Ageev N.V. *Diagrammy sostoyaniya metallicheskih system* [State diagrams of metal systems]. Moscow, Lyubertsy, VINITI Publ., 1971, iss. 15, 263 p. (In Russian).

Подана в журнал: 29.08.2021
УДК 539.12.04:621.78: 669.15.24
DOI: 10.17804/2410-9908.2021.5.036-043

ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ Fe-Ni-Si ПРИ ТЕРМООБРАБОТКЕ И ОБЛУЧЕНИИ ЭЛЕКТРОНАМИ

С. Е. Данилов

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт физики металлов им. М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук,
д. 18, ул. С. Ковалевской, Екатеринбург, Российская Федерация*

 <https://orcid.org/0000-0001-9815-8196>  danilov@imp.uran.ru

*Ответственный автор. Электронная почта: danilov@imp.uran.ru
Адрес для переписки: ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, Российская Федерация
Тел.: +7 (343) 378–38–46

Проведены эксперименты по исследованию структурно-фазовых изменений методом остаточного электросопротивления в сплаве Fe-Ni-Si при отжигах и электронном облучении. Термическая диффузия начинается при температурах выше 600 К и обеспечивает распад твердого раствора до 700 К, а при более высоких температурах – гомогенизацию твердого раствора с растворением интерметаллидов в соответствии с равновесной фазовой диаграммой.

Показано, что при облучении электронами выше 240 К происходит образование вакансионных кластеров как в состаренном, так и в закаленном сплаве. Диссоциация кластеров происходит в температурном интервале 350–500 К и приводит к распаду твердого раствора под действием диффузии обусловленной мигрирующими вакансиями с образованием интерметаллидных выделений. Облучение при температуре 423 К приводит к миграции вакансий и распаду твердого раствора. В сплавах, облученных при обеих температурах выше 700 К, как и в необлученных сплавах происходит растворение выделений в соответствии с единой равновесной зависимостью.

Ключевые слова: микроструктура, сплав Fe-Ni-Si, облучение, интерметаллиды, электросопротивление, гомогенизация, распад твердого раствора, диффузия.

1. Введение

В условиях интенсивного облучения в конструкционных сталях и сплавах развиваются различные радиационно-индуцированные структурно-фазовые превращения, которые в значительной степени определяют изменения свойств материалов и их радиационную повреждаемость. В сплавах с пересыщенным твердым раствором при облучениях и термообработках может происходить радиационно-ускоренный распад твердого раствора с образованием выделений другой фазы. При этом состояние матрицы приближается к термодинамически равновесному. Этот процесс непосредственно связан со свободной миграцией точечных дефектов, генерируемых облучением, которая ускоряет диффузию и позволяет получить такие состояния, обычно недостижимые при обычных термических обработках.

При миграции неравновесных радиационных дефектов в сплавах между ними могут происходить реакции, приводящие к образованию комплексов радиационных дефектов с примесными атомами, вакансионных кластеров (ВК), дислокационных петель, и т. п. [1]. Кроме того, выделения второй фазы и ВК являются стоками для точечных дефектов и могут существенно уменьшить длину диффузионного пробега радиационных дефектов и изменить эффективность их влияния на структурно-фазовые превращения при облучении [1]. Fe-Ni-аустенитные сплавы, во многом аналогичные нержавеющей сталям, легированные Ti, Al или Si образуют при

старении дисперсную когерентную упорядоченную γ' фазу типа Ni_3Me [2–4], что приводит к существенному сдерживанию радиационного распухания [4].

Легирующие элементы влияют существенным образом на эволюцию как твердого раствора, так и на выделения второй фазы. Размерный фактор легирующих элементов играет решающую роль в характере их взаимодействия с точечными дефектами в твердом растворе. В никеле, аустенитных Fe-Cr-Ni сталях и Fe-Ni-сплавах подразмерные примеси (P, Si) взаимодействуют преимущественно с межузельными атомами [1, 4–6], а надразмерные примеси (Ti, Nb) – с вакансиями [1, 7, 8]. Образование стабильных комплексов вакансий или межузельных атомов с примесями служит усилению рекомбинации точечных дефектов и, следовательно, изменяет кинетику образования кластеров дефектов. Эти процессы могут оказывать существенное влияние на кинетику радиационно-стимулированной сегрегации, ползучести и порового распухания.

Цель работы – изучение влияния легирования железо-никелевого сплава кремнием на термические и радиационно-индуцированные структурно-фазовые превращения.

2. Образцы и методики

Исследования были проведены на чистом сплаве Fe–31,2 ат. %Ni–5,7 ат. %Si (Fe-Ni-Si), приготовленном вакуумным индукционным переплавом из чистых компонентов. Сплав для исследований был взят в состоянии, закаленном от 1373 К в воду с целью получения максимально гомогенизированного закаленного состояния (З), и в состоянии, состаренном после закалки (С) при различных температурах 823–723 К. Образцы в закаленном состоянии, исследованные с помощью рентгеноструктурного анализа на установке ДРОН-2, представляли из себя однофазный аустенит. Исследования микроструктуры проводились на электронном микроскопе JEM-200 CX при ускоряющем напряжении 160 кВ. Исследования показали, что образцы имели размер зерна 50 мкм и плотность дислокаций около 10^7 см^{-2} . Облучения 5 МэВ электронами этих сплавов при различных температурах и изохронные отжиги со средней скоростью нагрева 1К/мин были проведены в атмосфере чистого проточного гелия.

В качестве метода исследования было использовано измерение остаточного электросопротивления, чувствительного к процессам атомного перераспределения в твердом растворе. Остаточное электросопротивление при температуре 4,2 К измеряли стандартным четырехзондовым потенциометрическим методом с чувствительностью на уровне 0,01 нОм·см и точностью не хуже 0,05 %.

3. Результаты и обсуждение

На рис. 1 а представлены изменения электросопротивления при изотермическом отжиге закаленных от 1373 К образцов сплава Fe-Ni-Si при разных температурах выше 700 К. На рис. 1 б представлены изменения электросопротивления этих сплавов при последующем изохронном отжиге совместно с результатами изохронного отжига закаленного от 1373 К сплава. При изотермическом отжиге при различных температурах в интервале 723–823 К происходит быстрый рост электросопротивления в пределах нескольких минут до различного уровня и при дальнейшем изотермическом отжиге электросопротивление сплавов остается практически постоянным. Поскольку в сплавах такого типа происходит термически активированное зарождение и рост интерметаллидных выделений [4], полагаем, что наблюдаемый рост электросопротивления соответствует этому процессу. Как видно, с повышением температуры изотермического отжига, уровень этого квазистационарного состояния электросопротивления уменьшается. Это связано с увеличением растворимости кремния в твердом растворе сплава Fe-Ni-Si с повышением температуры [9]. Важно, что равновесное состояние твердого раствора при выбранных температурах изотермического отжига, достигаемое за несколько минут, может быть достигнуто и при других способах отжига, например при прохождении этих температур при изохронном отжиге (рис. 1 б). Точки, соответствующие температурам

изотермического отжига и значениям электросопротивления, получаемого при этом, обозначены черными кружками. Эти кружки лежат на равновесной зависимости.

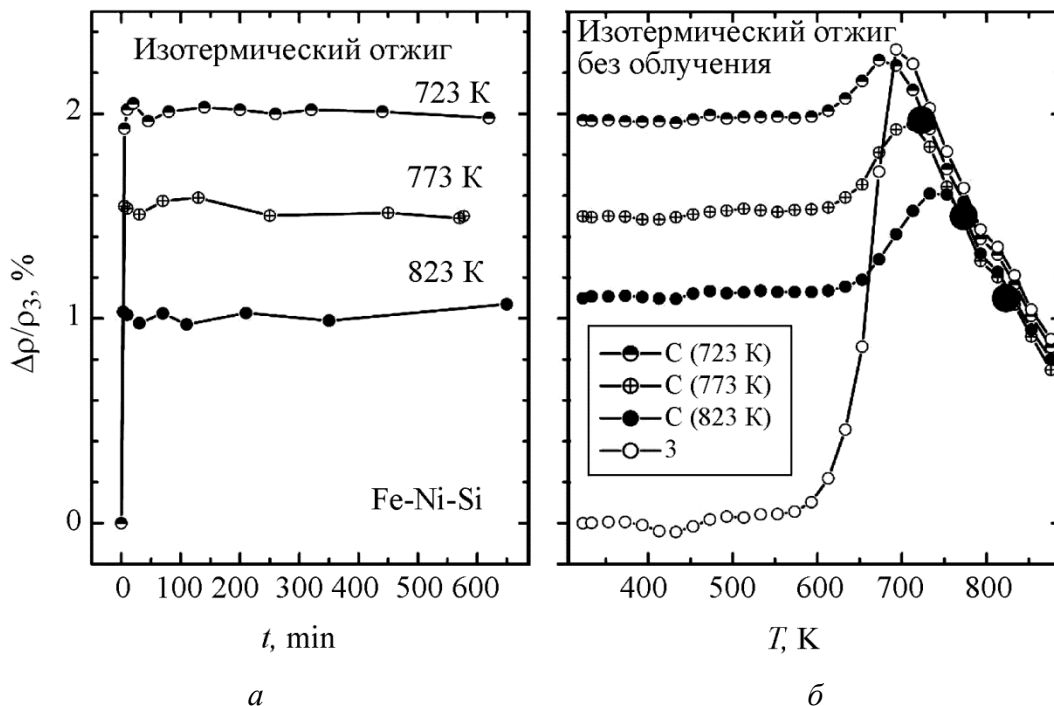


Рис. 1. Электросопротивление при изотермическом отжиге закаленных образцов сплавов Fe-Ni-Si и изохронном отжиге этих сплавов в состаренном (C) состоянии совместно с изохронным отжигом сплава в закаленном (3) состоянии. В качестве исходного значения ρ_3 выбрано электросопротивление сплава, закаленного от 1373 К. $\Delta\rho = \rho - \rho_3$

Как видно из результатов изохронного отжига закаленного сплава, термическая диффузия становится заметной при температуре выше 600 К. При этом как в закаленном, так и в состаренных сплавах, происходит термически активированный рост интерметаллидных выделений. Выше 700 К в соответствии с равновесной растворимостью кремния [10] происходит их растворение. При температурах выше 700 К все зависимости сходятся в единую зависимость электросопротивления от температуры, определяемую равновесной зависимостью количества образованных интерметаллидных выделений в твердом растворе сплава Fe-Ni-Si.

На рис. 2 представлены результаты изменения электросопротивления при облучении электронами при 243 и 423 К закаленного и состаренного (823 К) сплава Fe-Ni-Si, а также изменения электросопротивления при изохронном отжиге этих сплавов после облучения. При облучении наблюдается рост электросопротивления при 423 К, а при 243 К роста практически нет (рис. 2 а). Считаем, что рост электросопротивления обусловлен, как и в случае термического старения, распадом твердого раствора с образованием интерметаллидных выделений. Можно сделать вывод, что при 423 К этот процесс обеспечивается подвижными вакансиями, а при 243 К, когда вакансии имеют короткие диффузионные пути этот процесс практически не обнаруживается. При 243 К вакансии только накапливаются в виде ВК.

Как было отмечено нами ранее, в сплавах на основе Fe-Ni в районе температур 350–500 К происходит диссоциация вакансионных кластеров [3]. Наблюдаемый на рис. 2 б рост электросопротивления при изохронном отжиге на сплавах Fe-Ni-Si, облученных при 243 К в этом же температурном интервале, связан с образованием выделений второй фазы. При изохронном отжиге в области температур 350–500 К происходит диссоциация ВК, образованных облучением, и свободная миграция вакансий, приводящая к распаду твердого раствора с образованием интерметаллидов.

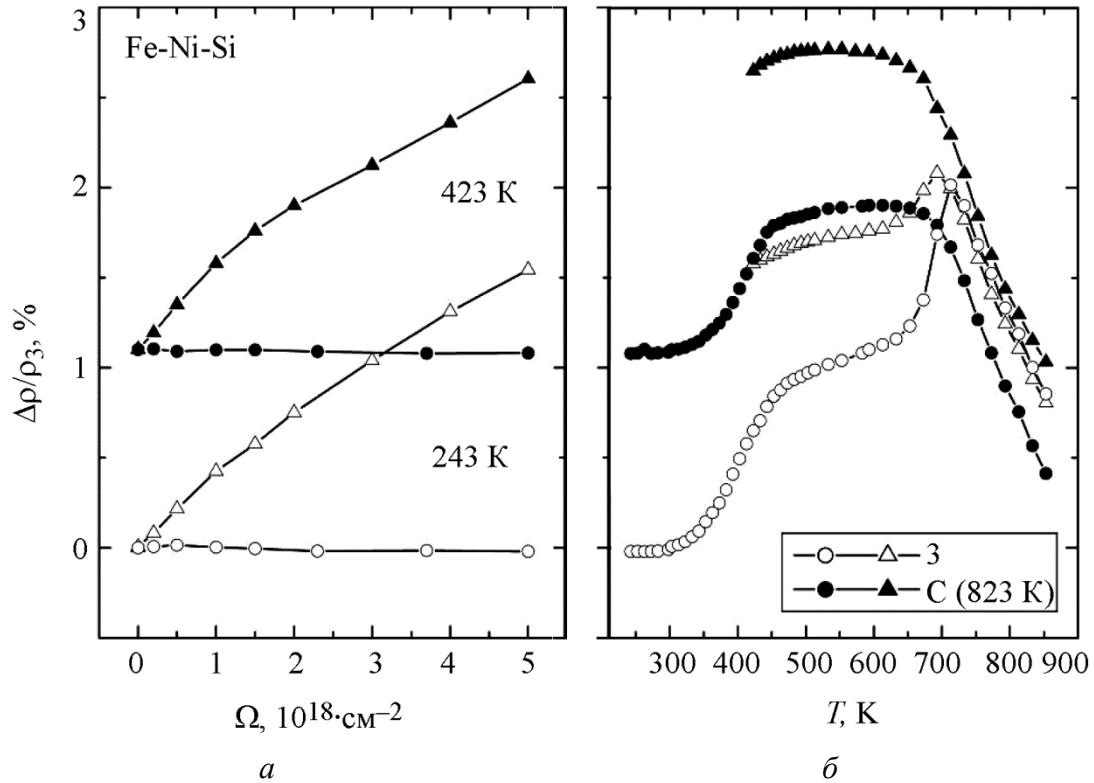


Рис. 2. Изменения электросопротивления сплава Fe-Ni-Si, состаренного (823 К) и закаленного, при облучении электронами при 243 К и 423 К и при изохронном отжиге этих же образцов после облучения

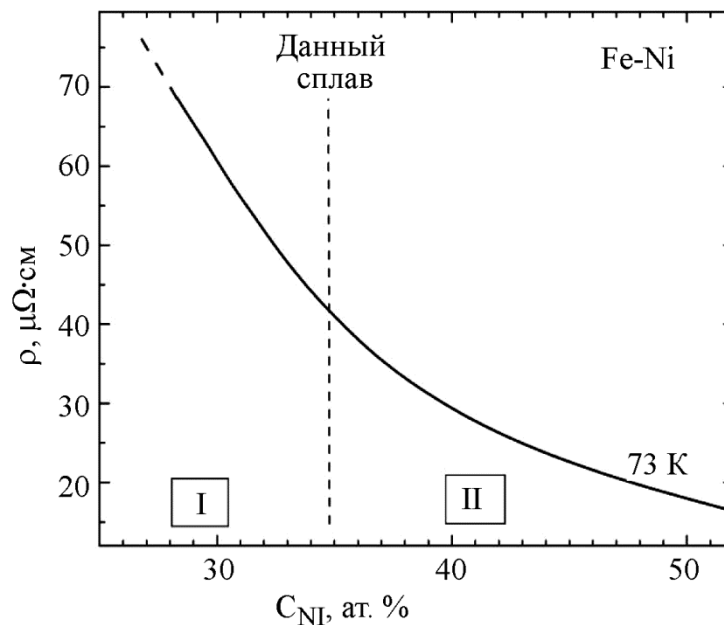


Рис. 3. Зависимость электросопротивления от концентрации никеля в сплаве Fe-Ni в области составов, близких к инварному [7]

При дальнейшем повышении температуры в районе 600–900 К, также как и при отжиге состаренных сплавов, происходит термически активируемый распад твердого раствора до 700 К и при более высоких температурах растворение выделений в соответствии с фазовой диаграммой (рис. 1 б).

При температурах 800 К гомогенизация твердого раствора продолжается на всех сплавах, аналогично сплавам Fe-Ni-Si, закаленном и состаренном (823 К) состоянии.

На рис. 3. представлена зависимость электросопротивления сплава Fe-Ni от содержания никеля [7]. Электросопротивление повышается с понижением содержания никеля.

При образовании выделений типа Ni₃Si в сплаве Fe-Ni-Si происходит понижение концентрации никеля в твердом растворе. Предположим аналогичную зависимость электросопротивления от концентрации никеля в сплаве Fe-Ni-Si. Можно оценить, какое количество Ni при этом выводится из твердого раствора. Для получения роста электросопротивления в 1,5 %, наблюдающегося при облучении сплава Fe-Ni-Si (423 К), при удельном электросопротивлении сплава около 100 мкОм·см, изменение концентрации Ni составит около 0,5 ат. %, а изменение концентрации Si – около 0,17 ат. %. Становится понятным, почему при образовании выделений и выводе кремния из твердого раствора, электросопротивление сплава Fe-Ni-Si не снижается, а, наоборот, повышается.

4. Выводы

Методом остаточного электросопротивления проведены исследования структурно-фазовых изменений в инварном сплаве Fe-Ni-Si при термическом старении и электронном облучении.

1. Область заметного влияния термической диффузии в сплавах Fe-Ni-Si начинается выше при температуре 600 К и обеспечивает распад твердого раствора с повышением остаточного электросопротивления, а выше 700 К наблюдается гомогенизация с растворением интерметаллидов в соответствии с равновесной фазовой диаграммой.

2. При облучении выше 240 К происходит образование вакансионных кластеров как в состаренном, так и в закаленном сплаве Fe-Ni-Si. Диссоциация вакансионных кластеров, приводящая к образованию свободно мигрирующих вакансий, происходит в температурном интервале 350–500 К.

3. При миграции вакансий, генерированных облучением, либо возникающих при диссоциации кластеров, происходит распад твердого раствора в сплаве Fe-Ni-Si с образованием и ростом интерметаллидных выделений.

Благодарность

Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (тема «Функция» № 0388-2019-0004).

Литература

1. Microstructural evolution and radiation stability of steels and alloys / V. N. Voyevodin, I. M. Neklyudov, V. V. Bryk, O. V. Borodin // J. Nucl. Mater. – 1999. – Vol. 271–272. – P. 290–295. – DOI: 10.1016/S0022-3115(98)00785-5.
2. Dimitrov C., Dimitrov O. Composition dependence of defect properties in electron irradiated Fe-Cr-Ni solid solutions // J. Phys. F: Metal Phys. – 1984. – Vol. 14. – P. 793–811. – DOI: 10.1088/0305-4608/14/4/005.
3. Effect of neutron and electron irradiation on radiation-induced separation of solid solutions in the Fe-Ni and Fe-Ni-P alloys / V. L. Arbuzov, B. N. Goshchitskii, S. E. Danilov, A. V. Kar'kin, D. A. Perminov // The Physics of Metals and Metallography. – 2008. – Vol. 106, No. 3. – P. 266–275. – DOI: 10.1134/S0031918X08090068.
4. The influence of intermetallic ageing during irradiation by fast neutrons on void formation in austenitic stainless steels / V. V. Sagaradze, V. A. Pavlov, V. M. Alyabiev, B. N. Goshchitskiy, A. V. Kozlov, S. S. Lapin, Ye. N. Loguntsev, V. M. Nalesnik, N. V. Khakhalkin, V. I. Shalayev, M. G. Gaydukov, G. A. Sergeyev // The Physics of Metals and Metallography. – 1988. – Vol. 65, No. 5. – P. 128–135.

5. Druzhkov A. P., Perminov D. A., Davletshin A. E. The effect of alloying elements on the vacancy defect evolution in electron-irradiated austenitic Fe–Ni alloys studied by positron annihilation // *J. Nucl. Mat.* – 2009. – 384 (1). – P. 56–60. – DOI: 10.1016/j.jnucmat.2008.10.002.
6. Druzhkov A. P., Arbuzov V. L., and Danilov S. E. The effect of deuterium and tritium on formation and annealing of vacancy-type defects in deformed nickel // *Physica Status Solidi (a) Applications and Materials Science.* – 2008. – Vol. 205, iss. 7. – P. 1546–1551. – DOI: 10.1002/pssa.200723494.
7. Couderchon G., Porteseil J. L. Some properties of nickel-rich commercial Fe–Ni alloys // *The Iron–Nickel alloys* / ed. by G. Beranger et al. – Lavoisier Publishing. – 1996. – P. 29–58.
8. The influence of plastic deformation and radiation defects on the structural and phase transformations of N36 and N36T2 austenitic alloys / V. L. Arbuzov, S. E. Danilov, A. P. Druzhkov, D. A. Perminov // *The Physics of Metals and Metallography.* – 2004. – Vol. 98, No. 5. – P. 500–505.
9. Takeda Shuzo, Iwama Yoshiroh, Sakakura Akira. On the Equilibrium Diagram of Fe-Ni-Si System and the Ternary Compound γ -Phase Appearing in This System (Fundamental Research of Constant Permeability Alloys, 2nd Report) // *Journal of the Japan Institute of Metals and Materials.* – 1960. – Vol. 24, iss. 8. – P. 534–538. – DOI: 10.2320/jinstmet1952.24.8_534.
10. Алисова С. П., Будберг П. Б., Агеев Н. В. Диаграммы состояния металлических систем. – Москва (Люберцы), ВИНТИ, 1971. – Вып. 15. – 263 с.



Received: 10.08.2021

Revised: 10.10.2021

Accepted: 29.10.2021

DOI: 10.17804/2410-9908.2021.5.044-059

MECHANICAL PROPERTIES AND STRUCTURE FORMATION OF ALUMINUM-SILICON ALLOYS AFTER FRICTION STIR PROCESSING

A. V. Chumaevsky^{a)*}, D. V. Indoitu^{b)}, A. V. Sudarikov^{c)}, A. P. Zykova^{d)}, A. R. Dobrovolsky^{e)},
T. A. Kalashnikova^{f)}, V. E. Rubtsov^{g)}, and E. A. Kolubaev^{h)}

*Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences,
2/4 Akademicheskoy Ave., Tomsk, 634055, Russian Federation*

- ^{a)}  <http://orcid.org/0000-0002-1983-4385>  tch7av@gmail.com;
^{b)}  dani.indoitu@mail.ru;
^{c)}  <http://orcid.org/0000-0001-8555-3963>  avsudarikov@ispms.tsc.ru;
^{d)}  <http://orcid.org/0000-0001-8779-3784>  zykovaap@mail.ru;
^{e)}  <http://orcid.org/0000-0001-6872-3721>  artdobrov@ispms.tsc.ru;
^{f)}  <http://orcid.org/0000-0002-0388-4011>  gelombang@ispms.tsc.ru;
^{g)}  <http://orcid.org/0000-0003-0348-1869>  rvy@ispms.ru;
^{h)}  <http://orcid.org/0000-0001-7288-3656>  eak@ispms.ru

*Corresponding author. E-mail: tch7av@gmail.com

Address for correspondence: 2/4, pr. Akademicheskoy, Tomsk, 634055, Russian Federation
Tel.: 8 961 891 41 49

This study presents the results of experimental work on obtaining and investigating samples obtained by multipass friction stir processing of the Al-12 %Si and Al-9 %Si aluminum-silicon alloys. The results indicate a beneficial effect of friction stir processing on the strength properties of both alloys. The number of tool passes along the processing line has no effect on the mechanical properties and particle size of silicon in the aluminum matrix. The greatest influence on the mechanical properties is exerted by the first pass with the tool. The yield strength of the processed Al-9 %Si alloy increases by more than a factor of 1.5, whereas for the Al-12 %Si alloy there is no increase in yield strength. The tensile strength of the Al-12 %Si alloy increases by 17 %, while that of the Al-9 %Si alloy increases by 29 %. The most significant is the increase in relative elongation to failure, namely 77 % for Al-12 %Si and 113 % for Al-9 %Si.

Keywords: friction stir processing, Al-Si alloys, tensile strength, relative elongation, hardening of aluminum alloys.

Acknowledgment

The work was performed according to the Government research assignment for ISPMS SB RAS, project FWRW-2021-0012.

References

1. Kalashnikova T.A., Gusarova A.V., Chumayevskii A.V., Knyazhev E.O., Shvedov M.A., Vasiliev P.A. Regularities of the formation of materials with a composite structure using additive electron-beam technology, friction stir welding and friction stirring processing. *Obrabotka Metallov (Metal Working and Material Science)*, 2019, vol. 21, no 4, pp. 94–112. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-94-112. (In Russian).

2. Mishra R.S., Ma Z.Y. Friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 2005, vol. 50, pp. 1–78. DOI: 10.1016/j.mser.2005.07.001.
3. Li K., Liu X., Zhao Y. Research Status and Prospect of Friction Stir Processing Technology. *Coatings*, 2019, vol. 9, iss. 2, pp. 1–14. DOI: 10.3390/coatings9020129.
4. Agrawal P., Haridas R.S., Yadav S., Thapliyal S., Gaddam S., Verma R., Mishra R.S. Processing-structure-property correlation in additive friction stir deposited Ti-6Al-4V alloy from recycled metal chips. *Additive Manufacturing*, 2021, vol. 47, pp. 102259. DOI: 10.1016/j.addma.2021.102259.
5. Zykova A.P., Tarasov S.Y., Chumaevskiy A.V., Kolubaev E.A. A Review of Friction Stir Processing of Structural Metallic Materials: Process Properties, and Methods. *Metals*, 2020, vol. 10 (6), pp. 1–35. DOI: 10.3390/met10060772.
6. Ma Z.Y. Friction Stir Processing Technology: A Review. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2008, vol. 39, pp. 642–658. DOI: 10.1007/s11661-007-9459-0.
7. Kalashnikov K.N., Tarasov S.Y., Chumaevskii A.V., Fortuna S.V., Eliseev A.A., Ivanov A.N. Towards aging in a multipass friction stir-processed AA2024. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, vol. 103, iss. 5–8, pp. 2121–2132. DOI: 10.1007/S00170-019-03631-3.
8. Hsu C.J., Kao P.W., Ho N.J. Intermetallic-reinforced aluminum matrix composites produced in situ by friction stir processing. *Materials Letters*, 2007, vol. 61, iss. 6, pp. 1315–1318. DOI: 10.1016/J.MATLET.2006.07.021.
9. Dolatkhan A., Golbabaei P., Besharati Givi M.K., Molaiekiya F. Investigating effects of process parameters on microstructural and mechanical properties of Al5052/SiC metal matrix composite fabricated via friction stir processing. *Materials and Design*, 2012, vol. 37, pp. 458–464. DOI: 10.1016/J.MATDES.2011.09.035.
10. Zhao H., Pan Q., Qin Q., Wu Y., Su X. Effect of the processing parameters of friction stir processing on the microstructure and mechanical properties of 6063 aluminum alloy. *Materials Science & Engineering A*, 2019, vol. 751, pp. 70–79. DOI: 10.1016/J.MSEA.2019.02.064.
11. Su J.Q., Nelson T.W., Colin S.J. Microstructure evolution during FSW/FSP of high strength aluminum alloys. *Materials Science and Engineering*, 2005, vol. 405, iss. 1–2, pp. 277–286. DOI: 10.1016/J.MSEA.2005.06.009.
12. Manocherian A., Heidarpour A., Mazaheri Y., Ghasemi S. On the surface reinforcing of A356 aluminum alloy by nanolayered Ti₃AlC₂ MAX phase via friction stir processing. *Surface & Coatings Technology*, 2019, vol. 377, pp. 124884. DOI: 10.1016/J.SURFCOAT.2019.08.013.
13. Jain V.K.S., Varghese J., Muthukumar. S. Effect of First and Second Passes on Microstructure and Wear Properties of Titanium Dioxide-Reinforced Aluminum Surface Composite via Friction Stir Processing. *Arabian Journal for Science and Engineering*, 2019, vol. 44, pp. 949–957. DOI: 10.1007/S13369-018-3312-1.
14. Darzi Bourkhani R., Eivani A.R., Nateghi H.R. Through-thickness inhomogeneity in microstructure and tensile properties and tribological performance of friction stir processed AA1050-Al₂O₃ nanocomposite. *Composites Part B*, 2019, vol. 174, pp. 107061. DOI: 10.1016/J.COMPOSITESB.2019.107061.
15. Satish Kumar T., Suganya Priyadharshini G., Shalini S., Krishna Kumar K., Subramanian R. Characterization of NbC-Reinforced AA7075 Alloy Composites Produced Using Friction Stir Processing. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2019, vol. 72, iss. 6, pp. 1593–1596. DOI: 10.1007/s12666-019-01566-7.
16. Deore H.A., Mishra J., Rao A.G., Mehtani H., Hiwarkar V.D. Effect of filler material and post process ageing treatment on microstructure, mechanical properties and wear behaviour of friction stir processed AA 7075 surface composites. *Surface & Coatings Technology*, 2019, vol. 374, pp. 52–64. DOI: 10.1016/J.SURFCOAT.2019.05.048.
17. Zhang S., Chen G., Wei J., Liu Y., Xie R., Liu Q., Zeng S., Zhang G., Shi Q. Effects of energy input during friction stir processing on microstructures and mechanical properties

- of aluminum/carbon nanotubes nanocomposites. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 798, pp. 523-530. DOI: 10.1016/J.JALLCOM.2019.05.269. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.05.269>
18. Abrahams R., Mikhail J., Fasihi P. Effect of friction stir process parameters on the mechanical properties of 5005-H34 and 7075-T651 aluminium alloys. *Materials Science & Engineering A*, 2019, vol. 751, pp. 363–373. DOI: 10.1016/J.MSEA.2019.02.065.
19. Ramesh K.N., Pradeep S., Pancholi V. Multipass Friction-Stir Processing and its Effect on Mechanical Properties of Aluminum Alloy 5086. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2012, vol. 43, pp. 4311–4319. DOI:10.1007/s11661-012-1232-3.
20. Indoitu D.V., Gusarova A.V., Zykova A.P., Kalashnikova T.A., Chumaevskii A.V., Gurianov D.A., Beloborodov V.A. Friction Stir Processing Regularities of Cast Aluminum Alloy AlSi12. *Journal of Physics: Conference Series*, 2021, vol. 1989 (1), pp. 012030. DOI: 10.1088/1742-6596/1989/1/012030.
21. Abbadi M., Hähner P., Zeghloul A. On the characteristics of Portevin–Le Chatelier bands in aluminum alloy 5182 under stress-controlled and strain-controlled tensile testing. *Materials Science and Engineering A*, 2002, vol. 337, iss. 1–2, pp. 194–201. DOI: 10.1016/S0921-5093(02)00036-9.

Подана в журнал: 10.08.2021
УДК 539.25:621.791.14:620.186.12
DOI: 10.17804/2410-9908.2021.5.044-059

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВО-КРЕМНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

А. В. Чумаевский^{а)}*, Д. В. Индоиту^{б)}, А. В. Судариков^{в)}, А. П. Зыкова^{г)},
А. Р. Добровольский^{д)}, Т. А. Калашникова^{е)}, В. Е. Рубцов^{ж)}, Е. А. Колубаев^{з)}

*Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук,
2/4, пр. Академический, г. Томск, 634055, Российская Федерация*

- ^{а)}  <http://orcid.org/0000-0002-1983-4385>  tch7av@gmail.com;
^{б)}  danil.indoitu@mail.ru;
^{в)}  <http://orcid.org/0000-0001-8555-3963>  avsudarikov@ispms.tsc.ru;
^{г)}  <http://orcid.org/0000-0001-8779-3784>  zykovaap@mail.ru;
^{д)}  <http://orcid.org/0000-0001-6872-3721>  artdobrov@ispms.tsc.ru;
^{е)}  <http://orcid.org/0000-0002-0388-4011>  gelombang@ispms.tsc.ru;
^{ж)}  <http://orcid.org/0000-0003-0348-1869>  rvy@ispms.ru;
^{з)}  <http://orcid.org/0000-0001-7288-3656>  eak@ispms.ru

*Ответственный автор. Электронная почта: tch7av@gmail.com

Адрес для переписки: пр. Академический 2/4, г. Томск, 634055, Российская Федерация
Тел.: 8–961–891–41–49

В работе представлены результаты экспериментальной работы по получению и исследованию образцов, полученных методом многопроходной фрикционной перемешивающей обработки алюминий-кремниевых сплавов АК12 и АК9. Полученные результаты свидетельствуют о положительном влиянии на прочностные показатели обоих сплавов фрикционной перемешивающей обработки. Количество проходов инструментом вдоль линии обработки не значительно влияет на механические свойства и размер частиц кремния в алюминиевой матрице. Наибольшее влияние на механические свойства оказывает первый проход инструментом. Увеличение предела текучести материала сплава АК9 происходит более чем в 1,5 раза, в то время как для сплава АК12 увеличения предела текучести не происходит. Значения предела прочности сплава АК12 повышаются на величину до 17 %, в то время как у сплава АК9 – на величину до 29 %. Наиболее значительным является увеличение относительного удлинения после разрыва на 77 % для сплава АК12 и на 113 % для сплава АК9.

Ключевые слова: фрикционная перемешивающая обработка, алюминий-кремниевые сплавы, прочность и пластичность металлов и сплавов, упрочнение алюминиевых сплавов

1. Введение

В настоящее время активно развиваются технологии получения и модификации металлов и сплавов, основанные на адгезионно-диффузионном фрикционном взаимодействии [1]. К ним относятся сварка трением с перемешиванием [2], фрикционная перемешивающая обработка [3] и фрикционная перемешивающая аддитивная технология [4]. Данные технологии позволяют получать изделия из алюминиевых, медных, титановых сплавов с высокой производительностью и высокими механическими свойствами полученных изделий [5–7]. Одним из возможных применений таких технологий является получение изделий из легких и прочных алюминиевых сплавов с модифицированной и упрочненной структурой поверхностного слоя методом фрикционной перемешивающей обработки [8]. В этом случае воз-

можно как получение упрочненной структуры поверхностного слоя за счет измельчения зеренной структуры на 85–96 % [9, 10, 11], так и формирование композиционного материала с металлической матрицей с введением в объем обрабатываемого материала порошковых частиц SiC [9]; Ti₃AlC₂ [12]; TiO₂ [13]; Al₂O₃ [14]; NbC [15], углеродных нанотрубок [16, 17] и т. д. В результате возможно получение изделий с повышенными трибологическими, механическими свойствами и коррозионной стойкостью.

Варьирование таких параметров, как число проходов ФПО, скорость вращения инструмента и скорость перемещения, приводят к неоднозначным результатам и зависят от марки алюминиевого сплава. С увеличением скорости вращения инструмента происходит увеличение среднего размера зерна и снижение прочности. В работе Н. Zhao и соавторов [10] исследовано влияние скорости вращения инструмента в диапазоне 300–1200 об/мин при однократном и многократном проходах. Показано, что средний размер зерна в зоне перемешивания в алюминиевом сплаве АД31 уменьшился в 16–26 раз. С увеличением скорости вращения инструмента с 300 до 1200 об/мин наблюдается увеличение роста зерен с 5 мкм до 8 мкм при однократном проходе и увеличение роста зерен с 8,5 до 9,7 мкм при двукратном проходе [10]. Однако несмотря на то, что ФПО привела к значительному измельчению зерен, некоторые значения механических свойств снизились по сравнению с базовым сплавом. Подобные результаты наблюдаются в работах [18]. При фиксированном значении скорости вращения инструмента (1025 об/мин) и варьировании скорости перемещения (30–150 мм/мин) также наблюдается увеличение среднего размера зерна и снижение прочностных характеристик. К. N. Ramesh и др. [19] исследовали алюминиевый сплав АМг4 при однократном и двенадцатикратном (прерывном и непрерывном) проходах ФПО с различной скоростью перемещения. Было показано, что при однократном и многократном проходах со скоростью перемещения 30 мм/мин достигаются наилучшие результаты по структуре и свойствам сплава. Дальнейшее увеличение скорости перемещения приводит сначала к увеличению среднего размера зерен, а затем к его уменьшению, повышается пластичность и снижается прочность сплава.

Среди алюминиевых сплавов для изделий с потенциально высокими трибологическими свойствами могут применяться алюминий-кремниевые сплавы. Такие сплавы хорошо подходят для получения литых деталей различной конфигурации и изготовления деталей сложной формы методами аддитивных технологий. При этом в настоящее время в литературе имеется недостаточное количество данных о взаимосвязи, формируемой после обработки, и исходной структуры данных сплавов, определяемой содержанием кремния. Также, не имеется широкого спектра данных по влиянию на структурно-фазовое состояние таких материалов многопроходной фрикционной перемешивающей обработки (до четырех проходов инструментом), требуемой для получения материалов с равномерно распределенными в объеме частицами упрочняющих фаз. Цель настоящей работы – исследование структуры и свойств литых алюминий-кремниевых сплавов с доэвтектической структурой (АК9) и эвтектической структурой (АК12), после фрикционной перемешивающей обработки от одного до четырех проходов инструментом.

2. Материал и методика

Образцы из сплавов АК9 и АК12 были получены в состоянии поставки в виде чушек. Для последующей обработки образцы были разрезаны на пластины (толщиной 6 мм, шириной 80 мм и длиной 300 мм) с использованием электроэрозионного станка ДК 7750. После очистки и шлифовки полученных пластин производилась обработка по схеме (рис. 1). В заготовку 1 внедрялся вращающийся инструмент 2 и совершал продольное перемещение вдоль линии обработки с образованием модифицированного на глубину 3 мм поверхностного слоя 4. Обработка различных образцов производилась в 1–4 прохода инструмента по одной и той же области. Длина прохода составляла 80 мм. Сплавы АК9 и АК12 обрабатывали по заранее по-

добранным параметрам при скорости вращения инструмента 750–800 об/мин, усилие прижима 750–800 кг и скорости продольного перемещения 90 мм/мин. Из полученных таким способом образцов, вырезали металлографические шлифы 3 и лопатки для механических испытаний 5. Металлографическую съемку производили на оптическом микроскопе Альтами MET 1С. Механические испытания на растяжение проводили на универсальной испытательной машине УТС 110М.

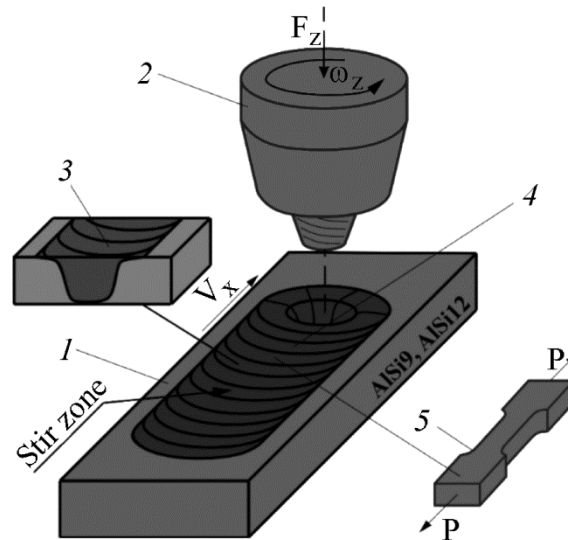


Рис. 1. Схема процесса проведения фрикционной перемешивающей обработки и вырезки образцов для механических испытаний и структурных исследований

3. Результаты и обсуждение

Макроструктура образцов сплава АК12 после 1- (а), 2- (б), 3- (в) и 4-го (г) проходов инструментом вдоль линии обработки представлена на рис. 2. В структуре образцов выделяется начиная с 1-го прохода инструментом зона перемешивания (ЗП), зона основного металла (ОМ) и зона термомеханического влияния (ЗТМВ) с наступающей (НС) и отступающей (ОС) стороны. Макроструктура образцов после обработки является достаточно типичной для обработки алюминиевых сплавов. В зоне обработки отсутствуют поры, которые в большом количестве присутствуют в основном металле, что свидетельствует об уплотнении материала в зоне обработки и сдавливании пор. В зоне перемешивания пластинки кремния разрушаются с образованием отдельных частиц различного размера.

При большем увеличении видно, что в материале исходного сплава АК12 частицы кремния в основном распределены в виде вытянутых пластинок (рис. 3 а–в). Только отдельные частицы кремния находятся в форме угловатых частиц с формой близкой к равноосной. В зоне термомеханического влияния с отступающей стороны (рис. 3 г–е) можно выделить наличие частично разрушенных пластинок кремния, при приближении к зоне перемешивания размер таких частиц уменьшается. В зоне перемешивания форма большинства частиц приближается к равноосной (рис. 3 ж–и). Лишь у небольшого количества частиц форма остается вытянутой. С наступающей стороны зона термомеханического влияния менее протяженная и изменение размеров частиц кремния в ней происходит скачкообразно (рис. 3 к–м). По контуру зоны перемешивания частицы кремния оконтуривают течение материала при обработке.



a



б



в



г

Рис. 2. Макроструктура образцов алюминиевого сплава АК12 после 1- (а), 2- (б), 3- (в) и 4-го (г) проходов инструментом вдоль линии обработки

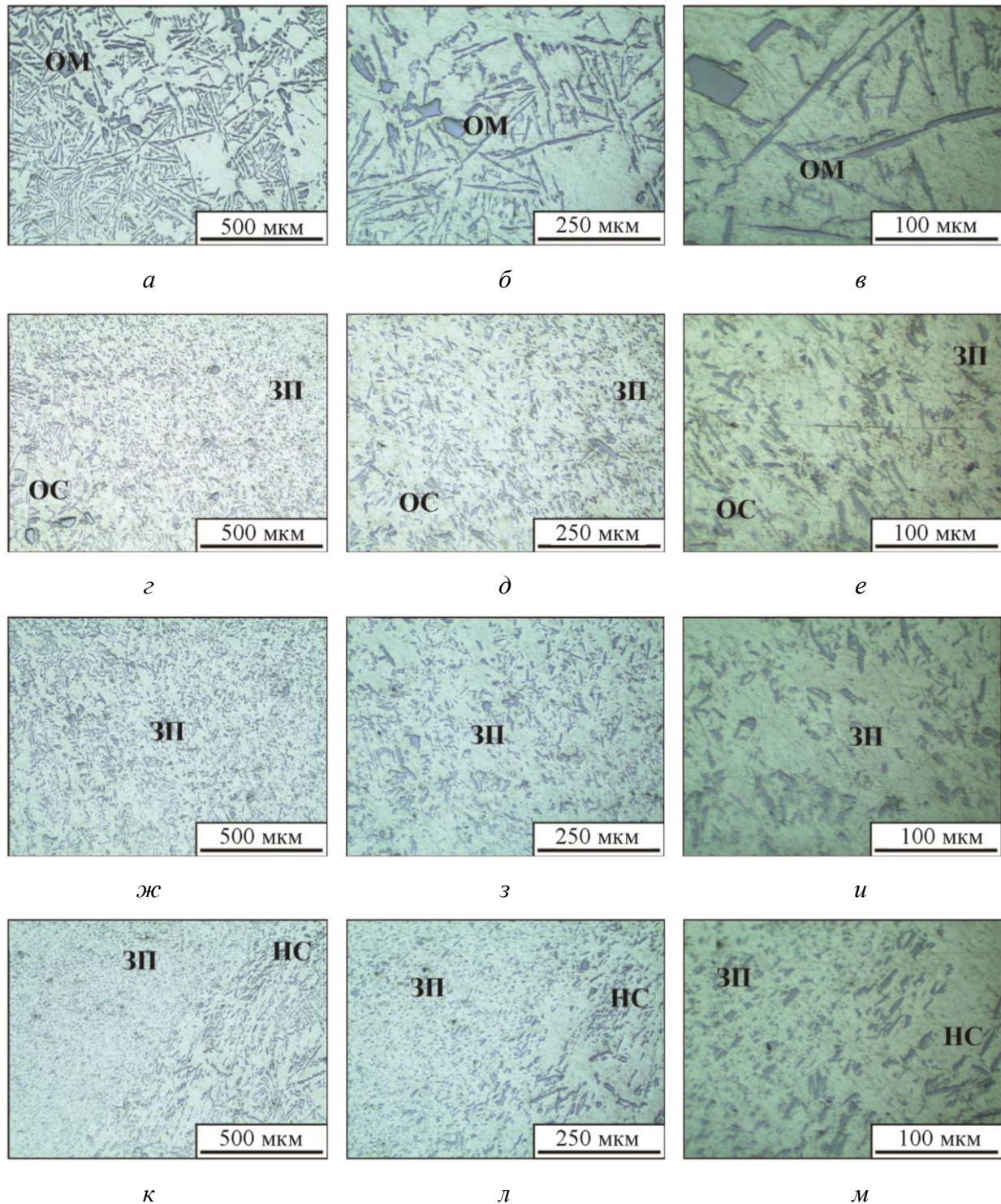


Рис. 3. Строение основных структурных зон сплава АК12 после однопроходной обработки: основной металл (*a–в*); зона термомеханического влияния с отступающей стороны (*г–е*); зона перемешивания (*ж–и*); зона термомеханического влияния с наступающей стороны (*к–м*)

При обработке от одного до четырех проходов инструментом вдоль линии обработки происходит постепенное измельчение размера частиц в зоне перемешивания (рис. 4). После одного прохода инструментом по образцу (рис. 4 *a*) размер частиц кремния уменьшается с 7,5 мкм в основном металле до 4,1 мкм в зоне перемешивания. При этом в зоне переме-

шивания присутствуют также и крупные частицы, размером до 10 мкм. После двух проходов инструментом вдоль линии обработки размер частиц уменьшается до 3,7 мкм (рис. 4 б), после трех проходов – до 3,5 мкм (рис. 4 в), а после четырех – до 3,4 мкм (рис. 4 з). Таким образом, после одного прохода инструментом размер частиц уменьшается на 45 %, после двух – на 10 %, после трех – на 5 % и после четырех проходов – на 3 %. Аналогичные данные по структуре образцов сплава АК12 после фрикционной перемешивающей обработки были получены ранее в работе [20]. В результате можно установить, что в процессе фрикционной перемешивающей обработки размер частиц наиболее существенно изменяется после первого прохода инструментом, что должно также проявляться в изменении значений механических свойств.

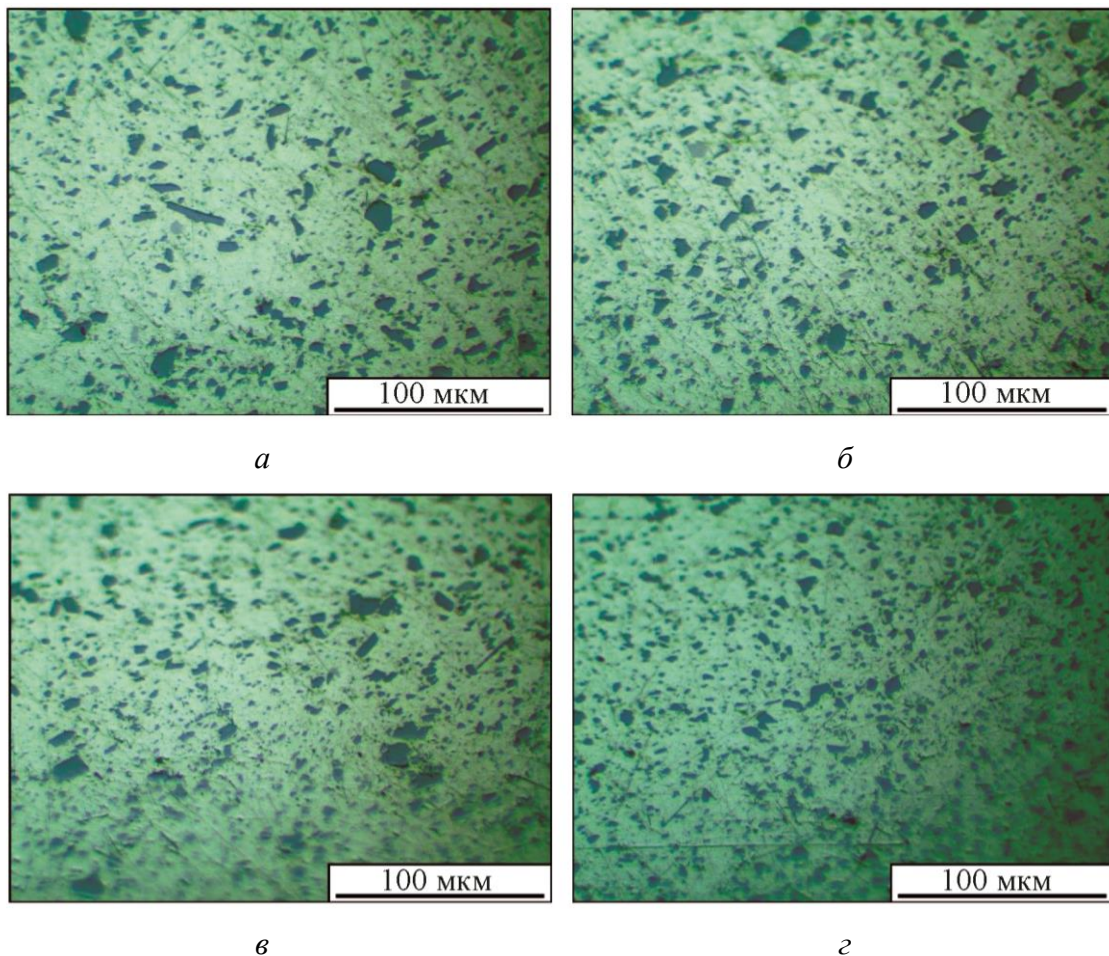


Рис. 4. Структура зоны перемешивания сплава АК12 после 1- (а), 2- (б), 3- (в) и 4-го (з) проходов инструментом вдоль линии обработки

Диаграммы напряжение–деформация образцов основного металла и материала сплава АК12 после обработки в 1–4-м проходах инструментом приведены на рис. 5. Наименьшая прочность и пластичность характерны для образцов основного металла. Из обработанных образцов наименьшая прочность у образцов после 1-го прохода инструментом (рис. 5; 4,1). При этом прочность и пластичность всех образцов существенно превышает прочность образцов до обработки. Закономерности пластической деформации образцов достаточно близки. По достижении условного предела текучести следует достаточно продолжительная стадия пластической деформации до достижения временного сопротивления, после чего происходит переход к непродолжительной стадии с практически

постоянными значениями нагружающего усилия и последующему разрушению. В процессе деформации образцов реализуется также эффект прерывистой текучести, связываемый в работах с эффектом Портевена–Ле Шателье [21].

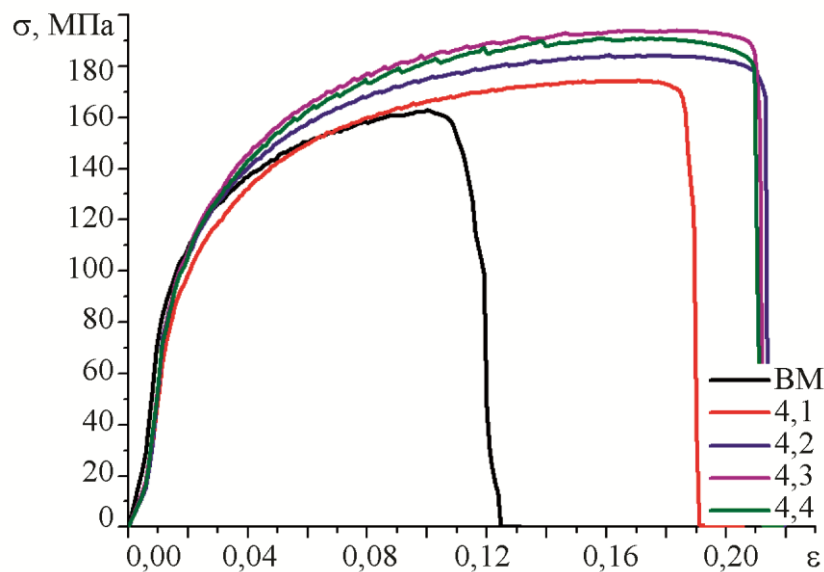
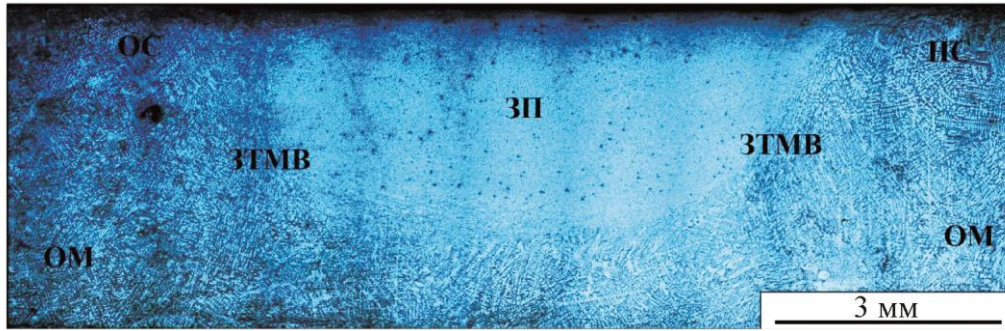


Рис. 5. Диаграммы напряжение–деформация образцов алюминиево-кремниевого сплава АК12 после 1- (4,1), 2- (4,2), 3- (4,3) и 4-го (4,4) проходов инструментом; ВМ – основной металл

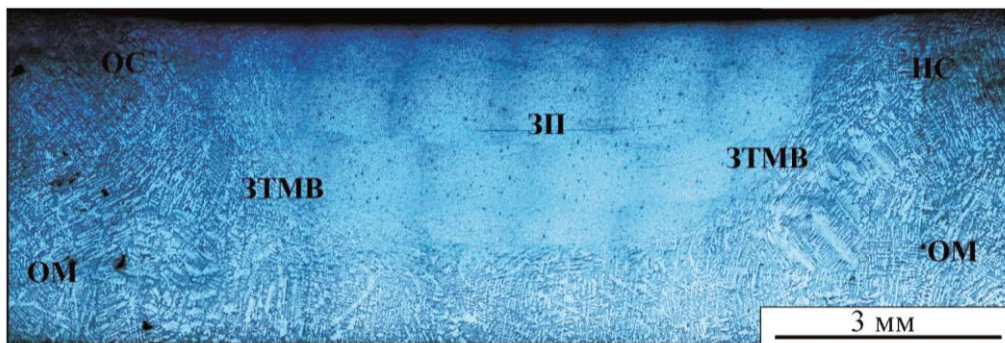
Таким образом, проведение многопроходной фрикционной перемешивающей обработки алюминиевого сплава АК12 позволило повысить временное сопротивление на 17 %, а пластичность – более чем в два раза. Условный предел текучести при этом практически не изменяется.

Обработка образцов сплава АК9 приводит к образованию аналогичной структуры, описанной ранее для сплава АК12. Макроструктура образцов после 1–4-го проходов инструментом вдоль линии обработки представлена на рис. 6. Отличия в базовой структуре сплавов не определяют существенных отличий в организации макроструктуры зоны обработки. Так как обработка производилась одинаковым инструментом, геометрические параметры зоны перемешивания и зон термомеханического влияния не изменялись. В структуре также характерно измельчение частиц кремния в зоне перемешивания.

При большем увеличении металлографические изображения основных структурных зон области обработки приведены на рис. 7. Зона основного металла представлена крупными дендритами алюминия с располагающимися в междендритном пространстве эвтектикой на основе алюминия и пластин кремния (рис. 7 а–в). В зоне термомеханического влияния структура четко выделяет направление течения материала по контуру инструмента при обработке (рис. 7 г–е). В отличие от сплава АК12 в данном случае строение зоны смешанное и представлено как деформированными и вытянутыми остатками дендритов алюминия, так и деформированными и частично разрушенными частицами кремния. В зоне перемешивания структура представляет собой аналогично описанной для сплава АК12 мелкодисперсную смесь алюминия и частиц кремния (рис. 7 ж–и). Зона термомеханического влияния с наступающей стороны также характеризуется резкой границей между зоной перемешивания и основным металлом (рис. 7 к–м).



a



б



в



г

Рис. 6. Макроструктура образцов алюминиевого сплава АК9 после 1- (а), 2- (б), 3- (в) и 4-го (г) проходов инструментом вдоль линии обработки

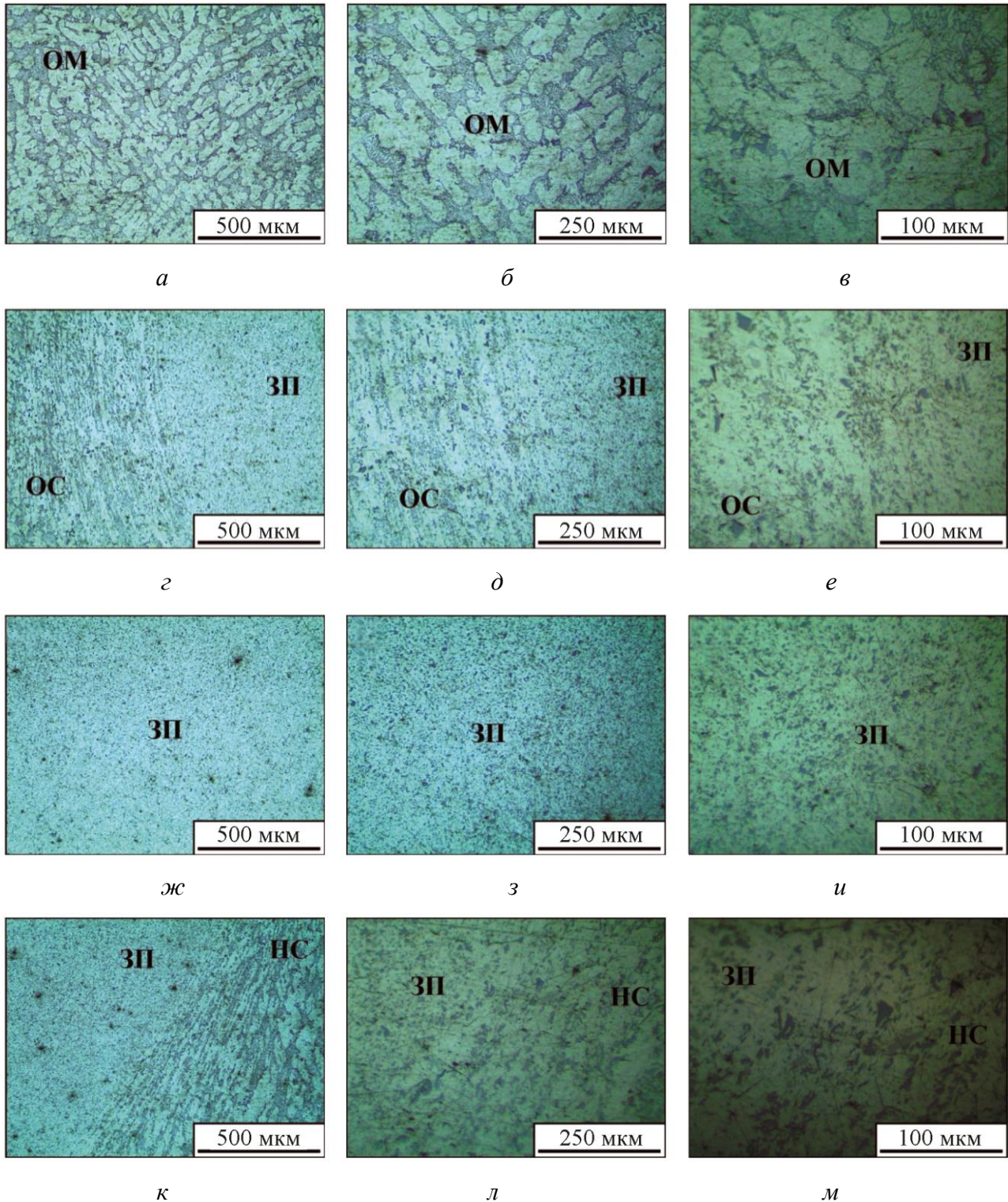


Рис. 7. Структура основных структурных зон сплава АК9 после однопроходной фрикционной перемешивающей обработки: основной металл (а–в); зона термомеханического влияния с отступающей стороны (г–е); зона перемешивания (ж–и); зона термомеханического влияния с наступающей стороны (к–м)

При увеличении количества проходов инструментом вдоль линии обработки для сплава АК9 существенных изменений в зоне перемешивания не обнаружено (рис. 8). После 1-го прохода (рис. 8 а) размер частиц кремния уменьшается с 5,4 мкм до 2,9 мкм. После 2-го – до 2,8 мкм

(рис. 8 б). После 3-го до 2,3 мкм (рис. 8 в). После 4-го не изменяется (рис. 8 г). Таким образом, размер частиц кремния в образцах наиболее интенсивно изменяется после первого прохода инструментом вдоль линии обработки, аналогично наблюдаемому изменению при обработке сплава АК12. Меньший исходный размер пластин кремния в данном случае обуславливает меньший размер частиц в зоне перемешивания.

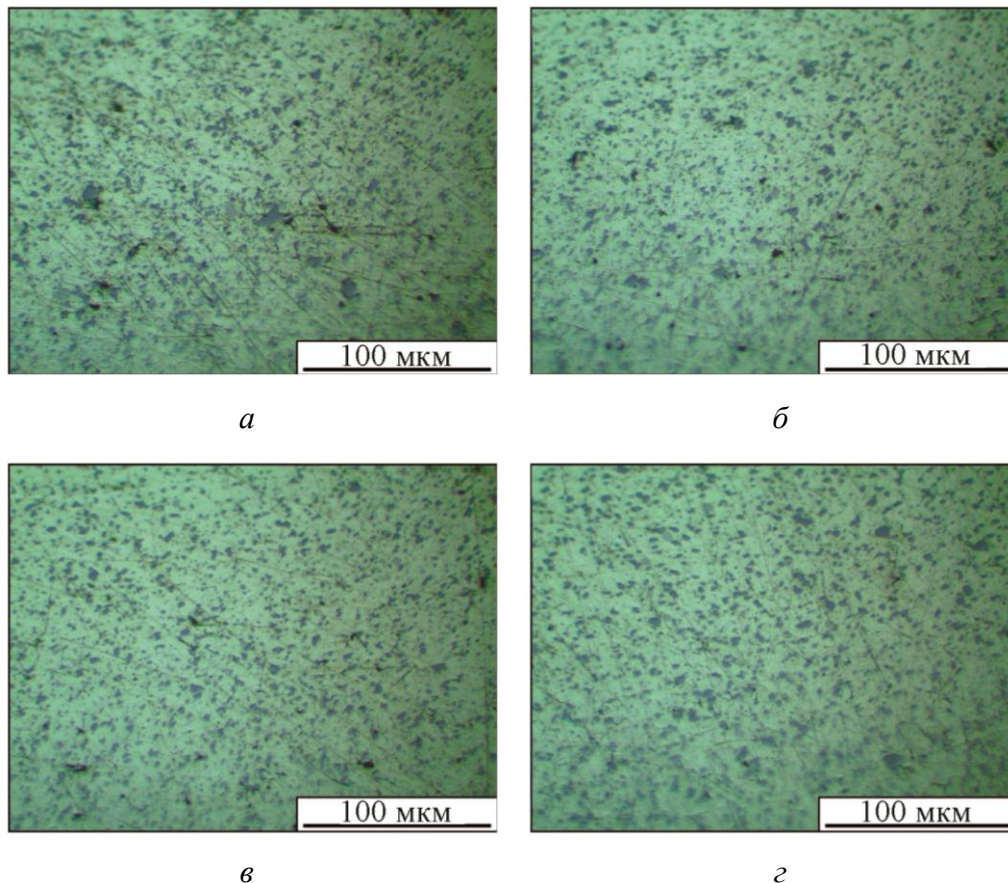


Рис. 8. Структура зоны перемешивания сплава АК9 после 1- (а), 2- (б), 3- (в) и 4-го (г) проходов инструментом вдоль линии обработки

Основное отличие деформационного поведения образцов сплава АК9 после фрикционной перемешивающей обработки от аналогичных образцов сплава АК12 заключается в существенном влиянии обработки на значения условного предела текучести по сравнению с образцами основного металла (рис. 9). В то время как у образцов основного металла условный предел текучести находится на уровне 95 МПа, в обработанных образцах он может достигать 140 МПа. Характерной для образцов сплава АК12 прерывистой текучести в данном материале не обнаружено. Влияние обработки на пластичность материала аналогичное, но увеличение пластичности несколько ниже (1,85 раза, по сравнению с 2,13 раза у сплава АК12). Повышение пластичности после обработки связано прежде всего с разрушением пластин кремния и измельчением структурных составляющих. Увеличение временного сопротивления наиболее интенсивно после 1-го прохода – 79 %. После 2-го прохода прочность повышается менее чем на 3 %; после 3-го – снижается на 3 %, а после 4-го – повышается на те же 3 %. Связано это с тем, что структура материала после 2–4-го проходов изменяется не так существенно, как после 1-го, когда разрушаются изначально крупные и вытянутые пластинки кремния.

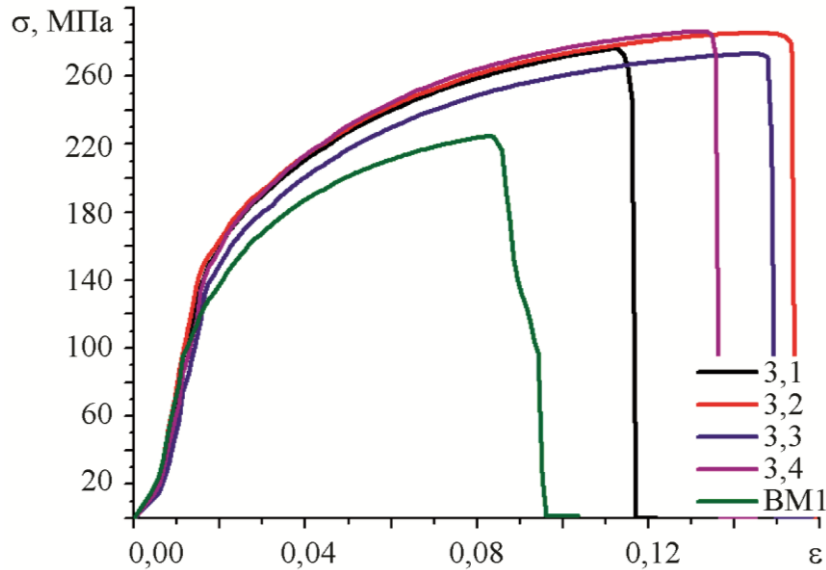


Рис. 9. Диаграммы напряжение–деформация образцов алюминиево-кремниевого сплава АК9 после 1- (3,1), 2- (3,2), 3- (3,3) и 4-го (3,4) проходов инструментом; BM1 – основной металл

4. Заключение

Проведенные исследования показывают, что после фрикционной перемешивающей обработки алюминиево-кремниевых сплавов АК9 и АК12 происходит разрушение пластинок кремния с образованием мелкодисперсной структуры зоны перемешивания. Наиболее существенные структурные изменения в образцах происходят после первого прохода инструментом вдоль линии обработки, хотя в целом многопроходная обработка позволяет получать более мелкодисперсную структуру зоны перемешивания. Помимо формирования мелкодисперсной и однородной структуры обработка приводит также и к удалению из объема материала пор, в большом количестве присутствующих в отливках. С точки зрения влияния обработки на совокупность механических свойств исследованных в работе материалов (рис. 10) можно выделить также положительные изменения.

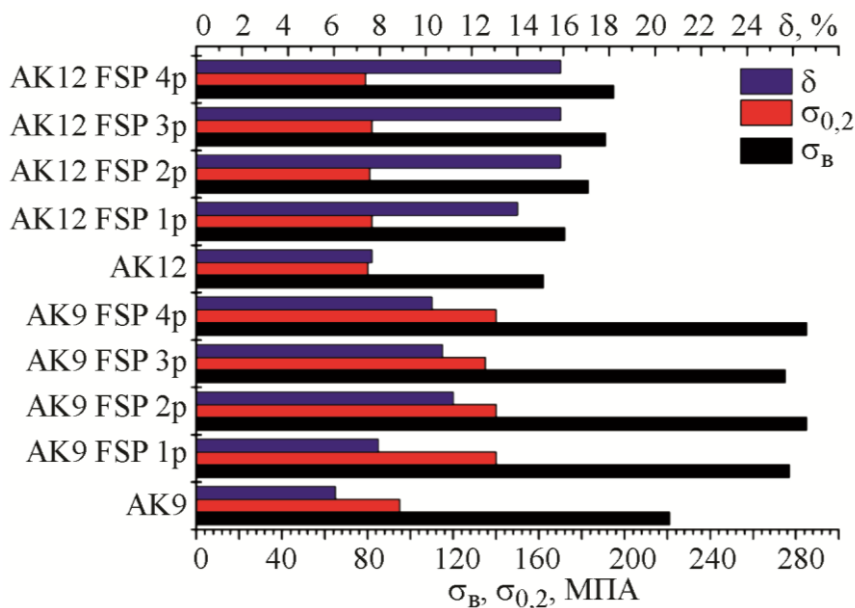


Рис. 10. Механические свойства сплавов АК9 и АК12 после многопроходной фрикционной перемешивающей обработки

Временное сопротивление образцов наиболее существенно изменяется при обработке сплава АК9, но для сплава АК12 более явным является влияние количества проходов инструментом вдоль линии обработки на значение временного сопротивления. Влияние обработки на условный предел текучести у сплава АК12 практически отсутствовало, в то время как для сплава АК9 было достаточно ощутимым, хотя и не проявлялось влияния количества проходов на механические свойства. Применительно к сплаву АК12 наибольшее влияние обработка оказала на увеличение пластичности, приводя к более чем двукратному ее росту. При этом для сплава АК9 увеличение пластичности было также существенным, но на несколько меньшую величину. Таким образом, обработка изделий из алюминий-кремниевых литых сплавов потенциально обладает актуальностью для применения с целью упрочнения поверхностного слоя или как метод для формирования композиционных материалов с металлической матрицей.

Благодарность

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0012.

Литература

1. Закономерности формирования материалов с композитной структурой с использованием аддитивной электронно-лучевой технологии, сварки трением с перемешиванием и фрикционной перемешивающей обработки / Т. А. Калашникова, А. В. Гусарова, А. В. Чумаевский, Е. О. Княжев, М. А. Шведов, П. А. Васильев // *Обработка металлов (технология – оборудование – инструменты)*. – 2019. – Т. 21, № 4. – С. 94–112.
2. Mishra R. S., Ma Z. Y. Friction stir welding and processing // *Materials Science and Engineering: R: Reports*. – 2005. – Vol. 50. – P. 1–78. – DOI: 10.1016/j.mser.2005.07.001.
3. Li K., Liu X., Zhao Y. Research Status and Prospect of Friction Stir Processing Technology // *Coatings*. – 2019. – Vol. 9, No. 2. – P. 1–14. – DOI: 10.3390/coatings9020129.
4. Processing-structure-property correlation in additive friction stir deposited Ti-6Al-4V alloy from recycled metal chips / P. Agrawal, R. S. Haridas, S. Yadav, S. Thapliyal, S. Gaddam, R. Verma, R. S. Mishra // *Additive Manufacturing*. – 2021. – Vol. 47. – P. 102259. – DOI: 10.1016/j.addma.2021.102259.
5. A Review of Friction Stir Processing of Structural Metallic Materials: Process Properties, and Method / A. P. Zykova, S. Y. Tarasov, A. V. Chumaevskiy, E. A. Kolubaev // *Metals*. – 2020. – Vol. 10. – DOI: 10.3390/met10060772.
6. Ma Z. Y. Friction Stir Processing Technology: A Review // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2008. – Vol. 39. – P. 642–658. – DOI: 10.1007/s11661-007-9459-0.
7. Towards aging in a multipass friction stir-processed AA2024 / K. N. Kalashnikov, S. Y. Tarasov, A. V. Chumaevskii, S. V. Fortuna, A. A. Eliseev, A. N. Ivanov // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2019. – Vol. 103, Nos. 5–8. – P. 2121–2132. – DOI: 10.1007/S00170-019-03631-3.
8. Hsu C. J., Kao P. W., Ho N. J. Intermetallic-reinforced aluminum matrix composites produced in situ by friction stir processing // *Materials Letters*. – 2007. – Vol. 61, No. 6. – P. 1315–1318. – DOI: 10.1016/J.MATLET.2006.07.021.
9. Investigating effects of process parameters on microstructural and mechanical properties of Al5052/SiC metal matrix composite fabricated via friction stir processing / A. Dolatkhan, P. Golbabaee, M. K. Besharati Givi, F. Molaiekiya // *Materials and Design*. – 2012. – Vol. 37. – P. 458–464. – DOI: 10.1016/J.MATDES.2011.09.035.
10. Effect of the processing parameters of friction stir processing on the microstructure and mechanical properties of 6063 aluminum alloy / H. Zhao, Q. Pan, Q. Qin, Y. Wu, X. Su // *Materials Science & Engineering A*. – 2019. – Vol. 751. – P. 70–79. – DOI: 10.1016/J.MSEA.2019.02.064.

11. Su J.-Q., Nelson T. W., Colin S. J. Microstructure evolution during FSW/FSP of high strength aluminum alloys // *Materials Science and Engineering*. – 2005. – Vol. 405, iss. 1–2. – P. 277–286. – DOI: 10.1016/J.MSEA.2005.06.009.
12. On the surface reinforcing of A356 aluminum alloy by nanolayered Ti_3AlC_2 MAX phase via friction stir processing / A. Manochehrian, A. Heidarpour, Y. Mazaheri, S. Ghasemi // *Surface & Coatings Technology*. – 2019. – Vol. 377. – P. 124884. – DOI: 10.1016/J.SURFCOAT.2019.08.013.
13. Jain V. K. S., Varghese J., Muthukumaran S. Effect of First and Second Passes on Microstructure and Wear Properties of Titanium Dioxide-Reinforced Aluminum Surface Composite via Friction Stir Processing // *Arabian Journal for Science and Engineering*. – 2019. – Vol. 44. – P. 949–957. – DOI: 10.1007/S13369-018-3312-1.
14. Bourkhani Darzi R., Eivani A. R., Nateghi H. R. Through-thickness inhomogeneity in microstructure and tensile properties and tribological performance of friction stir processed AA1050-Al₂O₃ nano-composite // *Composites Part B*. – 2019. – Vol. 174. – P. 107061. – DOI: 10.1016/J.COMPOSITESB.2019.107061.
15. Characterization of NbC-Reinforced AA7075 Alloy Composites Produced Using Friction Stir Processing / T. Satish Kumar, G. Suganya Priyadharshini, S. Shalini, K. Krishna Kumar, R. Subramanian // *Transactions of the Indian Institute of Metals*. – 2019. – Vol. 72, No. 6. – P. 1593–1596. – DOI: 10.1007/s12666-019-01566-7.
16. Effect of filler material and post process ageing treatment on microstructure, mechanical properties and wear behaviour of friction stir processed AA 7075 surface composites / H. A. Deore, J. Mishra, A. G. Rao, H. Mehtani, V. D. Hiwarkar // *Surface & Coatings Technology*. – 2019. – Vol. 374. – P. 52–64. – DOI: 10.1016/J.SURFCOAT.2019.05.048.
17. Effects of energy input during friction stir processing on microstructures and mechanical properties of aluminum/carbon nanotubes nanocomposites / S. Zhang, G. Chen, J. Wei, Y. Liu, R. Xie, Q. Liu, S. Zeng, G. Zhang, Q. Shi // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2019. – Vol. 798. – P. 52–530. – DOI: 10.1016/J.JALLCOM.2019.05.269.<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.05.269>
18. Abrahams R., Mikhail J., Fasihi P. Effect of friction stir process parameters on the mechanical properties of 5005-H34 and 7075-T651 aluminium alloys // *Materials Science & Engineering A*. – 2019. – Vol. 751. – P. 363–373. – DOI: 10.1016/J.MSEA.2019.02.065.
19. Ramesh K. N., Pradeep S., Pancholi V. Multipass Friction-Stir Processing and its Effect on Mechanical Properties of Aluminum Alloy 5086 // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2012. – Vol. 43. – P. 4311–4319. – DOI:10.1007/s11661-012-1232-3.
20. Friction Stir Processing Regularities of Cast Aluminum Alloy AlSi12 / D. V. Indoitu, A. V. Gusarova, A. P. Zykova, T. A. Kalashnikova, A. V. Chumaevskii, D. A. Gurianov, V. A. Beloborodov // *Journal of Physics: Conference Series*. – 2021. – Vol. 1989, No. 1. – P. 012030. – DOI: 10.1088/1742-6596/1989/1/012030.
21. Abbadi M., Hähner P., Zeghloul A. On the characteristics of Portevin–Le Chatelier bands in aluminum alloy 5182 under stress-controlled and strain-controlled tensile testing // *Materials Science and Engineering A*. – 2002. – Vol. 337, iss. 1–2. – P. 194–201. – DOI: 10.1016/S0921-5093(02)00036-9.

Received: 14.08.2021

Revised: 14.10.2021



Accepted: 29.10.2021



DOI: 10.17804/2410-9908.2021.6.60-71

PARALLEL TECHNOLOGY FOR SOLVING NONSTATIONARY HEAT CONDUCTION PROBLEMS IN AXISYMMETRIC DOMAINS

L. F. Spevak^{a)}, O. A. Nefedova^{b)*}

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

^{a)}  <http://orcid.org/0000-0003-2957-6962>  ifs@imach.uran.ru;

^{b)}  <http://orcid.org/0000-0003-1163-6699>  nefedova@imach.uran.ru

*Corresponding author. E-mail: nefedova@imach.uran.ru

Address for correspondence: 34 Komsomolskaya St., Ekaterinburg, 620049, Russian Federation
Tel.: +7 (343) 362 30 22; fax: +7 (343) 374 53 30

The paper develops a parallel algorithm and program for solving nonstationary heat conduction and diffusion problems in axisymmetric domains with axisymmetric boundary conditions. The numerical solution is based on the boundary element method. In order to optimize and enhance the effectiveness of the computer implementation of the algorithm, the computations are parallelized and the OpenMP application program interface is used. The program is tested by comparing the calculation results with the data of known exact solutions. The calculations confirm the correctness of the numerical solutions and the possibility of full scaling at different numbers of boundary elements according to the number of cores/processors available. The program is applicable to solving axisymmetric heat conduction and diffusion problems and, as a component of a software system, to solving nonlinear problems.

Keywords: axisymmetric heat conduction problem, boundary element method, parallel computations, OpenMP.

Acknowledgment

The work was performed under a state assignment, state registration number AAAA-A18-118020790140-5.

References

1. Fedotov V.P., Spevak L.F., Nefedova O.A. Parallel algorithms for strength analysis of hydrogenated structures. *Programmnye produkty i sistemy*, 2012, vol. 99, No. 3, pp. 235–239. (In Russian).
2. Fedotov V.P., Spevak L.F., Nefedova O.A. A software package designed to solve problems of the potential theory by the boundary element method *Programmnye produkty i sistemy*, 2014, vol. 108, No. 4, pp. 178–183. DOI: 10.15827/0236-235X.108.178-182. (In Russian).
3. Fedotov V.P., Spevak L.F. Analytical integration of kernel functions for solving elasticity problems and potential theory by the method of boundary elements. *Matematicheskoe modelirovanie*, 2007, vol. 19, No. 2, pp. 87–104. (In Russian).
4. Fedotov V.P., Spevak L.F. One approach to the derivation of exact integration formulae in the boundary element method. *Engineering Analysis with Boundary Elements*, 2008, vol. 32, No. 10, pp. 883–888. DOI: 10.1016/j.enganabound.2008.03.001.

5. Fedotov V.P., Spevak L.F., Nefedova O.A. Моделирование процессов упругопластического деформирования модифицированным методом граничных элементов. *Programmnye produkty i sistemy*, 2013, vol. 4, No. 4, pp. 253–257. (In Russian).
6. Spevak L.F., Nefedova O.A. Solving a two-dimensional nonlinear heat conduction equation with degeneration by the boundary element method with the application of the dual reciprocity method. *AIP Conference Proceedings*, 2016, vol. 1785, 040077. DOI: 10.1063/1.4967134.
7. Spevak L.F., Nefedova O.A. Solving a two-dimensional nonlinear heat conduction equation with nonzero boundary conditions by the boundary element method. *AIP Conference Proceedings*, 2017, vol. 1915, 040055. DOI: 10.1063/1.5017403.
8. Kazakov A.L., Nefedova O.A., Spevak L.F. Solution of the Problem of Initiating the Heat Wave for a Nonlinear Heat Conduction Equation Using the Boundary Element Method. *Computational Mathematics and Mathematical Physics*, 2019, vol. 59, iss. 6, pp. 1015–1029. DOI: 10.1134/S0965542519060083.
9. Kazakov A., Spevak L., Nefedova O., Lempert A. On the Analytical and Numerical Study of a Two-Dimensional Nonlinear Heat Equation with a Source Term. *Symmetry-Basel*, 2020, vol. 12, iss. 6, article 921. DOI: 10.3390/sym12060921.
10. Kazakov A.L., Spevak L.F., Nefedova O.A. A Numerical Solution to the Two-Dimensional Nonlinear Degenerate Heat Conduction Equation with a Source. *AIP Conference Proceedings*, 2020, vol. 2315, 040018. DOI: 10.1063/5.0036718.
11. Spevak L.F., Nefedova O.A. Parallel technology for solving the poisson equation in axisymmetric domains by the boundary element method. *AIP Conference Proceedings*, 2018, vol. 2053, 030070. DOI: 10.1063/1.5084431.
12. Nefedova O.A., Spevak L.F. Parallel Technology for Solving Axisymmetric Problems of the Theory of Elasticity by the Boundary Element Method. *AIP Conference Proceedings*, 2020, vol. 2315, 020030. DOI: 10.1063/5.0037021.
13. Rizzo F.J., Shippy D.J. A method of solution for certain problems of transient heat conduction. *AIAA J.*, 1970, vol. 8, pp. 2004–2009. DOI:10.2514/3.6038.
14. Shaw R.P. An integral equation approach to diffusion. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 1974, vol. 17 (6), pp. 693–699. DOI: 10.1016/0017-9310(74)90202-6.
15. Brebbia C.A., Walker S. *Boundary Element Techniques in Engineering*, Newnes–Butterworths, London, 1980. ISBN: 9781483102566.
16. Wrobel L.C., Brebbia C.A. A formulation of the boundary element method for axisymmetric transient heat conduction. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 1981, vol. 24, pp. 843–850. DOI: 10.1016/S0017-9310(81)80007-5.
17. Zhu S.P. *Time-dependent reaction diffusion problems and the LTDRM approach*. In: M. Goldberg, ed. *Boundary Integral Methods: Numerical and Mathematical Aspects*. Computational Mechanics Publications, Southampton, Boston, 1999, pp. 1–35.
18. Sutradhar A, Paulino G.H, Gray L.J. Transient heat conduction in homogeneous and nonhomogeneous materials by the Laplace Transform Galerkin boundary element method. *Engineering Analysis with Boundary Elements*, vol. 26 (2), pp. 119–132. DOI: 10.1016/S0955-7997(01)00090-X.
19. Brebbia C.A., Telles J.F.C., Wrobel L.C. *Boundary Element Techniques*, Springer-Verlag, Berlin, Neidelberg, New-York, Tokyo, 1984, 466 p. ISBN: 978-3-642-48862-7 (print), 978-3-642-48860-3 (online). DOI: 10.1007/978-3-642-48860-3.
20. Abramowitz M., Stegun I.A. *Handbook of Mathematical Functions with Formulas, Graphs, and Mathematical Tables*. In: M. Abramowitz, I. A. Stegun, eds. *Dover Books on Advanced Mathematics*, Dover Publications, New York, 1965.
21. Kronrod A.S. *Uzly i vesa kvadraturnykh formul* [Nodes and weights of quadrature formulas]. Moscow, Nauka Publ., 1964, 143 p. (In Russian).

22. Lifanov I.K. *Metod singulyarnykh integralnykh uravnenii i chislennyi eksperiment* [Singular integral equations method and numerical experiment]. Moscow, Yanus Publ., 1995, 520 p. ISBN 5-88929-003-7. (In Russian).
23. GSL–GNU Scientific Library. Available at: <http://www.gnu.org/software/gsl/> (accessed 07.04.2021).
24. Boost C++ Libraries. Available at: <http://www.boost.org/> (accessed 07.04.2021).
25. What is OpenMP? PARALLEL.RU. Available at: https://parallel.ru/tech/tech_dev/openmp.html (accessed 11.05.2021).
26. OpenMP. Available at: <http://www.openmp.org/> (accessed 11.05.2021).
27. Lykov A.V. *Teoriya teploprovodnosti* [Heat conduction theory]. Moscow, Vysshaya shkola Publ., 1967, 597 p. (In Russian).

Подана в журнал: 14.08.2021



УДК 519.633



DOI: 10.17804/2410-9908.2021.6.60-71

ПАРАЛЛЕЛЬНАЯ ТЕХНОЛОГИЯ РЕШЕНИЯ НЕСТАЦИОНАРНЫХ ЗАДАЧ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ В ОСЕСИММЕТРИЧНОЙ ПОСТАНОВКЕ

Л. Ф. Спевак^{а)}, О. А. Нефедова^{б)*}

*Институт машиноведения УрО РАН,
34, ул. Комсомольская, г. Екатеринбург, Российская Федерация*

^{а)}  <http://orcid.org/0000-0003-2957-6962>  ifs@imach.uran.ru;

^{б)}  <http://orcid.org/0000-0003-1163-6699>  nefedova@imach.uran.ru

*Ответственный автор. Эл. почта: nefedova@imach.uran.ru

Адрес для переписки: ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация

Тел.: +7 (343) 362–30–22; факс: +7 (343) 374–53–30

Работа посвящена разработке параллельного алгоритма и программы для решения нестационарных задач теплопроводности и диффузии в осесимметричных областях при осесимметричных граничных условиях. В основе численного решения лежит метод граничных элементов. Для оптимизации и повышения эффективности компьютерной реализации алгоритма выполнено распараллеливание вычислений и привлечен открытый стандарт параллельного программирования OpenMP. Разработанная программа была протестирована сравнением результатов расчетов с данными известных точных решений. Расчеты подтверждают корректность численных решений и возможность полного масштабирования при различных количествах граничных элементов в соответствии с количеством доступных ядер/процессоров. Программа может быть использована для решения осесимметричных задач теплопроводности и диффузии, а также как составляющая программного комплекса для решения нелинейных задач.

Ключевые слова: осесимметричная задача теплопроводности, метод граничных элементов, параллельные вычисления, OpenMP.

1. Введение

Задача разработки специализированных программных средств для решения краевых задач математической физики не теряет своей актуальности. Работа посвящена разработке параллельного алгоритма и программного модуля на его основе для решения нестационарных задач теплопроводности (диффузии) в осесимметричной постановке в составе создаваемого авторами программного комплекса. Комплекс предназначен для решения краевых задач для уравнений эллиптического и параболического типа в исследовательских и прикладных целях. Ранее были разработаны параллельные алгоритмы и программы для решения плоских задач теории упругости и теории потенциала методом граничных элементов (МГЭ) [1, 2] с применением формул аналитического интегрирования [3, 4], которые могут быть использованы для решения, в том числе нелинейных задач [5–10]. Также были разработаны алгоритмы и программы для решения осесимметричных задач теории потенциала и теории упругости [11, 12].

В основе разрабатываемых алгоритмов лежит метод граничных элементов, являющийся эффективным инструментом для анализа рассматриваемых задач, и имеющий хороший потенциал распараллеливания вычислений. Подходы с применением МГЭ для решения нестационарных задач теплопроводности впервые были предложены в работах [13–16]. Например, в работе [13] авторы использовали интегральное преобразование Лапласа в комбинации с методом граничных элементов. После выполнения преобразования Лапласа про-

изводная по времени исключалась, и исходное уравнение параболического типа для оригинала функции сводилось к более простому уравнению эллиптического типа для изображения функции. Далее граничное интегральное уравнение решалось относительно изображения, и осуществлялся обратный переход к оригиналу искомой функции. Позднее этот подход был использован в работах [17, 18]. В работе [14] Шоу исследовал трехмерные задачи нестационарной теплопроводности, применяя зависящее от времени фундаментальное решение и рассматривая, в основном, аналитические характеристики метода. Другой подход, основанный на применении метода граничных элементов в сочетании с методом конечных разностей, был предложен Бреббия и Уокером [15]. Вроубел и Бреббия [16] предложили численную методику для решения осесимметричных задач теплопроводности, основанную на представлении фундаментального решения в виде степенного ряда с последующим аналитическим интегрированием по времени интегралов, входящих в граничное интегральное уравнение. Основные идеи решения осесимметричных задач МГЭ были обобщены в книге [19].

В работе рассмотрена вычислительная методика, основанная на использовании зависящего от времени трехмерного фундаментального решения и шаговой по времени схемы численного решения задачи с помощью МГЭ.

2. Математическая постановка задачи

Рассмотрим уравнение теплопроводности (диффузии) для осесимметричной области Ω

$$\Delta u(\mathbf{x}, t) - \frac{1}{k} \frac{\partial u(\mathbf{x}, t)}{\partial t} = 0, \quad \mathbf{x} \in \Omega. \quad (1)$$

Здесь искомая функция $u(\mathbf{x}, t)$ – температура (концентрация) в точке $\mathbf{x}(x, y, z)$ в момент времени $t \in [t_0, t_*]$; Δ – оператор Лапласа. Не зависящий от координат и от времени коэффициент k может принимать различные значения в зависимости от рассматриваемой физической задачи.

На поверхности $\Gamma = \Gamma_1 \cup \Gamma_2$, ограничивающей область Ω , заданы обладающие осевой симметрией граничные условия вида:

$$u(\mathbf{x}, t) = u^*(\mathbf{x}, t), \quad \mathbf{x} \in \Gamma_1; \quad q(\mathbf{x}, t) = q^*(\mathbf{x}, t), \quad \mathbf{x} \in \Gamma_2, \quad (2)$$

где $q(\mathbf{x}, t) = \partial u(\mathbf{x}, t) / \partial \mathbf{n}(\mathbf{x})$ – плотность теплового (диффузионного) потока; $\mathbf{n}(\mathbf{x})$ – внешняя нормаль к поверхности Γ ; звездочкой отмечены известные функции.

Также известно начальное распределение температуры (концентрации) в области Ω :

$$u(\mathbf{x}, t) = u_0(\mathbf{x}, t_0), \quad \mathbf{x} \in \Omega. \quad (3)$$

В случае осевой симметрии задачи уравнение (1) примет в цилиндрической системе координат (r, φ, z) следующий вид:

$$\frac{\partial^2 u(\mathbf{x}, t)}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial u(\mathbf{x}, t)}{\partial r} + \frac{\partial^2 u(\mathbf{x}, t)}{\partial z^2} - \frac{1}{k} \frac{\partial u(\mathbf{x}, t)}{\partial t} = 0, \quad (4)$$

где $\mathbf{x}(r, z) \in \bar{\Omega}$, r – полярный радиус, ось z направлена вдоль оси симметрии; $\bar{\Omega}$ – область решения осесимметричной задачи, образующая области Ω , лежащая в полуплоскости $r^+ - z$.

Краевые условия задачи (2) и (3) в этом случае запишем в виде:

$$u(\mathbf{x}, t)|_{\mathbf{x} \in \bar{\Gamma}_1} = u^*(\mathbf{x}, t); \quad q(\mathbf{x}, t)|_{\mathbf{x} \in \bar{\Gamma}_2} = q^*(\mathbf{x}, t); \quad (5)$$

$$u(\mathbf{x}, t) = u_0(\mathbf{x}, t_0), \quad \mathbf{x} \in \bar{\Omega}. \quad (6)$$

Здесь $\bar{\Gamma} = \bar{\Gamma}_1 \cup \bar{\Gamma}_2$ – образующая поверхности Γ , полученная при пересечении Γ с полуплоскостью $r^+ - z$.

В силу осесимметричности задачи искомая функция $u(\mathbf{x}, t)$, а также граничные и начальная функции $u^*(\mathbf{x}, t)$, $q^*(\mathbf{x}, t)$, $u_0(\mathbf{x}, t_0)$ не зависят от полярного угла φ .

3. Алгоритм решения

В соответствии с методом граничных элементов [19] выполним переход от основных уравнений краевой задачи (4) – (6) к граничному интегральному уравнению, которое запишем в цилиндрической системе координат

$$\begin{aligned} \frac{1}{2} u(\xi, t_*) &= k \int_{t_0}^{t_*} \int_{\bar{\Gamma}} q(\mathbf{x}, t) \int_0^{2\pi} u^*(\xi, \mathbf{x}, t_*, t) d\varphi(\mathbf{x}) r(\mathbf{x}) d\bar{\Gamma}(\mathbf{x}) dt - \\ &- k \int_{t_0}^{t_*} \int_{\bar{\Gamma}} u(\mathbf{x}, t) \int_0^{2\pi} q^*(\xi, \mathbf{x}, t_*, t) d\varphi(\mathbf{x}) r(\mathbf{x}) d\bar{\Gamma}(\mathbf{x}) dt + \int_{\bar{\Omega}} u_0(\mathbf{x}, t_0) \int_0^{2\pi} u^*(\xi, \mathbf{x}, t_*, t) d\varphi(\mathbf{x}) r(\mathbf{x}) d\bar{\Omega}(x). \end{aligned} \quad (7)$$

Здесь точка ξ принадлежит граничному контуру $\bar{\Gamma}$; $u^*(\xi, \mathbf{x}, t_*, t)$ – известное трехмерное фундаментальное решение [19]; $q^*(\xi, \mathbf{x}, t_*, t) = \partial u^*(\xi, \mathbf{x}, t_*, t) / \partial \mathbf{n}(\mathbf{x})$. Зависящее от времени фундаментальное решение в цилиндрической системе координат имеет следующий вид:

$$u^*(\xi, \mathbf{x}, t_*, t) = \frac{1}{(4\pi k\tau)^{3/2}} \exp\left(-\frac{R^2(\xi, \mathbf{x})}{4k\tau}\right), \quad (8)$$

где $\tau = t_* - t$; $R(\xi, \mathbf{x}) = r^2(\xi) + r^2(\mathbf{x}) - 2r(\xi)r(\mathbf{x})\cos[\phi(\xi) - \phi(\mathbf{x})] + [z(\xi) - z(\mathbf{x})]^2$ – расстояние от фиксированной точки с координатами $(r(\xi), \phi(\xi), z(\xi))$ до переменной точки с координатами $(r(\mathbf{x}), \phi(\mathbf{x}), z(\mathbf{x}))$.

Введем обозначения и выполним интегрирование:

$$\bar{u}^*(\xi, \mathbf{x}, t_*, t) = \int_0^{2\pi} u^*(\xi, \mathbf{x}, t_*, t) d\varphi(x) = \frac{2\pi}{(4\pi k\tau)^{3/2}} \exp\left(-\frac{s}{4k\tau}\right) I_0\left(\frac{l}{2k\tau}\right); \quad (9)$$

$$\begin{aligned} \bar{q}^*(\xi, \mathbf{x}, t_*, t) &= \int_0^{2\pi} q^*(\xi, \mathbf{x}, t_*, t) d\varphi(x) = \frac{1}{8\pi^{1/2}(k\tau)^{5/2}} \exp\left(-\frac{s}{4k\tau}\right) \times \\ &\times \left\{ \left[r(\mathbf{x}) I_0\left(\frac{l}{2k\tau}\right) - r(\xi) I_1\left(\frac{l}{2k\tau}\right) \right] n_r(x) - [z(\xi) - z(\mathbf{x})] I_0\left(\frac{l}{2k\tau}\right) n_z(\mathbf{x}) \right\}. \end{aligned} \quad (10)$$

Здесь $s = r^2(\xi) + r^2(\mathbf{x}) + [z(\xi) - z(\mathbf{x})]^2$; $l = r(\xi)r(\mathbf{x})$; I_0 – модифицированная функция Бесселя первого рода нулевого порядка; I_1 – модифицированная функция Бесселя первого рода первого порядка; $n_r(\mathbf{x})$ и $n_z(\mathbf{x})$ – проекции вектора нормали на оси цилиндрической системы координат.

После подстановки (9) и (10) в (7) получим окончательное граничное интегральное уравнение для случая осевой симметрии краевой задачи:

$$\begin{aligned} \frac{1}{2} u(\xi, t_*) &= k \int_{t_0}^{t_*} \int_{\bar{\Gamma}} q(\mathbf{x}, t) \bar{u}^*(\xi, \mathbf{x}, t_*, t) r(\mathbf{x}) d\bar{\Gamma}(\mathbf{x}) dt - \\ &- k \int_{t_0}^{t_*} \int_{\bar{\Gamma}} u(\mathbf{x}, t) \bar{q}^*(\xi, \mathbf{x}, t_*, t) r(\mathbf{x}) d\bar{\Gamma}(\mathbf{x}) dt + \int_{\bar{\Omega}} u_0(\mathbf{x}, t_0) \bar{u}^*(\xi, \mathbf{x}, t_*, t) r(\mathbf{x}) d\bar{\Omega}(\mathbf{x}). \end{aligned} \quad (11)$$

Для получения численного решения граничного интегрального уравнения (11) был использован прием шагового интегрирования по времени в соответствии со следующей схемой: каждый раз процесс интегрирования по времени начинался с момента времени t_0 , решение находили последовательно через определенные шаги $h = t_f - t_{f-1}$, $f = 1, 2, \dots, F$, число промежуточных шагов возрастало с течением времени до достижения окончательного момента времени t_* . Кроме того, на каждом временном шаге выполнялась дискретизация граничного контура на $(N + M)$ прямолинейных граничных элементов e_i ($i = 1, \dots, M + N$), когда граница $\bar{\Gamma}_1$ разбита на N граничных элементов, а граница $\bar{\Gamma}_2$ – на M элементов. Предполагалось, что функции $u(\mathbf{x}, t)$ и $q(\mathbf{x}, t)$ – кусочно-постоянные, т. е. принимают постоянные значения на каждом граничном элементе на каждом шаге по времени:

$$u(\xi_i, t_f) = u_{if} = const; \quad q(\xi_i, t_f) = q_{if} = const, \quad i = 1, \dots, 2N + M, \quad f = 1, 2, \dots, F, \quad (12)$$

где ξ_i – узел, находящийся в середине граничного элемента e_i .

Наличие начальных условий приводит к интегралу по области $\bar{\Omega}$ (последнему слагаемому в правой части уравнения (11)). Для вычисления этого интеграла область разбивали на L конечных элементов: $\Delta\bar{\Omega}_1, \Delta\bar{\Omega}_2, \dots, \Delta\bar{\Omega}_L$, в каждом из которых функция $u_0(\mathbf{x}_l, t_0)$ полагалась постоянной, затем выполняли численное интегрирование по каждому из конечных элементов.

$$\int_{\bar{\Omega}} u_0(\mathbf{x}, t_0) \bar{u}^*(\xi, \mathbf{x}, t_f, t) r(\mathbf{x}) d\bar{\Omega}(\mathbf{x}) = \sum_{l=1}^L u_0(\mathbf{x}_l, t_0) \int_{\Delta\bar{\Omega}_l} \bar{u}^*(\xi, \mathbf{x}, t_f, t) r(\mathbf{x}) d\bar{\Omega}_l(\mathbf{x}). \quad (13)$$

Здесь \mathbf{x}_l – узел элемента $\Delta\bar{\Omega}_l$.

Описанная дискретизация приводит граничное интегральное уравнение (11) к следующему виду:

$$\frac{1}{2} u(\xi_j, t_F) = k \sum_{i=1}^N \sum_{f=1}^F \left(q_{if} \int_{e_i} \int_{t_{f-1}}^{t_f} \bar{u}^*(\xi_j, \mathbf{x}, t_F, t) r(\mathbf{x}) dt d\bar{\Gamma}(\mathbf{x}) - u_{if}^* \int_{e_i} \int_{t_{f-1}}^{t_f} \bar{q}^*(\xi_j, \mathbf{x}, t_F, t) r(\mathbf{x}) dt d\bar{\Gamma}(\mathbf{x}) \right) + \quad (14)$$

$$+ k \sum_{i=N+1}^M \sum_{f=1}^F \left(q_{if}^* \int_{e_i}^{t_{f-1}} \int_{t_{f-1}}^{t_f} \bar{u}^*(\xi_j, \mathbf{x}, t_F, t) r(\mathbf{x}) dt d\bar{\Gamma}(\mathbf{x}) - u_{if} \int_{e_i}^{t_{f-1}} \int_{t_{f-1}}^{t_f} \bar{q}^*(\xi_j, \mathbf{x}, t_F, t) r(\mathbf{x}) dt d\bar{\Gamma}(\mathbf{x}) \right) + \sum_{l=1}^L u_0(x_l, t_0) \int_{\Delta\bar{\Omega}_l} \bar{u}^*(\xi_j, \mathbf{x}, t_F, t) r(\mathbf{x}) d\bar{\Omega}_l(\mathbf{x}).$$

Соотношения (14), записанные для всех граничных узлов, $j = 1, \dots, N + M$, образуют систему линейных алгебраических уравнений (СЛАУ) относительно узловых значений функций температуры (концентрации) и плотности потока, не заданных граничными условиями. Отметим, что решение системы выполняется для момента времени $t = t_F$, а значения u_{if} и q_{if} при $f = 1, \dots, F - 1$ уже известны из решения на предыдущем временном шаге.

После определения всех граничных значений может быть найдено значение искомой функции температуры (концентрации) краевой задачи (4) – (6) в любой внутренней точке ζ области $\bar{\Omega}$:

$$u(\zeta, t_F) = k \sum_{i=1}^N \sum_{f=1}^F \left(q_{if} \int_{e_i}^{t_{f-1}} \int_{t_{f-1}}^{t_f} \bar{u}^*(\zeta, \mathbf{x}, t_F, t) r(\mathbf{x}) dt d\bar{\Gamma}(\mathbf{x}) - u_{if}^* \int_{e_i}^{t_{f-1}} \int_{t_{f-1}}^{t_f} \bar{q}^*(\zeta, \mathbf{x}, t_F, t) r(\mathbf{x}) dt d\bar{\Gamma}(\mathbf{x}) \right) + k \sum_{i=N+1}^M \sum_{f=1}^F \left(q_{if}^* \int_{e_i}^{t_{f-1}} \int_{t_{f-1}}^{t_f} \bar{u}^*(\zeta, \mathbf{x}, t_F, t) r(\mathbf{x}) dt d\bar{\Gamma}(\mathbf{x}) - u_{if} \int_{e_i}^{t_{f-1}} \int_{t_{f-1}}^{t_f} \bar{q}^*(\zeta, \mathbf{x}, t_F, t) r(\mathbf{x}) dt d\bar{\Gamma}(\mathbf{x}) \right) + \sum_{l=1}^L u_0(\mathbf{x}_l, t_0) \int_{\Delta\bar{\Omega}_l} \bar{u}^*(\zeta, \mathbf{x}, t_F, t) r(\mathbf{x}) d\bar{\Omega}_l(\mathbf{x}). \quad (15)$$

Для эффективной работы вычислительного алгоритма необходимо использовать специально подобранные схемы вычисления интегралов в системе уравнений (14) и уравнении (15). Интегрирование по времени проводилось аналитически с использованием представлений функций Бесселя в виде степенных рядов [20]:

$$I_0(y) = \sum_{n=0}^{\infty} \frac{1}{n!^2} \left(\frac{y}{2}\right)^{2n}; \quad I_1(y) = \sum_{n=0}^{\infty} \frac{1}{n!(n+1)!} \left(\frac{y}{2}\right)^{2n+1}, \quad (16)$$

а при больших значениях аргумента – асимптотических представлений функций Бесселя [20]:

$$I_0(y) = \frac{\exp(y)}{\sqrt{2\pi y}} \left(1 + \sum_{n=0}^{\infty} \frac{f_1(n)}{n!(8y)^n} \right); \quad I_1(y) = \frac{\exp(y)}{\sqrt{2\pi y}} \left(1 + \sum_{n=0}^{\infty} \frac{f_2(n)}{n!(8y)^n} \right), \quad (17)$$

где $f_1(n) = (2n-1)(2n-3)\dots 1$; $f_2(n) = (-1)^n (4 - (2n-1)^2)(4 - (2n-3)^2)\dots(4-1)$.

Отметим, что на каждом временном шаге решения задачи в последних слагаемых суммы интегралов по времени из уравнений (14) и (15), когда $f = F$, присутствуют сингулярные интегралы. В этом случае интегрирование проводилось после выполнения перехода в подынтегральном выражении $t_F \rightarrow t_F + \varepsilon$ для бесконечно малой величины ε , т. е. вычисля-

ли интегралы $\int_{t_{F-1}}^{t_F} \bar{u}^*(\xi_j, \mathbf{x}, (t_F + \varepsilon), t) r(\mathbf{x}) dt$ и $\int_{t_{F-1}}^{t_F} \bar{q}^*(\xi_j, \mathbf{x}, (t_F + \varepsilon), t) r(\mathbf{x}) dt$, а затем осуществлялся переход к пределу при $\varepsilon \rightarrow 0$.

Для численного вычисления интегралов, входящих в уравнения (14), (15), по пространственным координатам использовалась адаптивная формула численного интегрирования Гаусса–Кронрода по 61 точкам [21]. Случай, когда ξ_i лежит на граничном элементе ε_i , требует отдельного рассмотрения, так как при $i = j$ в интегралах возникает сингулярность. Для вычисления таких интегралов были подобраны процедуры, использующие формулы адаптивного интегрирования [22].

Разработанный алгоритм позволяет получить на каждом шаге по времени решение задачи (4)–(6) вида (15), непрерывное по пространственным переменным в области $\bar{\Omega}$.

4. Программная реализация

Представленный вычислительный алгоритм был реализован в виде программного модуля. Программа была написана на языке программирования C++. Возможности программы позволяют оперативно изменять входные данные, а именно: значения физических параметров задачи, шаг по времени, количество граничных элементов, а также производить компиляцию непосредственно перед выполнением расчета. Для выполнения численных расчетов были использованы библиотека GSL [23] и собрание библиотек классов BOOST [24]. Интегралы по элементам, содержащим точки сингулярности, вычисляли с использованием адаптивных алгоритмов численного интегрирования, учитывающих известные координаты особых точек, реализованных в библиотеке GSL. Для повышения эффективности выполнения программного модуля был выбран открытый стандарт распараллеливания OpenMP [25, 26] как наиболее оптимальный для проведения трудоемких и независимых вычислений интегралов, входящих в уравнения (14) и (15). Это позволило с использованием многопоточности организовать параллельные вычисления на многопроцессорных вычислительных комплексах с общей оперативной памятью. Известно, что основным недостатком МГЭ является большая потребность в оперативной памяти, вытекающая из высокой плотности матрицы СЛАУ. Однако, в отличие от многих других, этот метод допускает выполнение параллельных вычислений. Процесс построения СЛАУ выполнялся параллельно за счет возможности вычислять коэффициенты матрицы системы полностью независимо друг от друга. Для решения СЛАУ использовалась методика LU-разложения, допускающая распараллеливание. Вычисление значений искомой функции температуры (концентрации) в заданных точках также выполнялось параллельно. Таким образом, программа была распараллелена на каждом этапе решения задачи.

Пример

Для тестирования алгоритма и его программной реализации были проведены численные исследования. Рассмотрена задача теплопроводности для сплошного кругового цилиндра длиной $2l$ и диаметром $2a$, начальная температура которого равна u_0 . В начальный момент времени он помещался в среду с постоянной температурой u^* . Таким образом, начальные и граничные условия задачи имеют вид:

$$u_0(r, z, t_0) = u_0; \quad (18)$$

$$u(r, z, t) \Big|_{r=a} = u^*; \quad u(r, z, t) \Big|_{z=\pm l} = u^*. \quad (19)$$

Требуется найти распределение температуры внутри цилиндра в различные моменты времени при условии осевой симметрии задачи. Заметим, что в силу симметрии достаточно рассматривать лишь половину поперечного сечения цилиндра.

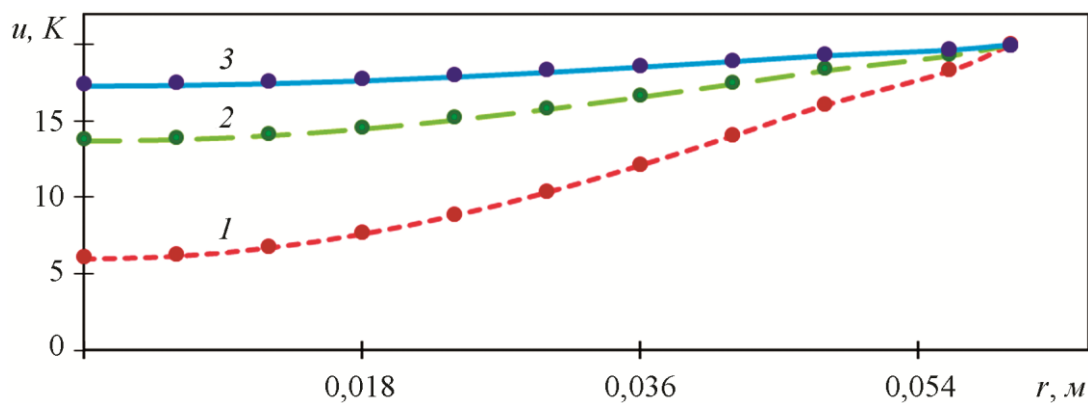
Точное решение задачи (4), (18), (19) известно и имеет следующий вид [27]:

$$u(x, t) = u^* + (u_0 - u^*) \left(\sum_{n=1}^{\infty} \sum_{m=1}^{\infty} A_n A_m I_0 \left(\mu_n \frac{r}{a} \right) \cos \mu_m \frac{z}{l} \cdot \exp \left(- \left(\mu_n^2 + \mu_m^2 K_l^2 \right) \mathbf{F}_0 \right) \right), \quad (20)$$

где $A_n = \frac{2}{\mu_n I_1(\mu_n)}$; μ_n – корни функции Бесселя первого рода нулевого порядка;

$$A_m = (-1)^{m+1} \frac{2}{\mu_m}; \mu_m = (2m-1) \frac{\pi}{2}; K_l = \frac{a}{l}; \mathbf{F}_0 = \frac{kt}{a^2}.$$

Расчеты проводились при следующих значениях параметров: $a = 0,06 \text{ м}$; $l = 0,12 \text{ м}$; $k = 1,25 \cdot 10^{-5} \text{ м}^2/\text{с}$; $u_0 = 0$; $u^* = 20 \text{ К}$.



Сравнение численного и точного решений: 1 – $t = 40 \text{ с}$, 2 – $t = 80 \text{ с}$, 3 – $t = 120 \text{ с}$; линии – численное, точки – точное

На рисунке приведено сравнение точного решения и решения МГЭ с шагом по времени $h = 10 \text{ с}$ в различные моменты времени: $t_* = 40 \text{ с}$; $t_* = 80 \text{ с}$; $t_* = 120 \text{ с}$. Значения температуры вдоль радиуса цилиндра, полученные при использовании МГЭ, оказались близки к точному решению (20), что говорит об эффективности предложенной технологии решения.

5. Заключение

Разработан программный модуль для решения нестационарных задач теплопроводности и диффузии в осесимметричных областях при осесимметричных граничных условиях. В ходе работы была использована методика распараллеливания алгоритма на основе метода граничных элементов для открытого стандарта OpenMP. Проведенное тестирование программы показало достаточную близость результатов расчетов к известному точному решению. Разработанный модуль войдет в программный комплекс для решения задач математической физики, существенно расширив класс решаемых задач.

Благодарность

Работа выполнена в рамках государственного задания, номер государственной регистрации АААА-А18-118020790140-5.

Литература

1. Федотов В. П., Спевак Л. Ф., Нефедова О. А. Параллельные алгоритмы для анализа прочности наводороженных конструкций // Программные продукты и системы. – 2012. – Т. 99, № 3. – С. 235–239.
2. Федотов В. П., Спевак Л. Ф., Нефедова О. А. Программный комплекс для решения задач теории потенциала методом граничных элементов // Программные продукты и системы. – 2014. – Т. 108, № 4. – С. 178–183. – DOI: 10.15827/0236-235X.108.178-182.
3. Федотов В. П., Спевак Л. Ф. Аналитическое интегрирование функций влияния для решения задач упругости и теории потенциала методом граничных элементов // Математическое моделирование. – 2007. – Т. 19, № 2. – С. 87–104.
4. Fedotov V. P., Spevak L. F. One approach to the derivation of exact integration formulae in the boundary element method // Engineering Analysis with Boundary Elements. – 2008. – Vol. 32, No. 10. – P. 883–888. – DOI: 10.1016/j.enganabound.2008.03.001.
5. Федотов В. П., Спевак Л. Ф., Нефедова О. А. Моделирование процессов упругопластического деформирования модифицированным методом граничных элементов // Программные продукты и системы. – 2013. – Т. 4, № 4. – С. 253–257.
6. Spevak L. F., Nefedova O. A. Solving a two-dimensional nonlinear heat conduction equation with degeneration by the boundary element method with the application of the dual reciprocity method // AIP Conference Proceedings. – 2016. – Vol. 1785. – P. 040077. – DOI: 10.1063/1.4967134.
7. Spevak L. F., Nefedova O. A. Solving a two-dimensional nonlinear heat conduction equation with nonzero boundary conditions by the boundary element method // AIP Conference Proceedings. – 2017. – Vol. 1915. – P. 040055. – DOI: 10.1063/1.5017403.
8. Kazakov A. L., Nefedova O. A., Spevak L. F. Solution of the Problem of Initiating the Heat Wave for a Nonlinear Heat Conduction Equation Using the Boundary Element Method // Computational Mathematics and Mathematical Physics. – 2019. – Vol. 59, iss. 6. – P. 1015–1029. – DOI: 10.1134/S0965542519060083.
9. On the Analytical and Numerical Study of a Two-Dimensional Nonlinear Heat Equation with a Source Term / A. Kazakov, L. Spevak, O. Nefedova, A. Lempert // Symmetry. – 2020. – Vol. 12, iss. 6. – article 921. – DOI: 10.3390/sym12060921.
10. Kazakov A. L., Spevak L. F., Nefedova O. A. A Numerical Solution to the Two-Dimensional Nonlinear Degenerate Heat Conduction Equation with a Source // AIP Conference Proceedings. – 2020. – Vol. 2315. – P. 040018. – DOI: 10.1063/5.0036718.
11. Spevak L. F., Nefedova O. A. Parallel technology for solving the poisson equation in axisymmetric domains by the boundary element method // AIP Conference Proceedings. – 2018. – Vol. 2053. – P. 030070. – DOI: 10.1063/1.5084431.
12. Nefedova O. A., Spevak L. F. Parallel Technology for Solving Axisymmetric Problems of the Theory of Elasticity by the Boundary Element Method // AIP Conference Proceedings. – 2020. – Vol. 2315. – P. 020030. – DOI: 10.1063/5.0037021.
13. Rizzo F. J., Shippv, D. J. A method of solution for certain problems of transient heat conduction // IAA J. – 1970. – Vol. 8. – P. 2004–2009. – DOI:10.2514/3.6038.
14. Shaw R. P. An integral equation approach to diffusion // International Journal of Heat and Mass Transfer. – 1974. – Vol. 17. – P. 693–699. – DOI: 10.1016/0017-9310(74)90202-6.
15. Brebbia C. A., Walker S. Boundary Element Techniques in Engineering. – London : Newnes–Butterworths, 1980. – ISBN: 9781483102566.
16. Wrobel L. C., Brebbia C. A. A formulation of the boundary element method for axisymmetric transient heat conduction // International Journal of Heat and Mass Transfer. – 1981. – Vol. 24. – P. 843–850. – DOI: 10.1016/S0017-9310(81)80007-5.

17. Zhu S. P. Time-dependent reaction diffusion problems and the LTDRM approach // Boundary Integral Methods: Numerical and Mathematical Aspects. Southampton / ed. by M. Goldberg. – Boston : Computational Mechanics Publications, 1999. – P. 1–35.
18. Sutradhar A., Paulino G. H, Gray L. J. Transient heat conduction in homogeneous and nonhomogeneous materials by the Laplace Transform Galerkin boundary element method // Engineering Analysis with Boundary Elements. – 2002. – Vol. 26. – P. 119–132. – DOI: 10.1016/S0955-7997(01)00090-X.
19. Brebbia C. A., Telles J. F. C., Wrobel L. C. Boundary Element Techniques. – Berlin, Nei-delberg, New-York, Tokyo : Springer-Verlag, 1984. – 466 p. – ISBN 978-3-642-48862-7. – DOI: 10.1007/978-3-642-48860-3.
20. Abramowitz M., Stegun I. A. Handbook of Mathematical Functions With Formulas, Graphs, and Mathematical Tables // Dover Books on Advanced Mathematics / ed. by M. Abramowitz, I. A. Stegun. – New York : Dover Publications, 1965.
21. Кронрод А. С. Узлы и веса квадратурных формул. – М. : Наука, 1964. – 143 с.
22. Лифанов И. К. Метод сингулярных интегральных уравнений и численный эксперимент. – М. : Янус, 1995. – 520 с. – ISBN 5-88929-003-7.
23. GSL–GNU Scientific Library. Available at: <http://www.gnu.org/software/gsl/> (accessed 07.04.2021).
24. Boost C++ Libraries. Available at: <http://www.boost.org/> (accessed 07.04.2021).
25. What is OpenMP? PARALLEL.RU. Available at: https://parallel.ru/tech/tech_dev/openmp.html (accessed 11.05.2021).
26. OpenMP. Available at: <http://www.openmp.org/> (accessed 11.05.2021).
27. Лыков А. В. Теория теплопроводности. – М. : Высшая школа, 1967. – 597 с.