

DREAM

<http://dream-journal.org>

ISSN 2410-9908

DOI: 10.17804/2410-9908.2019.6

Diagnostics, Resource and Mechanics
of materials and structures

<http://dream-journal.org>

6,2019
November-December

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

Editorial Council

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

Anatoly A. Burenin (Russia)
Irina G. Goryacheva (Russia)
Janez Grum (Slovenia)
Mikhail P. Lebedev (Russia)
Leopold I. Leontiev (Russia)
Evgeny V. Lomakin (Russia)
Valery P. Matveenko (Russia)
Nikolay A. Makhutov (Russia)
Mitko M. Mihovski (Bulgaria)
Nikita F. Morozov (Russia)
Vladimir V. Moskvichev (Russia)
Sergey V. Panin (Russia)
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)
Mladen N. Georgiev (Sofia, Bulgaria)
Vladimir G. Degtyar (Miass)
Igor G. Emelyanov (Ekaterinburg)
Sergey M. Zadvorkin (Ekaterinburg)
Alexander G. Zalazinsky (Ekaterinburg)
Anatoly V. Konvalov (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. Povlotskaya (Ekaterinburg)
Evgenii Yu. Prosviryakov (Ekaterinburg)
Nataliya B. Pugacheva (Ekaterinburg)
Igor Yu. Pyshmintsev (Chelyabinsk)
Anatoly B. Rinkevich (Ekaterinburg)
Roman A. Savray (Ekaterinburg)
Alexander S. Smirnov (Ekaterinburg)
Yury V. Subachev (Ekaterinburg)
Alexander I. Ulyanov (Izhevsk)
Yulia V. Khudorozhkova (Ekaterinburg)

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

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

Главный редактор: Горкунов Эдуард Степанович – академик РАН, д.т.н.
Заместители главного редактора: **Сергей Витальевич Смирнов**, д.т.н.; **Сергей Викторович Гладковский**, д.т.н.

Редакционный совет:

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

Буренин Анатолий Александрович, член-корр. РАН, д.ф.-м.н. (Россия)
Горячева Ирина Георгиевна, академик РАН, д.ф.-м.н. (Россия)
Грум Янез, Ph.D, (Республика Словения)
Лебедев Михаил Петрович, член-корр. РАН, д.т.н. (Россия)
Леонтьев Леопольд Игоревич, академик РАН, д.т.н. (Россия)
Ломакин Евгений Викторович, член-корр. РАН, д.ф.-м.н. (Россия)
Матвеев Валерий Павлович, академик РАН, д.т.н. (Россия)
Махутов Николай Андреевич, член-корр. РАН, д.т.н. (Россия)
Миховски Митко Минков, д.т.н. (Республика Болгария)
Морозов Никита Федорович, академик РАН, д.ф.-м.н. (Россия)
Москвичев Владимир Викторович, д.т.н. (Россия)
Панин Сергей Викторович, д.т.н. (Россия)
Фомин Василий Михайлович, академик РАН, д.ф.-м.н. (Россия)
Шао Вэнь-чжу, профессор (Китай)

Редакционная коллегия:

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

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

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

Артемьев Борис Викторович, д.т.н., (Москва)
Батаев Владимир Андреевич, д.т.н. (Новосибирск)
Беляев Александр Константинович, 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)
Георгиев Младен Николов, д.т.н. (София, Республика Болгария)
Дегтярь Владимир Григорьевич, академик РАН, д.т.н. (Миасс)
Емельянов Игорь Георгиевич, д.т.н. (Екатеринбург)
Задворкин Сергей Михайлович, к.ф.-м.н. (Екатеринбург)
Залазиский 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)
Просвиряков Евгений Юрьевич, д.ф.-м.н. (Екатеринбург)
Пугачева Наталия Борисовна, д.т.н. (Екатеринбург)
Пышминцев Игорь Юрьевич, д.т.н. (Челябинск)
Ринкевич Анатолий Брониславович, член-корр. РАН, д.ф.-м.н. (Екатеринбург)
Саврай Роман Анатольевич, к.т.н. (Екатеринбург)
Смирнов Александр Сергеевич, к.т.н. (Екатеринбург)
Субачев Юрий Владимирович, к.т.н. (Екатеринбург)
Ульянов Александр Иванович, д.т.н. (Ижевск)
Худорожкова Юлия Викторовна, к.т.н. (Екатеринбург)

Верстакова Елена Евгеньевна – редактор перевода текста на английский язык

Циклина Ирина Михайловна – редактор текста

Гариева Анна Валерьевна – верстальщик текста

Торлопова Галина Викторовна – помощник редактора

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

Адрес редакции:

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

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

e-mail: dream-journal@mail.ru

http://dream-journal.org

CONTENTS

Kulak S. M., Novikov V. F. and Mitrofanov D. D. Evaluation of stresses in a pressurized vessel by magnetoelastic demagnetization	6
Novikov V. F., Muratov K. P. and Kulak S. M. Applicability of magnetic transducers to measuring strains and evaluating the service life of structural components	15
Smirnov S. V., Veretennikova I. A., Vichuzhanin D. I. and Pestov A. V. Determination of the adhesive strength of a laminated glue material under three-point bending	26
Stolbovsky A. V., Popov V. V., Falakhutdinov R. M. and Murzinova S. A. Specific features of grain structure evolution in hpt-nanostructured tin bronze under subsequent heating	37
Tolmachev T. P., Pilyugin V. P., Patselov A. M., Gapontseva T. M., Plotnikov A. V., Churbaev R. V. and Inozemtsev A. V. Features of the strain-induced dissolution and structure of fracture surfaces in Cu-Co alloys	48
Shveikin V. P. Fatigue failure of natural composite materials	58
Novgorodov D. V. and Rybalko V. G. Features of the evolution of corrosion cracking in gas flow lines	68
Nosov A. P., Gribov I. V., Moskvina N. A., Druzhinin A. V. and Dubinin S. S. Sensors of low-frequency magnetic fields based on FeGa-FeCoGa/metglas/quartz structures	77
Shleenkov A. S., Bulychev O. A., Shleenkov S. A., Novgorodov D. V. TheUMD-101MK flaw detection equipment for automated magnetic inspection of electrically welded small and medium pipes over the entire wall thickness and perimeter	87

СОДЕРЖАНИЕ

Кулак С. М., Новиков В. Ф., Митрофанов Д. Д. оценка напряжений в сосуде с давлением путем магнитоупругого размагничивания	6
Новиков В. Ф., Муратов К. Р., Кулак С. М. Возможности магнитных преобразователей для измерения деформации и оценки эксплуатационного ресурса элементов конструкции	15
Смирнов С. В., Веретенникова И. А., Вичужанин Д. И., Пестов А. В. определение адгезионной прочности клеевого слоистого материала при трехточечном изгибе	26
Столбовский А. В., Попов В. В., Фалахутдинов Р. М., Мурзинова С. А. Особенности эволюции зеренной структуры наноструктурированной методом КВД оловянистой бронзы при последующем нагреве	37
Толмачев Т. П., Пилюгин В. П., Пацелов А. М., Гапонцева Т. М., Плотников А. В., Чурбаев Р. В., Иноземцев А. В. Особенности деформационного растворения и строения поверхностей разрушения сплавов системы Cu-Co	48
Швейкин В. П. Особенности усталостного разрушения естественных композиционных материалов	58
Новгородов Д. В., Рыбалко В. Г. Особенности развития коррозионного растрескивания на газопроводах-шлейфах	68
Носов А. П., Грибов И. В., Москвина Н. А., Дружинин А. В., Дубинин С. С. Сенсоры низкочастотных магнитных полей на основе структур FeGa-FeCoGa/Metglas/кварц	77
Шлеенков А. С., Булычев О. А., Шлеенков С. А., Новгородов Д. В. Дефектоскопический комплекс УМД-101МК для автоматизированного магнитного контроля электросварных труб малого и среднего диаметров по всему периметру и всей толщине стенки ...	87

Received: 11.10.2019

Revised: 15.11.2019

Accepted: 20.12.2019

DOI: 10.17804/2410-9908.2019.6.006-014

EVALUATION OF STRESSES IN A PRESURIZED VESSEL BY MAGNETOELASTIC DEMAGNETIZATION

S. M. Kulak^{a)*}, V. F. Novikov^{b)}, and D. D. Mitrofanov^{c)}

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

a)  <https://orcid.org/0000-0002-5970-8893>  ksm-rabochi@rambler.ru;

b)  <https://orcid.org/0000-0002-1987-351X>

*Corresponding author. E-mail: ksm-rabochi@rambler.ru
Address for correspondence: ul. Melnikaite, 70, Tyumen, 625039, Russian Federation

Magnetoelastic demagnetization of the wall of a Propane gas cylinder undergoing tensile strains in two orthogonal directions under the influence of water pressure from the inside is studied. The magnetoelastic sensitivity of the anisotropic residual magnetization and the coercive force of a complexly loaded steel wall to elastic stresses is determined.

Keywords: stressed state of steel, magnetization, magnetoelastic demagnetization, magnetic stray field of residually magnetized steel.

References

1. Standart *GOST R 56542-2015*: Non-destructive testing. Classification of types and methods. Moscow, Standartinform Publ., 2019. (In Russian).
2. Gorkunov E.S., Yakushenko E.I., Zadvorkin S.M., Mushnikov A.N. The effect of elastic de-formations on the magnetic properties of chromium-Nickel steels. *Physics of Metals and Metallography*, 2015, vol. 116, no. 2, pp. 156–164. DOI 10.7868/S0015323015020072.
3. *Nerazrushayushchiy control: spravochnik, Magnitnye metody kontrolya*, t. 6, kn. 1 [Nondestructive Testing: A Handbook in 7 vols, V.V. Klyuev, ed., Klyuev V.V., Muzhitskiy V.F., Gorkunov E.S., and Shcherbinin V.E. Magnetic Testing Methods, vol. 6, book 1]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2004, 832 p. (In Russian).
4. Klyuev V.V., Muzhitskiy V.F., Gorkunov E.S., and Shcherbinin V.E. *Nerazrushayushchiy control. Magnitnye metody kontrolya*, kn.1, t. 6 [Nondestructive Testing, Magnetic Testing Methods, book 1, vol 6]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2006, 375 p. (In Russian).
5. Birss R.B., Fauncer C.A., Isaak E.D. Magneto-mechanical effects in iron and iron-carbon alloys. *J. Appl. Phys.*, 1971, vol. 4, pp. 1040–1048. DOI: 10.1088/0022-3727/4/7/322.
6. Atherton D.L., Jiles D.C. Effects of stress on the magnetization of steel. *IEEE Trans. Magn.*, 1983, vol. 19, no. 5, pp. 2021–2023. DOI: 10.1109/TMAG.1983.1062784.
7. Novikov V.F., Yatsenko T.A., Bakharev M.S. *Rus. J. Nondestr. Test.*, 2001, vol. 37, no. 11, pp. 799–804; *Rus. J. Nondestr. Test.*, 2002, vol. 38, no. 4, pp. 231–237.
8. Kostin V. N., Tsarkova T. P., Nichipuruk A. P., Loskutov V. E., Lopatin V. V., Kostin K. V. Irreversible Changes in the Magnetization as Indicators of Stress-strain State of Ferromagnetic Objects. *Rus. J. Nondestr. Test.*, 2009, vol. 45, no. 11, pp. 786–798. DOI: 10.1134/S1061830909110059.
9. Zakharov V.A., Ul'yanov A.I., Gorkunov E.S. Regularities of the change in the coercive force under biaxial asymmetric deformation of steel 3. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2010, vol. 46, no. 3, pp. 194–205. DOI: 10.1134/S1061830910030071.

10. Novikov V.F., Sorokina S.V., Kudryashov M.E., Zakharov V.A., and Ul'yanov A.I., The influence of biaxial elastic deformation on the coercive force and local remanent magnetization of construction steels. *Russ. J. Nondestr. Test.*, 2010, vol. 46, no. 7, pp. 520–526. DOI: 10.1134/S1061830910070065.
11. Kulak S.M., Novikov V.F., Probotyuk V.V., Vatsenkov S. M., Fursov E.S. Magnetic Testing of Stressed State of Hydrotested Gas-Separator Wall. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2019, vol. 55, no. 3, pp. 225–232. DOI: 10.1134/S1061830919030070.
12. Muzhitskii V.F., Popov B.E., and Bezlyud'ko G.Ya. Magnetic Measurements of Stressed-Strained States and Remaining Service Lives of Steel Structures in Hoisting Machines and Pressurized Vessels. *Russ. J. Nondestr. Test.*, 2001, vol. 37, no. 1, pp. 29–36.
13. Zakharov V.A., Ul'yanov A.I., and Gorkunov E.S. Coercive Force of Ferromagnetic Steels under Biaxial Symmetric Tension of Materials. *Rus. J. Nondestr. Test.*, 2011, vol. 47, no. 6, pp. 359–368. DOI: 10.1134/S1061830911060106.
14. Novikov V.F., Muratov K.R., Kulak S.M., Sorokina S.V., Ustinov V.P., Radchenko A.V. On controlling stresses in a complexly loaded steel construction by magnetoelastic demagnetization. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2016, vol. 52, no. 6, pp. 357–361. DOI: 10.1134/S1061830916060073.
15. Novikov V.F., Prilutsky V.V. The properties of stripe-shaped residual magnetization and the possibilities for its application for nondestructive testing. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2014, vol. 50, pp. 396–401. DOI: 10.1134/S1061830914070080.
16. *GOST-15860*. Steel welded cylinders for liquefied hydrocarbon gases at pressure up to 1.6 MPa. Specifications. Moscow, IPK Izdatelstvo standartov Publ., 1984. (In Russian).
17. Borodavkin P.P. and Sinyukov A.M. *Prochnost' magistral'nykh truboprovodov* [Strength of the Main Pipelines]. Moscow, Nedra Publ., 1984. (In Russian).
18. Vonsovskii S.V. and Shur Ya.S. *Ferromagnetizm* [Ferromagnetism]. Moscow, OGIZ Publ., 1948. (In Russian).

Подана в журнал: 11.10.2019

УДК 620.179.14

DOI: 10.17804/2410-9908.2019.6.006-014

ОЦЕНКА НАПРЯЖЕНИЙ В СОСУДЕ С ДАВЛЕНИЕМ ПУТЕМ МАГНИТОУПРУГОГО РАЗМАГНИЧИВАНИЯ

С. М. Кулак^{a)*}, В. Ф. Новиков^{b)}, Д. Д. Митрофанов^{b)}

*ФГБОУ Тюменский индустриальный университет,
38, ул. Володарского, г. Тюмень, Российская Федерация*

a)  <https://orcid.org/0000-0002-5970-8893>  ksm-rabochi@rambler.ru;

b)  <https://orcid.org/0000-0002-1987-351X>

* Ответственный автор. Электронная почта: ksm-rabochi@rambler.ru
Адрес для переписки: г. Тюмень, ул. Мельникайте, 70, Российская Федерация

Проведены исследования магнитоупругого размагничивания стенки газового баллона «Пропан», испытывающей деформации растяжения в двух ортогональных направлениях под действием давления воды изнутри. Определена магнитоупругая чувствительность анизотропной остаточной намагниченности и коэрцитивной силы сложнонагруженной стальной стенки к упругим напряжениям.

Ключевые слова: напряженное состояние стали, намагничивание, магнитоупругое размагничивание, магнитное поле рассеяния остаточно-намагниченной стали.

1. Введение

Изменение параметров магнитного гистерезиса сталей при их механической деформации является физической основой одноименных приборных методов неразрушающего контроля напряженно-деформированного состояния конструкций, изготавливаемых из них [1–6].

Напряженно-деформированное состояние (НДС) многих изделий и конструкций из ферромагнитных материалов (сталей) формируется под действием не только их одноосной деформации. Чаще всего многие стальные конструкции находятся в сложнонапряженном состоянии, когда они одновременно испытывают двух- или трехосные нагрузки, действующие вдоль взаимно-перпендикулярных направлений. Такая ситуация встречается, например, при эксплуатации трубопроводов, сосудов высокого давления, стенки которых испытывают сложнонапряженное состояние (двухосную упругую и пластическую деформацию). Однако при этом магнитоупругое поведение ферромагнитных материалов реальных конструкций под действием симметричных и ассиметричных напряжений мало изучено [7–11].

В плане изучения и разработки магнитных методов неразрушающего контроля напряженного состояния, актуальным является исследование магнитоупругих явлений не только на модельных образцах, подвергаемых в лабораторных условиях одноосным деформациям [7, 8], но и на реальных стальных конструкциях, испытывающих при эксплуатации многоосные деформации [9–14].

Цель работы – определение эквивалентных напряжений в стенке сосуда с давлением по магнитоупругому размагничиванию анизотропной локальной намагниченности.

Задачи исследования:

- определение компонент напряжений в сложнагруженной стальной конструкции;
- исследование зависимости анизотропии напряженности магнитного поля рассеяния локальной остаточной намагниченности стали и коэрцитивной силы от уровня напряжений, создаваемых двухосной деформацией.

В работе [11] изложены результаты исследования магнитоупругого размагничивания стенки газового сепаратора, испытывающей воздействие давления воды изнутри конструкции. Такое воздействие на стенку создавало в ней напряженное состояние, которое можно считать двухосным. При этом намагничивание стенки в виде двух пар осевых полос N-S осуществлялось только вдоль действия кольцевых напряжений. Это позволило обнаружить неоднородное по величине изменение напряженности магнитного поля рассеяния в разных точках остаточно-намагниченной стенки газового сепаратора при увеличении внутреннего давления до 18 МПа, что объясняется особенностями его конструкции и термической обработки. Поэтому актуальным явилось исследование и количественное сравнение магнитоупругого размагничивания сложнагруженной конструкции, находящейся в однородном напряженном состоянии, при ее намагничивании вдоль каждого направления действующих деформаций.

2. Материалы и методика исследований

Исследования проводились на газовом баллоне «Пропан» объемом 50 л, состоящем из тонкостенной цилиндрической обечайки (высота баллона 1015 мм, внешний диаметр 299 мм, толщина стенки 3 мм) и выпуклых торцевых стенок в виде полусфер, изготовленных из стали Ст3 [16]. Баллон рассчитан на рабочее внутреннее давление газа 1,6 МПа, испытательное давление 2,5 МПа, разрушающее – не менее 5 МПа. Выбор такого объекта исследования обусловлен его простейшим устройством, необходимыми (достаточными) геометрическими размерами, а также возможностью создания в его стенке асимметричного напряженного состояния относительно двух ортогональных направлений. При заполнении такого сосуда водой под давлением его боковая стенка будет испытывать в каждой точке неоднородные деформации растяжения вдоль кольцевой и осевой линий [17]. Компонентой напряжений, перпендикулярной поверхности боковой стенки баллона, можно пренебречь ввиду ее малости, поэтому для решения поставленных в исследовании задач по магнитоупругому размагничиванию сложнагруженной конструкции можно ограничиться двухосными, а не трехосными напряжениями. Для определения величины ортогональных деформаций стенки газового баллона в работе использовался тензометрический метод.

В ходе проводимых исследований баллон заполнялся водой и соединялся с ручным опрессовщиком RP 30, с помощью которого создавалось внутреннее давление не более 3,5 МПа. На поверхность боковой стенки баллона в трех равноудаленных друг от друга точках одной осевой линии длиной 0,5 м наклеивались по два константановых тензорезистора для измерения ее кольцевой ε_k и осевой ε_o деформации растяжением. Соответствующие механические напряжения растяжения σ_k и σ_o , создаваемые ими в стенке баллона рассчитывались как для тонкостенной оболочки, а эквивалентные $\sigma_{\text{эКВ}}$ – по четвертой энергетической теории прочности [17]. В результате тензометрических исследований деформации боковой стенки баллона, вызванной давлением воды до $P = 3$ МПа было установлено, что величина σ_k в трех точках на ее поверхности одинакова и превышает в четыре раза σ_o (рис. 1). Поэтому можно считать напряженное состояние боковой стенки газового баллона однородным по величине. Четырехкратное превышение результатов измерения ε_k над ε_o может быть вызвано наличием преобладающих остаточных внутренних механических напряжений в стали, ориентированных вдоль кольцевого направления в стенке, создаваемых после закручивания в цилиндр стального листа в процессе изготовления баллона и недостаточной термической обработки готового изделия после сборки.

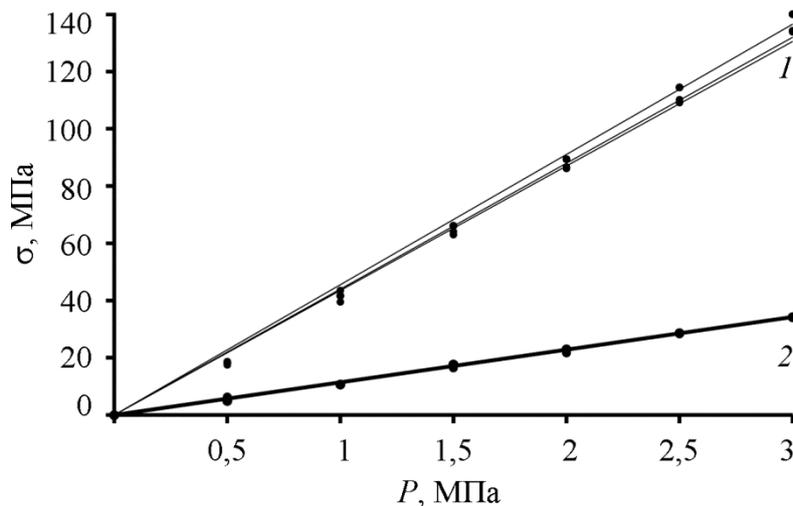


Рис. 1. Зависимость кольцевых σ_k (1) и осевых σ_o (2) механических напряжений в трех точках одной осевой линии стенки газового баллона от внутреннего давления P воды в нем (по результатам тензометрии)

Магнитоупругое размагничивание сложно нагруженной стенки газового баллона исследовалось отдельно при двух способах ее локального намагничивания: вначале вдоль действия кольцевых, затем вдоль осевых деформаций. Для этого использовались два типа перекачиваемых H – образных намагничивающих устройств на основе постоянного магнита SmCo_5 , отличающихся формой полюсных наконечников, позволяющих создавать локально остаточное намагниченное состояние в выделенных областях стенки баллона. Устройство первого типа с полюсными наконечниками в форме диска перемещалось качением по двум кольцевым линиям стенки баллона, расположенным на расстоянии 150 мм друг от друга и намагничивало ее вдоль направления действия осевых напряжений. Для локального намагничивания стенки баллона вдоль действия кольцевых напряжений применялось устройство второго типа, у которого полюсные наконечники были выполнены в форме близкой к усеченному конусу, позволяющей минимизировать воздушный зазор между ними и намагничиваемой цилиндрической поверхностью боковой стенки. Устройство также перемещалось качением вдоль двух параллельных осевых линий стенки, расположенных на расстоянии 180 мм друг от друга. При этом в каждом случае намагничивания формировались по две полосы N-S локальной остаточной намагниченности, ориентированной встречно друг другу. Тем самым исключалось влияние магнитного поля лаборатории и намагниченности конструкции на результаты измерений [11, 15]. Измерение в максимуме нормальной и тангенциальной составляющих вектора напряженности магнитного поля рассеяния вдоль каждой полосы N-S остаточной намагниченности проводилось феррозондовым магнитометром ИКНМ-2ФП в шести равноудаленных друг от друга точках [11].

3. Результаты и их обсуждение

Результаты исследования магнитоупругого размагничивания стенки баллона в одной из ее точек, расположенной на пересечении осевой и кольцевой линий показаны на рис. 2.

Как видно наибольшие изменения δH напряженности магнитного поля рассеяния локальной остаточной намагниченности сложно нагруженной стенки баллона получены при ее намагничивании вдоль действия кольцевых напряжений (рис. 2 б), создаваемой соответствующей деформацией. Подобные закономерности и отличия размагничивания δH были получены для каждой из четырех точек пересечения обеих осевых и кольцевых линий, вдоль которых производилось намагничивание (перемещение намагничивающе-

го устройства). Обращает на себя внимание, что составляющие напряжений σ_k и δ_o отличаются более чем в три раза (рис. 1), тогда как отличия δH при соответствующих направлениях намагничивания убывают от четырехкрат до 1,7 при изменении эквивалентных напряжений $\sigma_{\text{ЭКВ}} = 44 \div 146$ МПа.

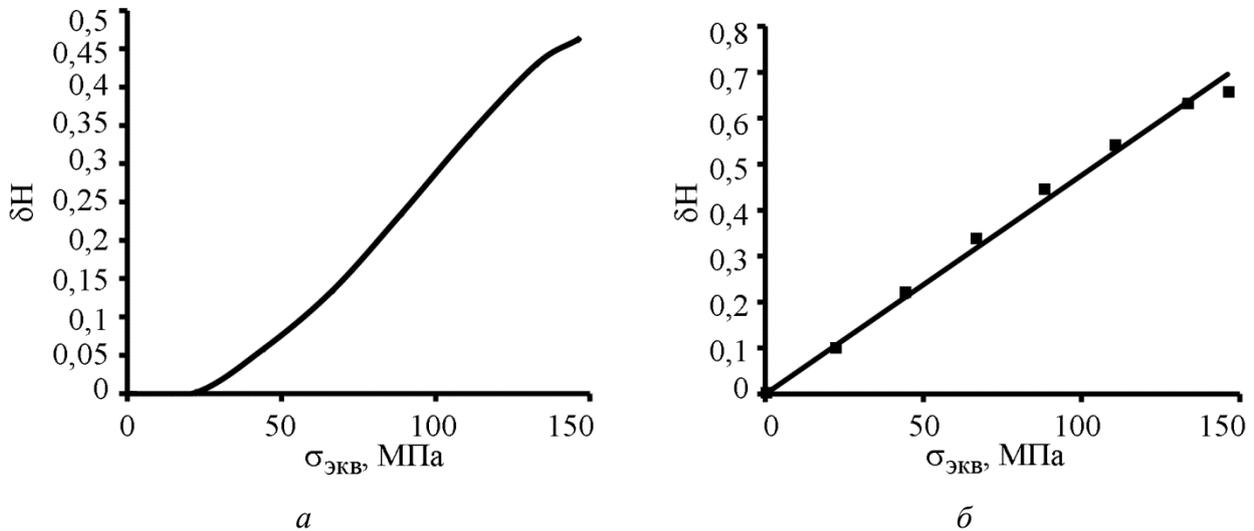


Рис. 2. Зависимость относительного изменения δH напряженности магнитного поля рассеяния локальной остаточной намагниченности стенки баллона, намагниченной вдоль (а) и поперек (б) его оси от эквивалентных напряжений $\sigma_{\text{ЭКВ}}$, создаваемых действием внутреннего давления

Эффект магнитоупругого размагничивания стали в основном определяется ее гистерезисными свойствами и магнитоупругой энергией. Эффективность перестройки магнитных фаз в результате действия напряжений определяется, как известно, магнитоупругой энергией [18]:

$$\Delta W_{\text{му}} = -\frac{3}{2} \lambda_s \sigma \cos^2 \varphi,$$

где λ_s – константа магнитострикции; σ – упругие напряжения; φ – средний угол между магнитными моментами доменов и направлением приложения напряжений. Под действием напряжений магнитная система (домены и их границы) перестраивается для достижения минимума ее энергии.

При нагружении внутренним давлением намагниченного вдоль кольца участка стенки баллона напряжение σ_k будет стремиться увеличить объем доменов с соосными векторами намагничивания, но так как они уже в основном выстроены магнитным полем вдоль направления напряжения σ_k (угол φ невелик), то и престройка соосных магнитных фаз и связанное с этим размагничивание за счет этого не будет большим. Вторая компонента сложного напряжения σ_o будет стремиться переориентировать вектора намагниченности из поперечного в продольное (кольцевое) направление, но так как $\sigma_k \gg \sigma_o$, то объем магнитных фаз ориентированных поперечно оси не будет большим.

Если вектор остаточной намагниченности стали будет ориентирован вдоль оси цилиндра (в направлении меньшего напряжения σ_o), то действие поперечных кольцевых напряжений перестраивая доменную структуру (изменяя ориентацию магнитных моментов в поперечном направлении) вызовет большую перестройку магнитных фаз, по сравнению с осевыми напряжениями, что приведет к увеличению степени магнитоупругого размагничивания и значительному увеличению магнитоупругой чувствительности. В результате кривые

на рис. 2 а и 2 б не смотря на существенную разницу $\sigma_k \gg \sigma_0$ сблизятся, а разница в магнитоупругой чувствительности уменьшится.

На рис. 3 а показано распределение эквивалентных напряжений вдоль кольцевой (1) и осевой (2) линий длиной $L = 0,5$ м каждая, оцениваемых по величине убыли напряженности магнитного поля рассеяния их остаточной намагниченности в точках с интервалом в 0,1 м (рис. 3 б).

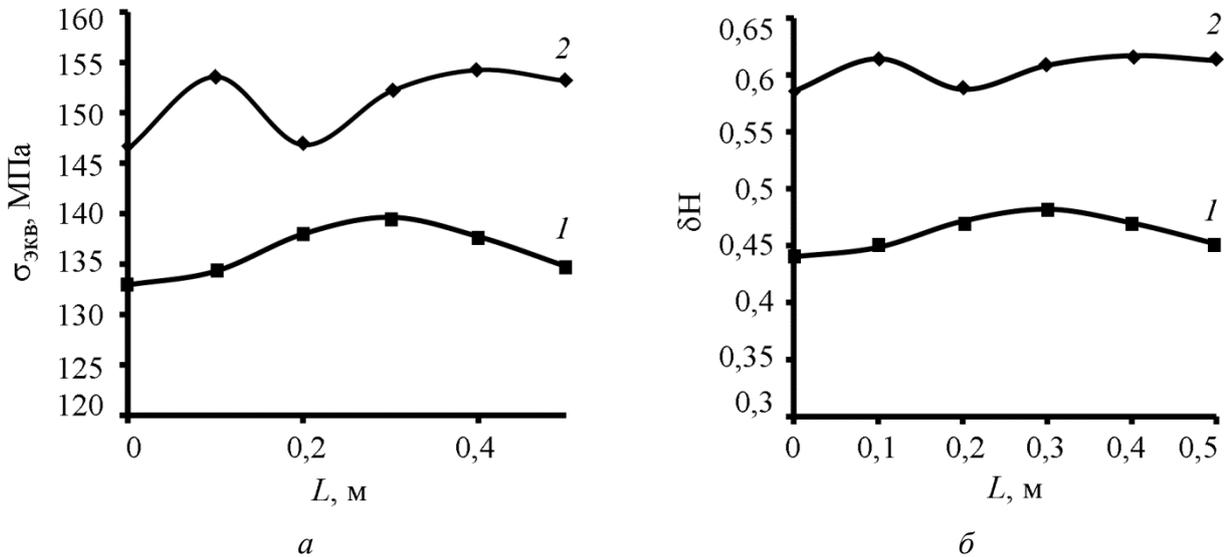


Рис. 3. Распределение эквивалентных напряжений (а) и относительной убыли напряженности магнитного поля рассеяния остаточной намагниченности (б) вдоль кольцевой (1) и осевой (2) линий боковой стенки баллона при максимальном внутреннем давлении воды $P = 3,3$ МПа

Как видно из рис. 3 а уровень эквивалентных напряжений вдоль кольцевой линии стенки баллона изменяется от 133 до 139 МПа, а вдоль осевой линии от 147 до 153 МПа. Разный уровень магнитоупругого размагничивания (рис. 3 б) в шести точках как осевой, так и кольцевой линий при условии однородности напряженного состояния баллона объясняется отличием магнитоупругой чувствительности стали в них. Учет величины магнитоупругой чувствительности стали в каждой контролируемой точке конструкции позволит повысить точность оценки уровня механических напряжений магнитоупругим методом.

В каждой из шести точек, выбранных для измерения поля остаточной намагниченности осевых и кольцевых N-S полос стенки баллона производился также контроль коэрцитивной силы H_c при увеличении внутреннего давления P воды в нем. При этом для исключения влияния внутреннего магнитного поля стальной стенки на результаты этих измерений полюсные наконечники блока коэрцитиметра КРМ – Ц – К2М располагались вдоль кольцевой линии, производилось измерение H_c , блок разворачивался на 180° и измерение повторялось, результат которого затем усреднялся с полученным до этого. Аналогичным образом поступали при измерении коэрцитивной силы H_c стенки баллона вдоль действия осевых напряжений.

Результаты измерения коэрцитивной силы стенки газового баллона в той же точке, что и рис. 2. показан на рис. 4. Видно, что анизотропия коэрцитивной силы растет вследствие неодинаковости анизотропии составляющих напряжений (рис. 5). Убыль коэрцитивной силы, измеренной вдоль действия наращиваемых кольцевых напряжений превышает ее прирост, вдоль направления действия увеличиваемых осевых напряжений. При этом результат измерения H_c баллона в исходном (не нагруженном состоянии) заметно отличается от значений, полученных в работах [10, 13] на стали Ст3, из которой согласно [16] должны изготавливаться такие конструкции.

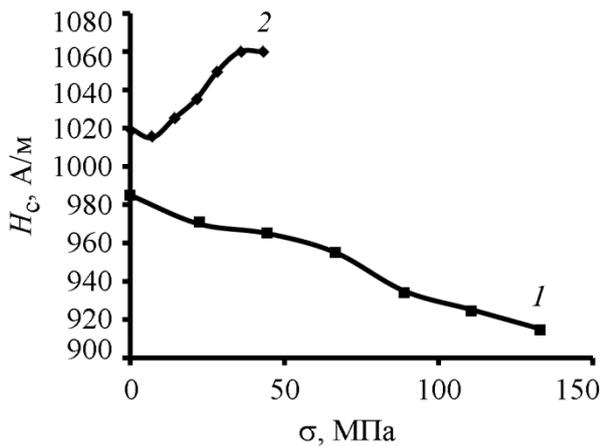


Рис. 4. Зависимость H_c измеренной вдоль кольца от кольцевых σ_k напряжений (1) и H_c измеренной вдоль оси от осевых σ_o напряжений (2)

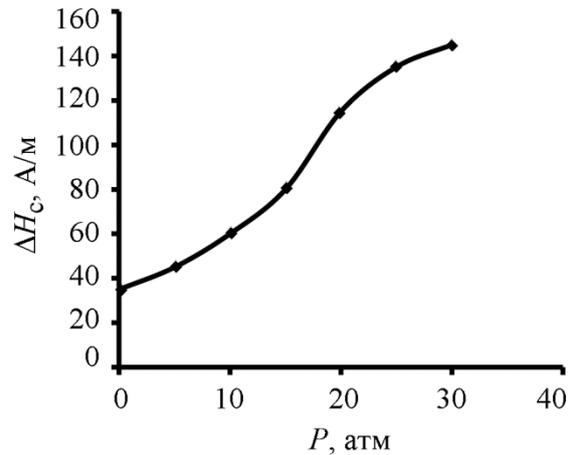


Рис. 5. Зависимость разности (анизотропии) коэрцитивной силы H_c измеренной вдоль оси и кольца баллона от внутреннего давления в нем

Видно, что коэрцитивная сила H_c , измеренная вдоль оси баллона возрастает на 4 % и ее чувствительность к соответствующим напряжениям σ_o порядка $0,92 \cdot 10^{-3} \text{ (МПа)}^{-1}$. В то время как изменение H_c стальной стенки баллона измеренной вдоль действия кольцевых напряжений σ_k и чувствительность к ним соответственно равны 7 % и $0,53 \cdot 10^{-3} \text{ (МПа)}^{-1}$. Как известно [7] в поперечном направлении при одноосной деформации стали H_c только возрастает, а в продольном вначале уменьшается, а затем возрастает. При двухосном ортогональном растяжении стенки газового баллона создается анизотропия механических напряжений, формирующая анизотропию магнитной текстуры ферромагнетика (стали) с преобладанием в ней магнитных моментов ориентированных вдоль кольцевого направления, поскольку $\sigma_k \gg \sigma_o$, а, следовательно, и уменьшению напряженности внешнего магнитного поля (т. е. H_c), необходимого для перемагничивания стенки в этом направлении. Изменение разности значений коэрцитивной силы ΔH_c , измеряемой соосно главным действующим в стенке баллона напряжениям σ_k и σ_o с ростом величины внутреннего давления P показано на рис. 5.

4. Заключение

Установлено, что анизотропная локальная намагниченность стенки баллона, ориентированная вдоль действия осевых напряжений, создаваемых внутренним давлением убывает на 30 % медленнее по сравнению с ортогональной к ней локальной намагниченностью ориентированной вдоль кольцевых напряжений.

Магнитоупругая чувствительность остаточной намагниченности сложно нагруженной в упругой области стали заметно выше чувствительности ее коэрцитивной силы, что позволяет с большей разрешающей способностью контролировать распределение напряжений в сосудах с давлением.

Литература

- ГОСТ Р 56542-2015. Национальный стандарт Российской Федерации. Контроль неразрушающий. Классификация видов и методов / введ. 2016-06-01. – М. : Стандартинформ, 2019.
- The effect of elastic de-formations on the magnetic properties of Chromium-Nickel steels / E. S. Gorkunov, E. I. Yakushenko, S. M. Zadvorkin, A. N. Mushnikov // Physics of Metals and Metallography. – 2015. – Vol. 116, no. 2. – P. 156–164. – DOI 10.7868/S0015323015020072.

3. Неразрушающий контроль : справочник : в 7 т. / под общ. ред. В. В. Клюева. Т. 6 : в 3 кн. Кн. 1 : Магнитные методы контроля / В. В. Клюев, В. Ф. Мужичкий, Э. С. Горкунов, В. Е. Щербинин. – М. : Машиностроение, 2004. – 832 с.
4. Неразрушающий контроль. Магнитные методы контроля. Т. 6, кн. 1 / В. В. Клюев, В. Ф. Мужичкий, Э. С. Горкунов, В. Е. Щербинин. – Москва : Машиностроение, 2006. – 375 с.
5. Birss R. B., Faucher C. A., Isaak E. D. Magneto-mechanical effects in iron and iron-carbon alloys // *J. Appl. Phys.* – 1971. – Vol. 4. – P. 1040–1048. – DOI: 10.1088/0022-3727/4/7/322.
6. Atherton D. L., Jiles D. C. Effects of stress on the magnetization of steel // *IEEE Trans. Magn.* – 1983. – Vol. 19, iss. 5. – P. 2021–2023. – DOI: 10.1109/TMAG.1983.1062784.
7. Novikov V. F., Yatsenko T. A., Bakharev M. S. // *Rus. J. Nondestr. Test.* – 2001. – Vol. 37, no. 11. – P. 799–804 // *Rus. J. Nondestr. Test.* – 2002. – Vol. 38, no. 4. – P. 231–237.
8. Irreversible Changes in the Magnetization as Indicators of Stress-strain State of Ferromagnetic Objects / V. N. Kostin, T. P. Tsarkova, A. P. Nichipuruk, V. E. Loskutov, V. V. Lopatin, K. V. Kostin // *Rus. J. Nondestr. Test.* – 2009. – Vol. 45, no. 11. – P. 786–798. – DOI: 10.1134/S1061830909110059.
9. Zakharov V. A., Ul'yanov A. I., Gorkunov E. S. Regularities of the change in the coercive force under biaxial asymmetric deformation of steel 3 // *Russian Journal of Nondestructive Testing.* – 2010. – Vol. 46, no. 3. – P. 194–205. – DOI: 10.1134/S1061830910030071.
10. The influence of biaxial elastic deformation on the coercive force and local remanent magnetization of construction steels / V. F. Novikov, S. V. Sorokina, M. E. Kudryashov, V. A. Zakharov, and A. I. Ul'yanov // *Russ. J. Nondestr. Test.* – 2010. – Vol. 46, no. 7. – P. 520–526. – DOI: 10.1134/S1061830910070065.
11. Magnetic Testing of Stressed State of Hydrotested Gas-Separator Wall / S. M. Kulak, V. F. Novikov, V. V. Probotyuk, S. M. Vatsenkov, E. S. Fursov // *Russian Journal of Nondestructive Testing.* – 2019. – Vol. 55, no. 3. – P. 225–232. – DOI: 10.1134/S1061830919030070.
12. Muzhitskii V. F., Popov B. E., and Bezlyud'ko G. Ya. Magnetic Measurements of Stressed-Strained States and Remaining Service Lives of Steel Structures in Hoisting Machines and Pressurized Vessels // *Russ. J. Nondestr. Test.* – 2001. – Vol. 37, no. 1. – P. 29–36.
13. Zakharov V. A., Ul'yanov A. I., and Gorkunov E. S. Coercive Force of Ferromagnetic Steels under Biaxial Symmetric Tension of Materials // *Rus. J. Nondestr. Test.* – 2011. – Vol. 47, no. 6. – P. 359–368. – DOI: 10.1134/S1061830911060106.
14. On controlling stresses in a complexly loaded steel construction by magnetoelastic demagnetization / V. F. Novikov, V. P. Ustinov, A. V. Radchenko, K. R. Muratov, S. M. Kulak, S. V. Sorokina // *Russian Journal of Nondestructive Testing.* – 2016. – Vol. 52, no. 6. – P. 357–361. – DOI: 10.1134/S1061830916060073.
15. Novikov V. F., Prilutskii V. V. The properties of stripe-shaped residual magnetization and the possibilities for its application for nondestructive testing // *Russian Journal of Nondestructive Testing.* – 2014. – Vol. 50. – P. 396–401. – DOI: 10.1134/S1061830914070080.
16. ГОСТ 15860-84. Баллоны стальные сварные для сжиженных углеводородных газов на давление до 1,6Мпа / введ. 1985-07-01. – Москва : ИПК Издательство стандартов, 1984.
17. Бородавкин П. П., Синюков А. М. Прочность магистральных трубопроводов. – М. : Недра, 1984. – 248 с.
18. Вонсовский С. В., Шур Я. С. Ферромагнетизм. – М.-Л. : ГИТТЛ, 1948. – 816 с.

Received: 11.10.2019

Revised: 15.10.2019

Accepted: 20.12.2019

DOI: 10.17804/2410-9908.2019.6.015-025

APPLICABILITY OF MAGNETIC TRANSDUCERS TO MEASURING STRAINS AND EVALUATING THE SERVICE LIFE OF STRUCTURAL COMPONENTS

V. F. Novikov^{a)}, K. P. Muratov^{b)}, and S. M. Kulak^{c)}*

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

^{a)}  <https://orcid.org/0000-0002-1987-351X>

^{b)}  <https://orcid.org/0000-0002-8079-2022>

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

*Corresponding author. E-mail: ksm-rabochi@rambler.ru

Address for correspondence: ul. Melnikaite, 70, Tyumen, 625039, Russian Federation

Magnetoelastic demagnetization of wires and foils made of ferromagnetic materials is studied during cyclic mechanical tests. The behavior of the magnetic properties of the 30Kh13 and 30K4MVI steels allowing their use in foil or wire design as magnetic transducers of strains in structures and structural components is revealed. Sensors of this type can be more highly sensitive than tensoresistive ones, they are wireless, less time-consuming to install, and more cost-effective.

Keywords: strain gauge, fatigue of structures, magnetoelastic demagnetization, cyclic loads.

References

1. Terent'ev V.F. and Korableva S.A. *Uсталost metallov* [Fatigue of Metals]. Moscow, Nauka Publ, 2015, 479p.
2. Nesterenko B.G. Development of regulatory requirements for fatigue and survivability of civilian transport aircraft. *Problemy mashinostroeniya i nadyozhnosti mashin*, 2010, no. 6, pp.117–126. DOI: 10.3103/S1052618810060154. (In Russian).
3. Panin S.V., Burkov M.V., Lyubutin P.S., Altukhov Yu.A., Khizhnyak S.A. Application of integral-type deformation pickups for evaluating the fatigue damage of carbon composites *Rossiyskiy zhurnal nerazrushayushchego kontrolya*, 2014, Vol. 50, no. 5, pp. 288-298. (In Russian).
4. Syzrantsev V.N. and Golofast S.L. *Izmerenie tsiklicheskiy deformatsiy i prognozirovaniye dolgovechnosti detaley po pokazaniyam datchikov deformatsii integralnogo tipa* [Measurement of Cyclic Deformation and Prediction of Component Life from Deformation Sensor Readings of an Integral Type]. Novosibirsk, Nauka Publ., 2004. (In Russian).
5. Kopnov V.A., Kotelnikov A.P. Forecasting of metal structures resource on transport machines by stress sensors of integral type. *Izvestiya Vysshykh Uchebnykh Zavedeniy. Gornyy Zhurnal*, 2009, no. 3, pp. 76–82. (In Russian).
6. Kotelnikov A.P. How to use film deformation pickups of integral type in mode of deformation diagnostic of transport fabricated metals. *Transport Urala*, 2006, no. 3 (10), pp. 57–61. (In Russian).
7. Titorenko K.V., Dudko A.V. The study of metal fatigue with the use of strain gauges. *In: Nauchnyi poisk, Teoriya i praktika, Almanakh: sbornik. Ufa*, 2017, pp. 66–69. (In Russian).
8. Popov B.E., Bezlyud'ko G.Ya., Elkina E.I., and Solomakha R.N., Metal fatigue testing by the coercimetric method as an objective primary basis for the diagnostics of equipment and structures. *V Mire NK*, 2009, no. 2 (44), pp. 28–32. (In Russian).

9. Dmitriev V.F. Wireless surface acoustic wave deformation sensor. *Voprosy Radioelektroniki*, 2012, vol. 2, no. 1, pp. 153–162. (In Russian).
10. Fedortsev R.V., Rogozhinsky E.Yu., Barkin K.V., Cherenko D.V. Research of value of deformation, stress and self frequency oscillation of the star sensor with equivalent inertial weighting. *Devices and Methods of Measurements*, 2011, no. 2, pp. 92–98. (In Russian).
11. Barannikov V.A., Nikolaeva E.A., Kasatkina S.N. Simple electromagnetic sensor of instantaneous deformations. *Zavodskaya Laboratoriya. Diagnostika Materialov*, 2007, vol. 73, no. 3, pp. 66–68. (In Russian).
12. Novikov V.F. and Bakharev M.S. Magnitnaya diagnostika mekhanicheskikh napryazheniy v ferromagnetikakh [Magnetic Diagnostics of Mechanical Stresses in Ferromagnets]. Tyumen, Vektor Buk Publ., 2001. (In Russian).
13. Novikov V.F., Neradovsky D.F., Fedorov B.V., Strokova A.V. Magnetoelastic phenomena in residually magnetized cobalt steel. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2017, vol. 53, iss. 3, pp 198–203. DOI: 10.1134/S1061830917030068.
14. Novikov V.F., Muratov K.R., Paderin K.S., Bakharev M.S., Rogaleva E.V. Band-cordless deformation sensor. *Datchiki i sistemy*, 2011, no. 9, pp. 47–49. (In Russian).
15. Novikov V.F., Yatsenko T.A., and Bakharev M.S., *Izv. Vyssh. Uchebn. Zaved. Neft' i Gaz*, 1998, no. 4, pp. 92–102. (In Russian).
16. Novikov V.F., Drozdov N.A., Kulak S.M., Muratov K.R., Neradovskii D.F. Electromagnetic Witness Transducers of Pre-Fracture of Structures. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2019, vol. 55, no. 8, pp. 603–609. – DOI: 10.1134/S1061830919080096.
17. Drozdov N.A. Electromagnetic converters – witnesses of structural failure. In: *Novye tekhnologii – neftegazovomu rayonu. Mater. Vseros. s mezhdunar. uchastiem nauchno-prakt. konf. studentov, aspirantov i molodykh uchenykh* [New Technologies for the Oil and Gas Region. Proc. All-Russ. with int. participation sci.-pract. conf. stud. grad. stud. young sci.]. 2015, pp. 154–157. (In Russian).
18. Fedosenko Yu.K., Shkatov P.N., and Efimov A.G. *Vikhretkovyi kontrol'* [Eddy Current Testing]. Moscow, Spektr Publ., 2011.

Подана в журнал: 11.10.2019
УДК 620.179.14:620.178.3
DOI: 10.17804/2410-9908.2019.6.015-025

ВОЗМОЖНОСТИ МАГНИТНЫХ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ ДЛЯ ИЗМЕРЕНИЯ ДЕФОРМАЦИИ И ОЦЕНКИ ЭКСПЛУАТАЦИОННОГО РЕСУРСА ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИИ

В. Ф. Новиков^{а)}, К. Р. Муратов^{б)}, С. М. Кулак^{в)*}

*ФГБОУ Тюменский индустриальный университет,
38, ул. Володарского, г. Тюмень, Российская Федерация*

^{а)}  <https://orcid.org/0000-0002-1987-351X>

^{б)}  <https://orcid.org/0000-0002-8079-2022>

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

* Ответственный автор. Электронная почта: ksm-rabochi@rambler.ru
Адрес для переписки: г. Тюмень, ул. Мельникайте, 70, Российская Федерация

Исследовано магнитоупругое размагничивание проволок и фольг из ферромагнитных материалов в ходе циклических механических испытаний. Установлены закономерности изменения магнитных свойств, сталей 30X13, 30K4МВИ позволяющие их использование в фольговом или проволочном исполнении в качестве магнитных преобразователей деформации конструкций и их элементов. Такой тип датчиков может быть высокочувствительным по сравнению с тенорезистивными, беспроводным, менее трудоемким в монтаже и более экономически выгодным.

Ключевые слова: датчик деформации, усталость конструкций, магнитоупругое размагничивание, циклические нагрузки.

1. Введение

Определение эксплуатационного ресурса трубопроводов, мостов, машин, самолетов с высокой достоверностью имеет большое экономическое значение. Недооценка ресурса уменьшает эксплуатационный срок изделия и соответственно уменьшает его самокупаемость. Переоценка ресурса чревата авариями и гибелью людей. В мире идет поиск методов информационных параметров для определения предельного ресурса, разрабатываются серьезные математические методы его подсчета. Но без достоверной первичной информации вероятностный подход страдает существенной неопределенностью, требует для безопасной эксплуатации большой запас прочности, что существенно удорожает продукцию. Необходим поиск параметров состояния материала, используемого для контроля усталостных изменений элементов конструкции в процессе их эксплуатации [1–2]. В работах [3–6] предложен метод определения усталостного ресурса с помощью датчиков деформации интегрального типа. Они представляют собой немагнитную фольгу (алюминий, медь, олово, индий), наклеенную на испытуемый образец. В процессе наработки в ней накапливаются дефекты, и фольга начинает темнеть. Информация с датчиков считывается оптическим методом с помощью микроскопа и косвенно оценивается степень наработки элемента конструкции.

Определение деформации элементов конструкций можно осуществлять с помощью наклеиваемых на них электрических тензодатчиков [7]. При этом надежность использования тензодатчиков и точность их показаний обусловлена качеством приклейки, процедура которой зачастую является трудоемкой, и не осуществимой в условиях низких температур. Такие датчики нуждаются в соединительных проводах, которые иногда трудно совместимы

с динамичностью конструкции. Поэтому актуальным является вопрос создания перспективно новых датчиков деформации, которые могут обходиться без соединительных проводов [9], обладать элементом памяти, а съем информации можно осуществлять дистанционно с помощью датчиков магнитного поля [8]. Для таких случаев полезным могли бы быть преобразователи (датчики) в виде фольги или проволоки из магнитных материалов сплавов. Физической основой работы преобразования деформации в электрический сигнал являются необратимый или квазиобратимый магнитоупругие явления наблюдаемые в ферромагнитных материалах [12, 13]. Магнитоупругое размагничивание ферромагнетика (МУР) заключается в необратимом изменении его остаточной намагниченности (M) при приложении механических напряжений y (так называемая магнитоупругая «память»). Квазиобратимое магнитоупругое явление (пьезомагнитный эффект остаточного намагниченного состояния (ПМЭ)) заключается в следующем: у некоторых ферромагнитных сплавов после их намагничивания и приложения многократных нагрузок в упругой области остаточная намагниченность M не исчезает. А последующие нагружения сопровождаются установившимся квазиобратимым изменением намагниченности (и соответственно ее магнитным полем рассеяния).

2. Материалы и методика исследований

Цель работы – исследование необратимых и квазиобратимых изменений магнитного поля рассеяния (намагниченности) проволочного и фольговых образцов, находящихся в остаточном намагниченном состоянии под действием циклически создаваемых напряжений. Для изготовления образцов в виде фольги размерами $(0,1 \times 15 \times 15)$ мм и проволоки диаметром $d = 1$ мм, длиной до $l = 100$ мм использовались высоколегированная сталь 30X13 и сталь 30K4МВИ. Затем они подвергались термической обработке в режиме (отжиг в диапазоне от 200–700 °С), обеспечивающем оптимальные свойства: чувствительность, гистерезис, вязкость и др. Для запоминающего датчика, и для датчика, предназначенного для работы в режиме on-line это, как правило, разные режимы.

Готовые проволочные образцы крепились на пластины из немагнитного материала с помощью винтов и сварки, а фольги приклеивались, после чего производилось их намагничивание электромагнитом или постоянным магнитом до насыщения.

Измерение магнитного поля рассеяния образцов осуществлялось с помощью феррозондовых магнитометров МЦ-3.003, и МФ 205. Пластины с размещенными (закрепленными) на них проволочными и фольговыми образцами циклически нагружались растяжением в машине ИР 5047-50 со скоростью $v = 0,1$ мм/мин в упругой области их деформаций. При первом после намагничивания цикле нагружения пластин с исследуемыми проволочными и фольговыми образцами определялось необратимое изменение остаточной намагниченности (ΔM) по убыли соответствующей ей напряженности магнитного поля рассеяния ΔH (магнитоупругая «память»), а после многократного (до 20 циклов) нагружения (растяжения) записывалось квазиобратимое изменение намагниченности образцов.

С помощью компьютерных программ «Испытание металла» и «DigMag3» регистрировались приложенное к пластинам с образцами растягивающие усилия F , создающие в их поперечном сечении S напряжения растяжения σ и соответствующая им величина магнитного поля рассеяния H остаточного намагниченного проволочек и фольг и графически устанавливалась зависимость $H = f(\sigma)$.

3. Результаты и их обсуждение

Деформационное размагничивание образца (необратимая убыль величины магнитного поля рассеяния) представлено на рис. 1. Остаточная намагниченность материала, рассчитанная по напряженности магнитного поля рассеяния H , монотонно (практически линейно) убывает с ростом величины однократно прикладываемого механического напря-

жения у после его снятия. Как видно, материал проволоочного датчика способен «запомнить» величину пиковых напряжений в диапазоне 0–500 МПа.

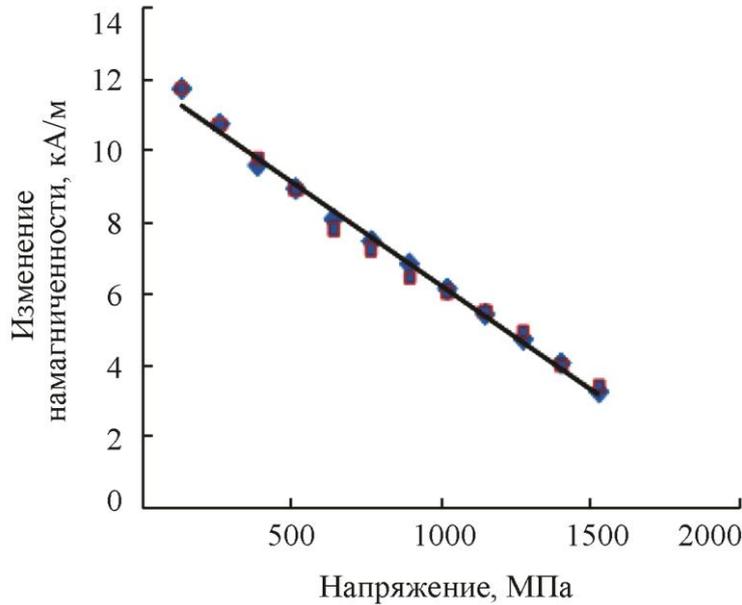


Рис. 1. Зависимость изменения остаточной намагниченности ДМ (кА/м) двух термообработанных (♦ и ■) проволоочных образцов из стали 30К4МВИ от напряжения растяжения σ (МПа) при первом цикле нагружения–разгружения

Чувствительность испытуемых образцов к напряжениям из фольги зависит от направления их намагничивания. Она больше, если образец намагничивается в направлении перпендикулярном к последующей деформации. Как следует из рис. 2 величина изменения напряженности магнитного поля рассеяния фольгового образца при ортогональной ориентации напряжений к направлению намагниченности составляет ~315 А/м, а при соосной ~200 А/м.

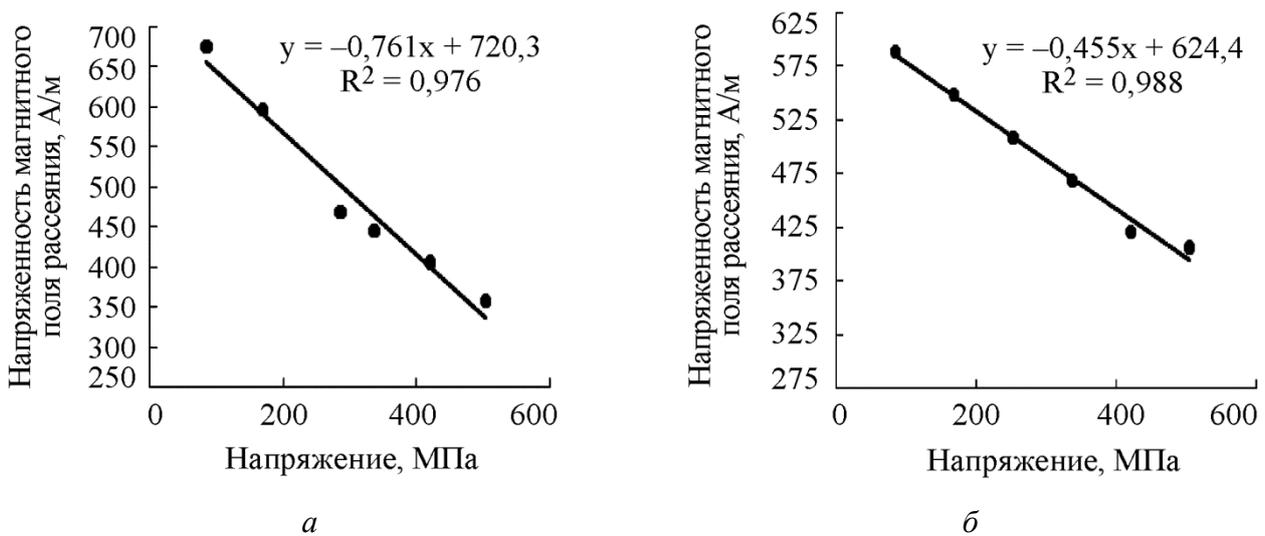


Рис. 2. Магнитоупругое размагничивание фольгового образца в виде диска из стали 30Х13: а – вектор силы F (напряжения) ортогонален к направлению остаточной намагниченности M ; б – соосное расположение векторов остаточной намагниченности M и создаваемого напряжения

Особенностью МУР является и то, что величина поля рассеяния практически не меняется, если последующие нагрузки будут меньше предыдущей. В результате материала (в виде проволоки или фольги) запомнит величину максимального (пикового) напряжения. На рис. 3 а показано, изменение магнитного поля рассеяния при нагружении – разгрузке возрастающей нагрузкой образца изготовленного из стали 30Х13 (фольга). На рис 3 б показано изменение напряженности H магнитного поля рассеяния при 4х-кратном нагружении до максимальной величины у того же образца. Видно, что полупетля зависимости $H = f(\sigma)$ (рис. 3 б) является, по-существу, огибающей для частных полупетель (рис. 3 а) в рассматриваемом диапазоне нагрузок.

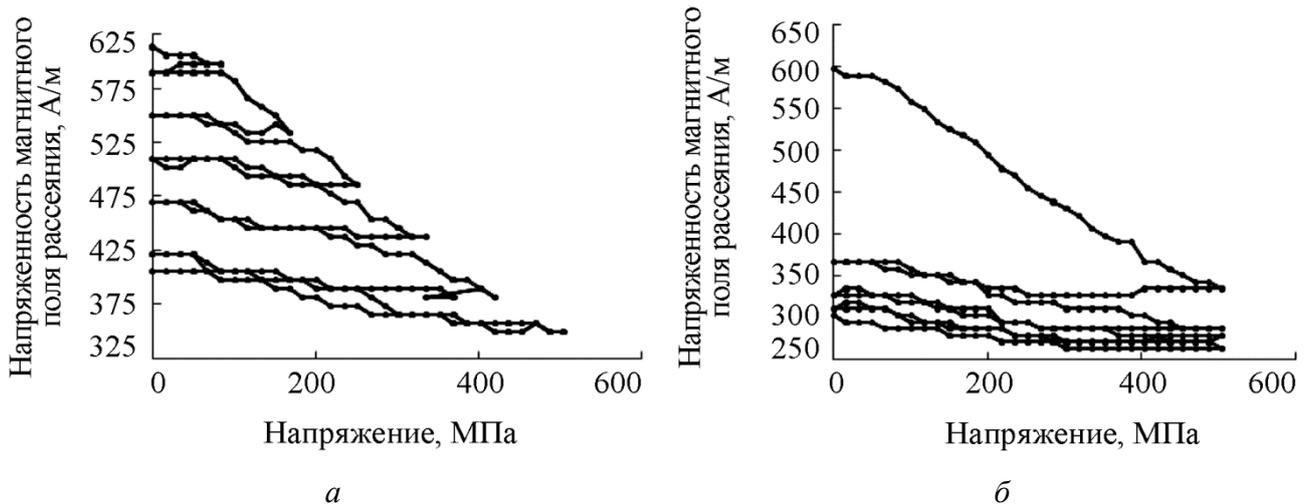


Рис. 3. Изменение напряженности магнитного поля рассеяния остаточно намагниченной фольги при его шестикратном (а) нарастающем нагружении-разгрузке и четырехкратном (б) нагружении до максимального значения напряжений 500 МПа

Природа необратимого МУР [12, 13] заключается в следующем. В доменной структуре остаточно намагниченного ферромагнетика объем магнитных фаз с намагниченностью, ориентированной по полю превосходит объемы фаз, ориентированных против поля. Сформировавшаяся доменная структура является метастабильной, поскольку удерживается дефектами решетки, включениями, границами зерен, градиентами механических напряжений. В результате ферромагнетик будет иметь остаточную намагниченность тем большую, чем больше существует факторов, мешающих движению междоменных границ. Остаточная намагниченность порождает внутри магнетика размагничивающее поле, зависящее от внутреннего и внешнего размагничивающего фактора, который определяется формой образца и дисперсностью структуры материала.

При создании в образце механических напряжений в результате изменения магнитоупругой энергии ферромагнетика 90- или 109-градусные доменные границы придут в движение. Например, при сжатии материала с константой магнитострикции $\lambda_{100} > 0$ магнитоупругое взаимодействие стремится выстроить векторы намагниченности в направлении, перпендикулярном оси действия напряжений. Доменные границы в этом случае, если не слишком велико их сцепление с дефектами кристаллической решетки, будут преодолевать энергетические барьеры и выходить из метастабильного состояния. В результате действия размагничивающего поля образца, обусловленного его формой, дисперсной кристаллической структурой, внутренними «магнитными зарядами» и механическими напряжениями, междоменные границы будут двигаться так, чтобы уменьшить магнитостатическую энергию взаимодействия намагниченности с внутренним магнитным полем и занимать новые метастабильные состояния с новым минимумом всех энергий. Последующее нагружение до тех же величин

напряжений уже не приводит к таким изменениям в доменной структуре, как это было при первом нагружении, так как основная масса энергетических барьеров на пути перестройки магнитной структуры уже была преодолена. Если же нагрузку снова увеличить, то будут преодолены новые энергетические барьеры и произойдет новое необратимое изменение намагниченности.

Характер квазиобратимого изменения магнитного поля рассеяния намагниченного и подвергнутого многократным упругим деформациям чувствительного элемента (тренировка) при нагружении и снятии нагрузки ПМР [15] показан на рис. 4. Из рисунка следует, что с увеличением прикладываемых напряжений (в пределах используемой для тренировки деформации) величина поля монотонно растет. При снятии напряжения величина поля следует практически по той же кривой. Отсутствие гистерезиса говорит об однозначности показаний измерительной системы. Процессы намагничивания в этом случае осуществляются когерентным вращением. С этим связано увеличение коэрцитивной силы [13]. И пока увеличение-снятие поля не превышает значение критической нагрузки, такого рода изменения намагниченности являются безгистерезисными. При приложении напряжений магнитоупругое взаимодействие должно приводить к когерентному повороту векторов намагниченности в направлении приложения нагрузки и связанное с этим увеличение намагниченности. Снятие нагрузки сопровождается возвращением векторов намагниченности в исходное положение. Этим и объясняется безгистерезисный характер пьезоэффекта. Наличие такого эффекта наблюдаемого в (сталях 30К4МВИ, 30Х13 и др.) свидетельствует об определенной кристаллографической структуре материала и позволяет создавать из него сенсоры деформации и напряжения [13, 15]. Сочетание высокой прочности сплава и чувствительности к упругим напряжениям могут позволить использовать его при создании датчиков силы и деформации и изготовлении чувствительных элементов в робототехнике.

Преобразователи на основе МУР [16, 17] целесообразно использовать тогда, когда необходимо зафиксировать максимальную величину деформации не отслеживая ее изменения во времени приборными средствами, так как чувствительный элемент сам запоминает максимальную величину деформации, которая имела место в промежутке между намагничиванием – первым измерением и измерением после исследуемого силового воздействия.

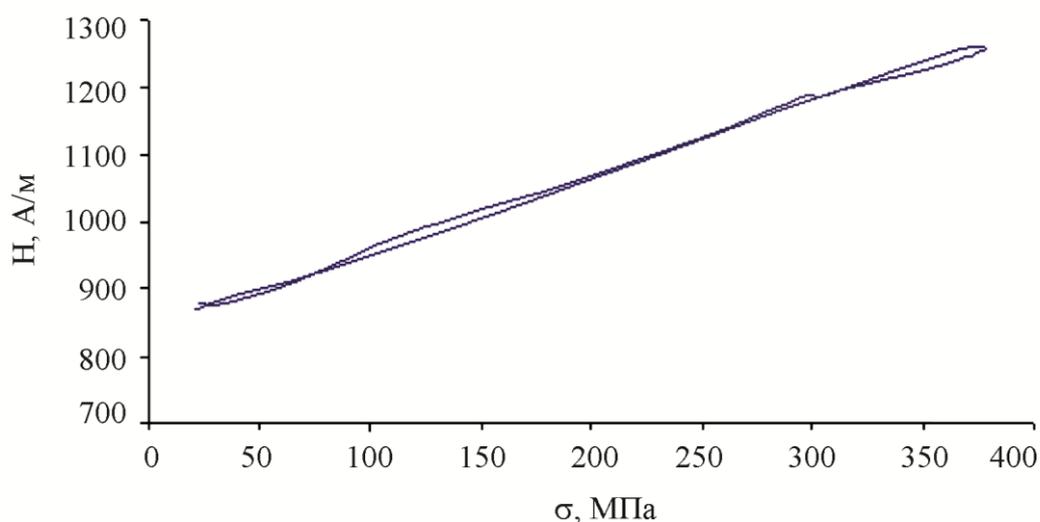


Рис. 4. Изменение напряженности магнитного поля рассеяния отожженного при 600 °С остаточного намагниченного образца стали 30К4МВИ от величины напряжения растяжения после тренировки (десятикратного циклирования при максимальном усилии 242Н).
Режим пьезомагнитного эффекта

Преобразователи, работающие в режиме ПМЭ [14,15], могут быть использованы для измерения деформации (силы) в режиме on-line.

Для исключения влияния внешнего магнитного поля на результаты определения величины деформации целесообразно преобразователи делать парными. При этом один преобразователь намагничивать в одном направлении, другой – противоположном. Изменение температуры в сторону низких значений практически не сказывается на результатах измерений. Высокие температуры работы до 300 °С приводят к небольшим до 5–7 % изменениям выходного сигнала.

Дешевизна преобразователей позволит снабдить исследуемую конструкцию большим числом датчиков, и получить полную картину максимальных деформаций, испытываемых конструкцией в процессе ее эксплуатации. Их можно использовать для контроля деформации элементов (в том числе и в режиме запоминания) при транспортировке ракет, прецизионного оборудования, станков, оптических приборов и др.

В работах [16, 17] предложено использовать наклеиваемые ферромагнитные фольги в качестве преобразователей усталостных изменений в элементах конструкций из немагнитных материалов, отслеживаемых вихретоковым прибором. При таком подходе может быть увеличена чувствительность метода контроля, так как кроме электрической привлекается еще и магнитная характеристика материала фольги. На испытываемый образец наклеивалась ферромагнитная фольга – преобразователь усталости материала. Усталость в датчике должна проявляться так же, как и в исследуемом объекте, т. е. в нем в процессе наработки увеличится плотность дислокаций, возникнут микротрещины, которые увеличивают удельное электросопротивление и уменьшают магнитную проницаемость, что сказывается на изменении сигнала вихретокового дефектоскопа [18].

В ходе эксперимента в качестве преобразователей усталости использовались фольги прямоугольной формы из никеля, а также сплавов железа и никеля, размерами 23×15×0,02 (мм) и 19×13×0,01 (мм) как в деформированном, так и отожженном в вакууме при 1000 °С состоянии. В качестве испытуемого образца использовалась титановая пластина, размерами 143×28×0,8 (мм). Пластина консольно закреплялась на вибростенде и подвергалась многоциклового динамического нагружению. Датчики приклеивались к образцу клеем БФ-2, в местах соответствующим максимальным значениям напряжений сжатия и растяжения, вблизи закрепленной части пластины. Частота колебаний испытуемой пластины задавалась в пределах от 50–100 Гц. Динамическое нагружение образцов проводилось до их полного излома.

Через каждые 300 циклов нагружения образцов с помощью вихревого дефектоскопа «Вектор» выполнялись измерения безразмерного комплексного параметра $\hat{Z} = X + i \cdot Y$, характеризующего электромагнитные свойства пленки. вещественные и мнимые составляющие этого параметра зависят от проводимости материала пленки и ее магнитной проницаемости.

На рис. 5 приведены результаты измерения мнимой компоненты Y безразмерного параметра Z в трех точках железоникелевой фольги, в зависимости от числа циклов ее нагружения. Как видно на протяжении порядка 260 килоциклов нагружения пластины с наклеенной пермаллоевой фольгой, показания вихретокового прибора неизменны, и лишь с началом их усталостного разрушения наблюдается резкий рост мнимой компоненты Y . Такие изменения сигнала вихретокового прибора вызваны убылью магнитной проницаемости и ростом электросопротивления фольги в процессе усталостных изменений в ней и пластине – подложке.



Рис. 5. Зависимость мнимой компоненты Y безразмерного параметра Z сигнала вихретокового прибора в трех точках не отоженной (наклепанной) пермаллоевой фольги толщиной 20 мкм от числа килоциклов N ее нагружения до разрушения: ■ – точка в центре фольгового элемента; ◆ – точка на краю фольги, ближе к месту крепления; ▲ – точка на краю фольги наиболее удаленная от места крепления пластины.

Рис. 5 показывает, что предлагаемый вид преобразователя в виде наклеиваемой фольги из никеля и его сплавов способен регистрировать предразрушение испытываемого элемента конструкции.

Показания вихретокового преобразователя относительно, требуют настройки вихретокового прибора перед измерениями. Поэтому была поставлена задача изготовления прибора, который позволял бы отслеживать усталостные изменения фольги. Был изготовлен П-образный индукционный преобразователь, который вместе с исследуемой фольгой представлял датчик-свидетель усталостных изменений в нагружаемой пластине. В качестве вторичного прибора служил автогенератор RLC типа [16, 17] рис. 6.

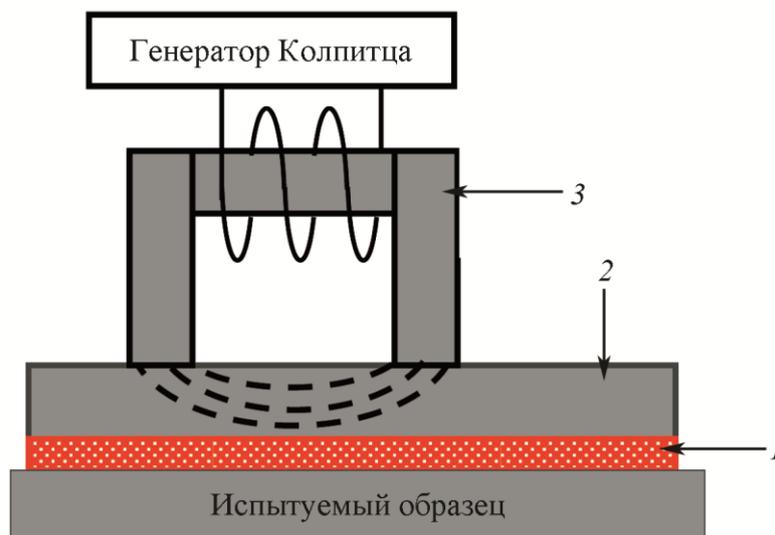


Рис. 6. Схема преобразователя электромагнитных параметров фольг: 1 – слой клея; 2 – электромагнитный преобразователь (фольга); 3 – П-образный электромагнит

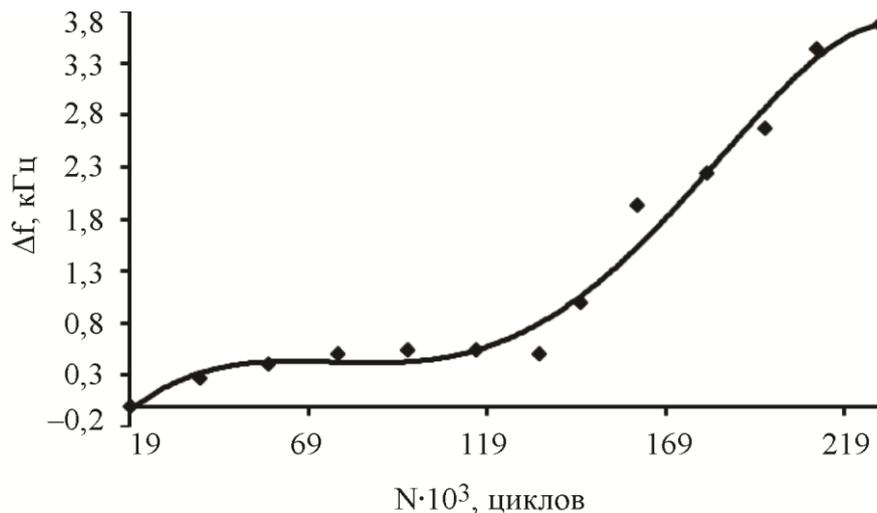


Рис. 7. Зависимость приращения частоты сигнала электромагнитного преобразователя установленного на фольге НП-50 от числа колебательных циклов ее нагружения

Из рис. 7 видно, что частота LRC-генератора совмещенного с фольгой растет с увеличением числа циклов в начале медленно, а затем резко отражая убыль магнитной проницаемости и рост электросопротивления фольги в процессе усталостных изменений в ней и контролируемом элементе конструкции.

4. Заключение

Исследованы закономерности изменения магнитных параметров ферромагнитных сплавов при их циклической деформации в упругой области.

Показано, что электромагнитные свойства ферромагнитных фольг изготовленных из никеля и его сплавов толщиной 20–40 мкм чувствительны к усталостному воздействию, и могут быть использованы для создания беспроводных датчиков – индикаторов усталостного разрушения элементов конструкций.

Предложено использовать разнотипные ферромагнитные материалы средней магнитной жесткости (например, 30X13, 30K4МВИ) для разработки и изготовления запоминающих беспроводных датчиков силы (деформации) в виде фольги или проволоки.

Литература

1. Терентьев В. Ф., Кораблева С. А. Усталость металлов. – М. : Наука, 2015. – 479 с.
2. Nesterenko V. G. Development of regulatory requirements for fatigue and survivability of civilian transport aircraft // Journal of Machinery Manufacture and Reliability. – 2010, no. 6. – P. 117–126. – DOI: 10.3103/S1052618810060154.
3. Application of integral-type deformation pickups for evaluating the fatigue damage of carbon composites / S. V. Panin, M. V. Burkov, P. S. Lyubutin, Yu. A. Altukhov, S. A. Khizhnyak // Russian Journal of Nondestructive Testing. – 2014. – Vol. 50, no. 5. – P. 288–298. – DOI: 10.1134/S1061830914050052.
4. Сызранцев В. Н., Голофаст С. Л. Измерение циклических деформаций и прогнозирование долговечности деталей по показаниям датчиков деформации интегрального типа. – Новосибирск : Наука, 2004. – 206 с.
5. Копнов В. А., Котельников А. П. Прогнозирование ресурса металлоконструкций транспортных машин датчиками деформаций интегрального типа // Известия высших учебных заведений. Горный журнал. – № 3. – С. 76–82.

6. Котельников А. П. Применение пленочных датчиков деформаций интегрального типа в диагностике напряженно- деформированного состояния транспортных металлоконструкций // Транспорт Урала. – 2006. – № 3 (10). – С. 57–61.
7. Титоренко К. В., Дудко А. В. Исследование усталости металлов с помощью тензодатчиков // Научный поиск. Теория и практика. Альманах : сборник. – Уфа, 2017. – С. 66–69.
8. Контроль усталости металла коэрцитиметрическим методом как объективная первооснова диагностики оборудования и конструкций / Б. Е. Попов, Г. Я. Безлюдько, Е. И. Елкина, Р. Н. Соломаха // В мире неразрушающего контроля. – 2009. – № 2 (44). – С. 28–32.
9. Дмитриев В. Ф. Беспроводной датчик деформации на поверхностных акустических волнах // Вопросы радиоэлектроники. – 2012. – Т. 2, № 1. – С. 153–162.
10. Исследование величины деформации, напряжений и собственных частотных колебаний звездного датчика при эквивалентном инерционном нагружении / Р. В. Федорцев, Е. Ю. Рогожинский, К. В. Баркин, Д. В. Черенко // Приборы и методы измерений. – 2011, № 2 (3). – С. 92–98.
11. Баранников В. А., Николаева Е. А., Касаткина С. Н. Простой электромагнитный датчик мгновенных деформаций // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2007. – Т. 73, № 3. – С. 66–68.
12. Новиков В. Ф., Бахарев М. С. Магнитная диагностика механических напряжений в ферромагнетиках. – Тюмень : Вектор Бук, 2001. – 220 с.
13. Magnetoelastic phenomena in residually magnetized cobalt steel / V. F. Novikov, D. F. Neradovsky, B. V. Fedorov, A. V. Stokova // Russian Journal of Nondestructive Testing. – 2017. – Vol. 53, iss. 3. – P 198–203. – DOI: 10.1134/S1061830917030068.
14. Ленточный беспроводной датчик деформации / В. Ф. Новиков, К. С. Падерин, К. Р. Муратов, М. С. Бахарев, Е. В. Рогалева // Датчики и системы. – 2011. – № 9. – С. 47–49.
15. Новиков В. Ф., Бахарев М. С., Яценко Т. А. К природе пьезомагнитного эффекта остаточного намагниченного состояния магнетика // Известия ВУЗов. Нефть и газ. – 1998. – № 4. – С. 96–102.
16. Electromagnetic Witness Transducers of Pre-Fracture of Structures / V. F. Novikov, N. A. Drozdov, S. M. Kulak, K. R. Muratov, D. F. Neradovskii // Russian Journal of Nondestructive Testing. – 2019. – Vol. 55, no. 8. – P. 603–609. – DOI: 10.1134/S1061830919080096.
17. Дроздов Н. А. Электромагнитные преобразователи – свидетели предразрушения конструкции // Новые технологии- нефтегазовому району : материалы Всероссийской с международным участием научно-практической конференции студентов, аспирантов и молодых ученых. – 2015. – С. 154–157.
18. Федосенко Ю. К., Шкатов П. Н., Ефимов А. Г. Вихретоковый контроль. – М. : Изд-во Спектр, 2011. – 223 с.

Received: 23.10.2019

Revised: 29.11.2019

Accepted: 20.12.2019

DOI: 10.17804/2410-9908.2019.6.026-036

DETERMINATION OF THE ADHESIVE STRENGTH OF A LAMINATED GLUE MATERIAL UNDER THREE-POINT BENDING

S. V. Smirnov^{1, a)*}, I. A. Veretennikova^{1, b)}, D. I. Vichuzhanin^{1, c)}, and A. V. Pestov^{2, d)}

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

²*I. Ya. Postovsky Institute of Organic Synthesis, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
22 S. Kovalevskoy St., 620049, Ekaterinburg, Russian Federation*

- a)  <https://orcid.org/0000-0002-2083-5377>  svs@imach.uran.ru;
b)  <https://orcid.org/0000-0002-8371-7546>  irincha@imach.uran.ru;
c)  <https://orcid.org/0000-0002-6508-6859>  mmm@imach.uran.ru;
d)  <https://orcid.org/0000-0002-4270-3041>  pestov@ios.uran.ru

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

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

Tel.: +7 (343) 374 40 76

The test procedure and the results of testing the effect of stress on the adhesive strength of a glue joint under shear are discussed. Three-point bending testing of samples of an AMg6-NVP aluminum-magnesium multilayer alloy and a two-component cold-curing epoxy glue is chosen as a research method. An experimental correlation between the specific work of shear-type adhesive failure and the stress state has been obtained from video analysis and finite element modeling. It is shown that low adhesive strength is observed in the presence of tensile stresses normal to the joint plane. The work spent on shear-type adhesive failure intensively increases under the action of compressive normal stresses. The results can be used to evaluate the structural strength of adhesive joints under a complex stress state.

Keywords: adhesive failure, glue joint, epoxy glue, three-point bending test.

Acknowledgment

The experimental procedures for testing polymer coatings were developed in accordance with the research plan for the IES UB RAS, theme AAAA-A18-118020790145-0. The Ural Branch of the RAS financially supported (project 18-11-1-11) the purchase of the test materials and the three-point bending study of the effect of the stress state on the specific work of shear-type adhesive failure for a glue joint. The equipment installed in the Plastometriya collective use center, IES UB RAS, was used in the experimental investigation.

References

1. Hutchinson J.W., Suo Z. *Mixed Mode Cracking in Layered Materials*. *Advanced in Applied Mechanics*, 1992, vol. 29, pp. 63–191. DOI: 10.1016/S0065-2156(08)70164-9.
2. Volinsky A.A., Moody N.R., Gerberich W.W. Interfacial toughness measurements for thin films on substrates. *Acta Materialia*, 2002, vol. 50, pp. 441–466. DOI: 10.1016/S1359-6454(01)00354-8.
3. Tamuzh V.P., Protasov V.D. *Razrushenie konstruktsiy iz kompozitnykh materialov* [The Fracture of Structures Made of Composite Materials]. Riga, Zinatne Publ., 1986, 264 p. (In Russian).

4. Tarnopol'skij Yu.M., Kincis T.Ya. *Metody staticheskikh ispytaniy armirovannykh plastikov* [Methods of Static Testing of the Reinforced Plastics]. Moscow, Khimiya Publ., 1981, 272 p. (In Russian).
5. Smirnova E.O., Veretennikova I.A., Smirnov S.V., Pestov A.V., Konovalov D.A. Adhesive Characteristics of Epoxy Glue in Relation to the Microgeometry of the Substrate Surface. In: *AIP Conference Proceedings*, 2018, 2053, 030066. Available at: <https://doi.org/10.1063/1.5084427>.
6. Oliver W.C., Pharr G.M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load–displacement sensing indentation experiments. *Journal of Materials Research*, 1992, vol. 7, iss. 6, pp. 1564–1583. DOI: 10.1557/JMR.1992.1564.
7. Conradi M., Zorko M., Kocijan A., Verpoest I. Mechanical properties of epoxy composites reinforced with a low volume fraction of nanosilica fillers. *Materials Chemistry and Physics*, 2013, vol. 137, iss. 3, pp. 910–915. DOI: 10.1016/j.matchemphys.2012.11.00.
8. Morozov E.M., Zernin M.V. *Kontaknyye zadachi mekhaniki razrusheniya* [Contact Problems of Fracture Mechanics]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1999, 544 p. (In Russian).
9. Smirnov S.V., Veretennikova I.A., Vichuzhanin D.I. Modeling of delamination in multilayer metals produced by explosive welding under plastic deformation. *Computational Continuum Mechanics*, 2014, vol. 7, no. 4, pp. 398–411. DOI: 10.7242/1999-6691/2014.7.4.38. (In Russian).
10. Smirnov S.V., Domilovskaya T.V. Damage accumulation upon plastic deformation under monotonic loading. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2002, no. 5, pp. 470–476.
11. Smirnov S.V., Domilovskaya T.V. Definition of the kinetic equation form for damage under the plastic deformation. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 2003, vol. 26, iss. 4, pp. 373–379. DOI: 10.1046/j.1460-2695.2003.00624.x.
12. Kolmogorov V.L. *Napryazheniya, deformatsii, razrushenie* [Stresses, Strains, Fracture]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1970, 232 p. (In Russian).
13. Hooke R. and Jeeves T.A. Direct Search Solution of Numerical and Statistical Problems. *Journal of the ACM*, vol. 8, no. 2, 1961, pp. 212–229. DOI: 10.1145/321062.321069.

Подана в журнал: 23.10.2019

УДК 620.17:547-311

DOI: 10.17804/2410-9908.2019.6.026-036

ОПРЕДЕЛЕНИЕ АДГЕЗИОННОЙ ПРОЧНОСТИ КЛЕЕВОГО СЛОИСТОГО МАТЕРИАЛА ПРИ ТРЕХТОЧЕЧНОМ ИЗГИБЕ

С. В. Смирнов^{1, а)*}, И. А. Веретенникова^{1, б)}, Д. И. Вичужанин^{1, в)}, А. В. Пестов^{2, г)}

¹Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук,
ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация

²Институт органического синтеза им. И.Я. Постовского Уральского отделения Российской академии наук,
ул. Софьи Ковалевской, 22, Екатеринбург, Российская Федерация

- а)  <https://orcid.org/0000-0002-2083-5377>  svs@imach.uran.ru;
б)  <https://orcid.org/0000-0002-8371-7546>  irincha@imach.uran.ru;
в)  <https://orcid.org/0000-0002-6508-6859>  mmm@imach.uran.ru;
г)  <https://orcid.org/0000-0002-4270-3041>  pestov@ios.uran.ru

* Ответственный автор. Электронная почта: svs@imach.uran.ru

Адрес для переписки: ул. Комсомольская, 34, г. Екатеринбург, 620049, Российская Федерация
Тел.: +7 (343) 374-40-76; факс: +7 (343) 374-53-30

В статье описаны методика и результаты исследования влияния напряженного состояния на адгезионную прочность в условиях сдвига для клеевого соединения. В качестве испытания выбран трехточечный изгиб многослойных образцов из алюминий-магниевого сплава АМг6-НВП и эпоксидного двухкомпонентного клея холодного отверждения. На основании анализа видеосъемки и конечно-элементного моделирования испытаний, была получена зависимость удельной работы адгезионного разрушения по механизму сдвига от показателя напряженного состояния. Показано, что при наличии растягивающих напряжений, нормальных к плоскости соединения, наблюдается низкая адгезионная прочность. В условиях действия сжимающих нормальных напряжений величина работы, затрачиваемой на адгезионное разрушение сдвигом, интенсивно возрастает. Полученные результаты могут быть использованы при оценке конструктивной прочности клеевых соединений в условиях сложного напряженного состояния.

Ключевые слова: адгезионное разрушение, клеевое соединение, эпоксидный клей, трехточечный изгиб.

1. Введение

Обеспечение требуемой адгезионной прочности соединения отдельных слоев является одной из важнейших задач при проектировании и эксплуатации изделий из слоистых материалов. Для ее оценки разработаны разнообразные методы испытаний, использование которых регламентировано национальными и отраслевыми стандартами, а для конкретных изделий – и техническими условиями. Наиболее распространенными методами испытаний для определения адгезионной прочности клеевых слоистых материалов являются испытания на сдвиг растяжением внахлест (ГОСТ 14759-69, ISO 4587-79, ASTM Standard D1002 – 10), на сдвиг в условиях сжатия [1], на растяжение компактных образцов для определения K_{1c} (ASTM Standard E399-90), на 4-точечный изгиб образца с надрезанным наружным слоем [2], изгиб со сдвигом (ГОСТ Р 57732-2017), на 3-точечный изгиб образцов (ГОСТ 25.604-82, ГОСТ Р 56810-2015, ASTM Standard D790 – e2) и 3-точечный изгиб образца с межслойным продольным надрезом (ASTM Standard D7905/D7905M – 14).

При эксплуатации конструкций, в состав которых входят элементы из клеевых слоистых материалов, может иметь место напряженно-деформированное состояние, характеризующееся наличием сдвигов на поверхностях клеевых соединений в условиях внешних сжимающих напряжений. Перечисленные выше методы испытаний, кроме трехточечного изгиба, не позволяют реализовать такую схему испытаний. Следует отметить, что ряд авторов не рекомендуют использовать результаты испытания на изгиб для оценки прочностных армированных пластиков из-за ограниченных возможностей корректной обработки результатов испытаний вследствие неоднородного напряженного состояния при изгибе [3–4]. По нашему мнению, влияние отмеченных недостатков можно нивелировать, используя современные методы мониторинга и анализа экспериментальных данных.

Цель статьи – продемонстрировать возможность использования испытаний на трехточечный изгиб для определения зависимости адгезионной прочности клеевых слоистых материалов от параметров напряженного состояния сдвига и действия сжимающих напряжений в направлении нормали к поверхности клеевого соединения. Разработанная методика позволяет расширить возможности прогноза адгезионной прочности в реальных условиях эксплуатации элементов конструкций из клеевых слоистых материалов в составе новых изделий или при продлении сроков эксплуатации технических объектов сверх гарантийных.

2. Материалы и методики

Испытывали слоистые образцы, состоящие из четырех пластин алюминиевого сплава АМг6-НВП, соединенных прослойками адгезива (рис. 1). Пластины размерами 80×10×2 мм (длина × ширина × толщина) были изготовлены из элементов оболочечной конструкции летательного аппарата. Сплав АМг6-НВП представляет собой сплав АМг6 с химическим составом по ГОСТ 4784-97, но для увеличения прочности подвергнутый холодной пластической деформации прокаткой. Шероховатость Ra 0,8 мкм на контактных поверхностях пластин после механической и абразивной обработки была определена на бесконтактном профилометре-профилографе NT1100 и соответствует оптимальной для этого адгезива [5].

В качестве адгезива был использован эпоксидный двухкомпонентный клей холодного отверждения на основе коммерческой эпоксидной смолы ЭД-20 с эпоксидным числом 21,3 %, а в качестве отвердителя – коммерческий полиэтиленполиамин (ПЭПА). Массовое соотношение смола/отвердитель составляло 10:1. Отверждение смолы осуществляли при 25 °С в течение 24 ч за счет реакции эпоксидных групп смолы с аминогруппами отвердителя. При отверждении смолы формируется сшитая структура, при этом степень конверсии эпоксидных групп составляет не более 20 %, поскольку содержание гель-фракции составило 19 %. Толщина слоев адгезива несколько отличалась, но в среднем составляла 1 мм.

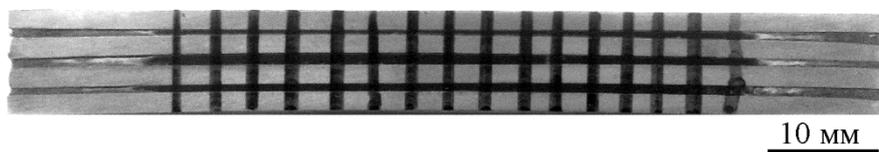


Рис. 1. Общий вид образца

Значения твердости $H = 0,42$ ГПа и контактного модуля упругости $E^* = 7,89$ ГПа адгезива определили методом инструментального индентирования с использованием системы для проведения микромеханических испытаний Fisherscope 2000хум по методике Оливера-Фарра [6]. Для расчета значения нормального модуля упругости E использовали формулу Герца [6]:

$$\frac{1}{E^*} = \frac{1-\nu^2}{E} + \frac{1-\nu_{indenter}^2}{E_{indenter}}, \quad (1)$$

где модуль Юнга $E_{indenter} = 1140$ ГПа и коэффициент Пуассона $\nu_{indenter} = 0,07$ для стандартного алмазного индентора, коэффициент Пуассона для эпоксидной смолы принимали равным $\nu = 0,35$ [7].

По величине твердости, основываясь на рекомендациях [8], рассчитали значение напряжения $\sigma_T = 126$ МПа для адгезива на пределе текучести по соотношению $\sigma_T \approx 0,3 H$. Для осуществления возможности моделирования испытаний связь между степенью деформации ε и интенсивность напряжений σ на стадии неупругой деформации описывали билинейной функцией с коэффициентом упрочнения, имеющим малое значение, что практически соответствует не упрочняемому материалу:

$$\sigma = 126 + 0,1\varepsilon. \quad (2)$$

Связь между накопленной деформацией и интенсивностью напряжений для сплава АМг6-НВП на стадии пластической деформации определяли по результатам растяжения стандартных гагаринских образцов с диаметром рабочей части $4,0 \pm 0,02$ мм, вырезанных из ребер жесткости оболочки корпуса летательного аппарата. Испытания проводили на универсальной испытательной машине INSTRON 8801 со скоростью растяжения 1 мм/мин и для удобства моделирования в программном комплексе ANSYS аппроксимировали полилинейной функцией, которая представлена в табл. 1. Нормальный модуль упругости $E = 7,1$ ГПа для материала пластин был рассчитан по результатам инструментального индентирования по формуле (1) при значении коэффициента Пуассона $\nu = 0,32$, как это было описано выше для адгезива.

Таблица 1 – Полилинейная аппроксимация диаграммы деформационного упрочнения сплава АМг6-НВП

ε	0,0044	0,083	0,0165	0,033	0,049	0,065	0,080	0,095	0,140
σ , МПа	319	403	451	494	525	545	554	562	587

Испытания на трехточечный изгиб проводили на универсальной серво-гидравлической испытательной машине Instron-8801 со скоростью перемещения плунжера 1 мм/мин. Фотографии образцов, размещенных на испытательной оснастке в рабочем пространстве машины до и после испытаний приведены на рис. 2. Расстояние между осями боковых опор составляло 80 мм. Диаметр средней цилиндрической и боковых опор составлял 10 мм. В процессе испытаний осуществлялось перемещение нижней траверсы машины с расположенным на ней боковыми опорами, верхний захват с центральной опорой оставался неподвижным. Прогиб образца в процессе испытаний измерялся с помощью датчика, входящего в состав измерительной системы машины и расположенного под средней частью образца (рис. 2). Величина максимального прогиба образца в процессе испытаний составляла 15,7 мм. Для изучения сдвига слоев адгезива относительно металлических пластин вследствие адгезионного разрушения на боковую поверхность образцов наносились фломастером реперные линии и в процессе испытаний проводилась видеосъемка с помощью видеокамеры бесконтактного оптического комплекса StrainMaster. Фиксация моментов адгезионного разрушения осуществлялась как начало визуально различимого относительного сдвига реперных линий на границе соединения адгезивных прослоек и пластин по результатам анализа последовательности кадров видеосъемки после проведения испытаний. На рис. 3 в качестве примера представлен

один из кадров видеосъемки, на котором видны сдвиги реперных линий на границе между 2-м слоем адгезива и пластиной, считая от нижней поверхности образца. В табл. 2 представлены данные о четырех начальных сдвигах, установленных по результатам визуального анализа кадров видеосъемки в процессе испытаний.

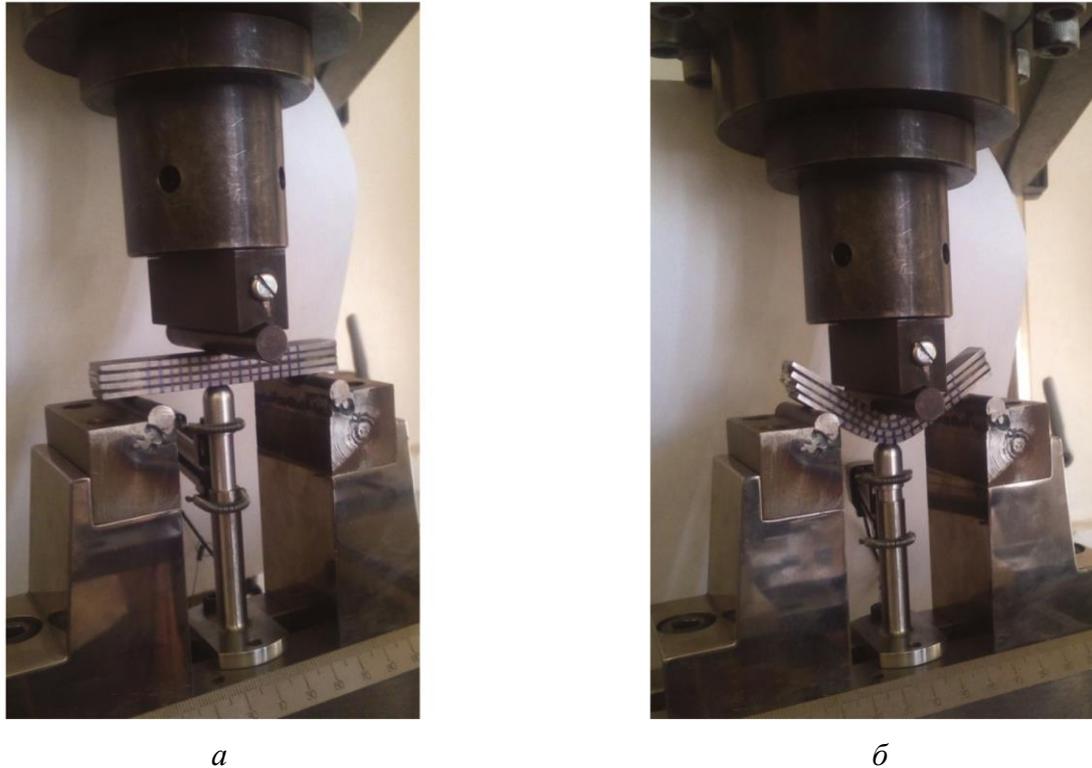


Рис. 2. Общий вид образца перед испытанием (а) и под нагрузкой в конце испытания (б), под образцом установлен датчик для измерения прогиба

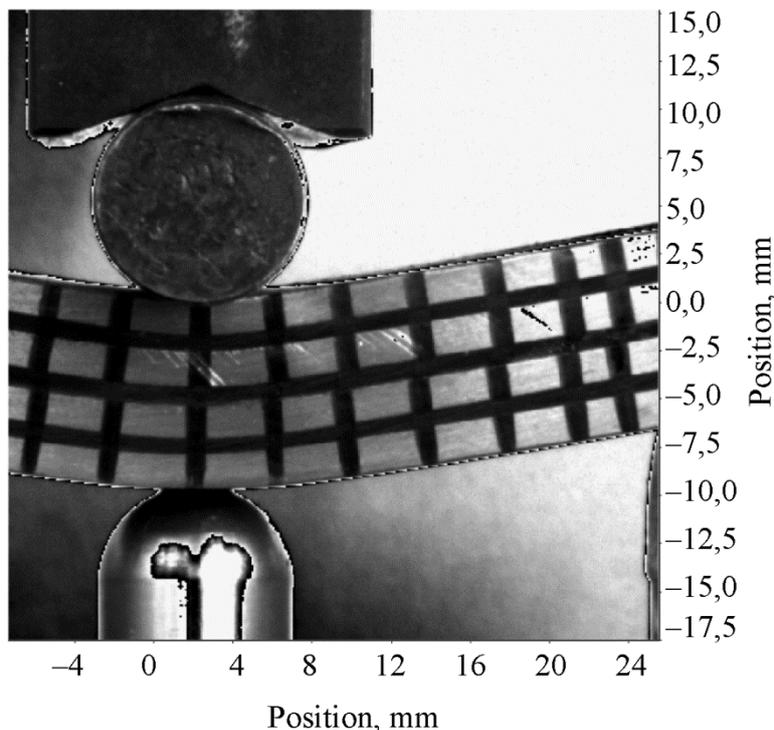


Рис. 3. Сдвиг реперных линий между 2-м слоем адгезива и 2-й алюминиевой пластиной

Таблица 2 – Сведения о начальных сдвигах, зафиксированных при испытаниях

Номер кадра	Величина прогиба, мм	Местоположение начального сдвига	Номер шага расчета при моделировании
19	0,31	Нижняя граница 2-го снизу слоя адгезива на 6-й реперной линии слева от центра	19
19	0,31	Нижняя граница 3-го снизу слоя адгезива на 6-й реперной линии справа от центра	19
56	0,91	Нижняя граница 2-го снизу слоя адгезива на 2-й реперной линии слева от центра	23
137	2,11	Нижняя граница 3-го снизу слоя адгезива на 2-й реперной линии справа от центра	137

3. Моделирование напряженно-деформированного состояния

Для определения параметров напряженно-деформированного состояния, в местах наблюдаемого адгезионного разрушения и их изменения в процессе 3-хточечного изгиба было осуществлено моделирование испытаний с использованием программного комплекса ANSYS в ЦКП Института математики и механики УрО РАН. На рис. 4 приведена конечно-элементная сетка, использованная при моделировании испытаний.

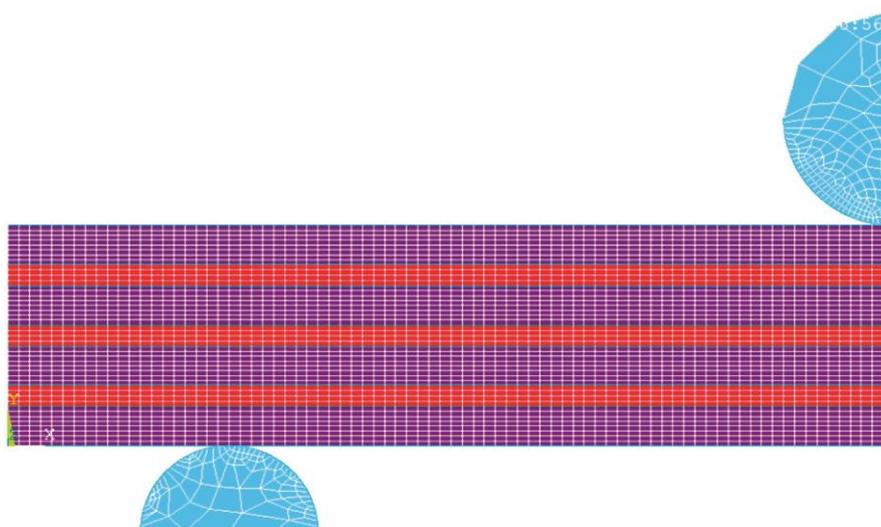


Рис. 4. Конечно-элементная сетка в исходном состоянии

В силу симметрии моделировали S схемы испытания. Граничные условия задавали в перемещениях. При постановке задачи использовали допущение о реализации плоско-деформированного состояния. Использовали 4-узловые конечные элементы PLANE 2D. По толщине слоя адгезива было расположено 3, а по толщине металлической полосы – 8 конечных элементов. Материал металлических пластин и адгезива представляли как упруго-пластическую изотропную, изотропно-упрочняющуюся среду с деформационным упрочнением и задавали в виде моделей полилинейно упрочняемого изотропного материала MISO (для АМг6-НВП) и билинейной (для адгезива) из перечня моделей ANSYS. Аппроксимации этих моделей, также как и упругие свойства, приведены в предыдущем разделе статьи. Материал стальных опор представляли как упругий с нормальным модулем упругости $E = 200$ ГПа и коэффициентом Пуассона $\nu = 0,3$. В первом приближении считали, что воз-

никновение сдвига по механизму адгезионного разрушения в каждом слое образца происходит независимо от других слоев, что позволило считать их склеенными без возможности относительного смещения на границе соединения. На границах опор и образца задавали контактные конечные элементы с опцией *surface-to-surface* и коэффициентом трения по Амонтону-Кулону $\mu = 0,25$ (сухое трение).

При вычислительной постановке использовали опцию *large displacement* и выбор решателя *program chosen*. Начальный шаг по перемещению составлял 0,1 % от конечного, при решении осуществлялся контроль по перемещениям и усилию, при отсутствии сходимости после 15 итераций автоматически в два раза уменьшался шаг по перемещению. При осуществленной постановке решение задачи было выполнено за 1250 шагов.

4. Результаты и обсуждение

Сопоставление результатов видеосъемки и моделирования позволило установить группу узлов конечно-элементной сетки, координаты которых в актуальной конфигурации соответствуют местоположению начальных относительных сдвигов реперных полос, а также номера шага расчета ближайших к моменту видеофиксации сдвигов (табл 2). Так как в соответствии с вычислительной постановкой задачи узлы конечно-элементной сетки на границе слоев образца являются общими для адгезива и пластин, то для большей определенности при расчетах удельной работы рассматривалось напряженно-деформированное состояние в узлах сетки, ближайших от границы соединения, по три со стороны адгезива и пластины. Расчет необходимых для обработки результатов экспериментов характеристик НДС осуществлялся, используя результаты моделирования. Для этого с помощью соответствующей опции программы ANSYS для выделенных узлов были пошагово выгружены значения компонент тензоров напряжений и деформаций, что позволило восстановить историю изменения напряженно-деформированного состояния от начала испытания до моментов наблюдения начальных относительных сдвигов реперных линий, классифицированных как локальное адгезионное разрушение по механизму сдвига.

Локальную удельную работу адгезионного разрушения по механизму сдвига W_i^* рассчитывали как сумму полных удельных (упругая W_e + пластическая W_p) работ, рассчитанных для пар ближайших узлов конечно-элементной сетки, расположенных симметрично относительно границы соединения со стороны адгезива и металлической пластины:

$$W_i^* = \sum_{i=1}^N \sigma_i \Delta \varepsilon_{ii} h_i, \quad (3)$$

где σ_i и $\Delta \varepsilon_{ii}$ – интенсивность напряжений и приращение тангенциальной деформации на i -шаге расчета, которое определяется как сумма приращений упругой и пластической деформации; h_i – толщина слоя конечных элементов, равная размеру конечного элемента в направлении нормали к границе соединения на i -шаге расчета со стороны адгезива и пластин соответственно. В нашем случае в исходном состоянии значения $h = 0,33$ мм и для адгезива, и для пластин. Изменение h_i в процессе деформирования рассчитывали по изменению координат узлов конечно-элементной сетки.

В соответствии с результатами ранее проведенных исследований [9] будем считать, что сопротивление адгезионному разрушению зависит от показателя напряженного состояния

$$k = \frac{\sigma_n}{\sigma_T}, \quad (4)$$

где σ_n – нормальное напряжение к площадке на границе соединения адгезива.

Угол α_y наклона вектора нормали площадки и направляющие косинусы n_x, n_y рассчитывали по формуле:

$$\alpha_y = \arctg\left(\frac{u_{y2} - u_{y1}}{(x_2^0 - x_1^0) + (u_{x2} - u_{x1})}\right); \quad n_y = \cos \alpha_y; \quad n_x = \sin \alpha_y, \quad (5)$$

где x_1^0, x_2^0 – координаты соседних выделенных узлов сетки в исходном до деформации состоянии; $u_{x1}, u_{x2}, u_{y1}, u_{y2}$ – перемещения этих узлов при деформировании. Зависимость $W_t^*(k)$ по аналогии с зависимостью предельной деформации адгезионного разрушения $\varepsilon_t^*(k)$, использованной в работе [9], искали в виде экспоненты:

$$W_t^*(k) = a_0 \exp(-a_1 k), \quad (6)$$

где a_0 и a_1 – эмпирические коэффициенты.

В соответствии концепциями, заложенными в модели механики поврежденности, разрушение является не одноактным катастрофическим явлением, а представляет собой процесс накопления микроскопических дефектов, которые возникают и развиваются в соответствии с некоторыми закономерностями, а после достижения их плотности предельного значения происходит возникновение разрушающей трещины. Существует достаточно большое количество моделей разрушения, отличающихся тем, какой параметр берется в качестве определяющего приращения поврежденности (плотность, деформация, энергия и др.) и какой закон накопления поврежденностей (линейный, степенной, экспоненциальный и др.). Ранее было показано [10, 11], что при простом и близком к нему монотонном нагружении металлических материалов без нагрева и в условиях умеренных скоростей адекватные результаты достигаются при использовании линейной деформационной модели поврежденности В.Л. Колмогорова [12]. Для адгезивных материалов подобные исследования не известны, поэтому будем также использовать линейную модель накопления поврежденности ω , которая для использования при численных расчетах имеет вид

$$\omega = \sum_{i=1}^N \frac{\Delta W_{ii}}{W_t^*(k_i)}. \quad (7)$$

До начала нагружения поврежденность $\omega = 0$. В момент возникновения трещины $\omega = 1$. Неизвестные коэффициенты функции (6) определяли, используя процедуру идентификации по критерию наилучшего выполнения условия адгезионного разрушения при расчетах по формуле (7).

Рассчитав величину поврежденности для каждого указанного в табл. 2 случая адгезионного разрушения, по формуле (3) осуществляли минимизацию функционала квадратичных отклонений рассчитанной поврежденности от 1:

$$\sum_{j=1}^4 (1 - \omega_j)^2 \rightarrow \min, \quad (8)$$

где j – номер испытания. Минимизацию функционала (8) выполнили путем варьирования неизвестных коэффициентов, входящих в функцию $W_t^*(k)$ и соответственно в формулу (6), методом Хука-Дживса [13]. Для того чтобы не попасть в локальный минимум функционала (6), процедура Хука-Дживса была выполнена не для одной начальной точки поиска, а для неко-

того их множества. В результате были определены значения эмпирических коэффициентов в экспоненциальной зависимости (6): $a_1 = 0,575$; $a_2 = 80,27$.

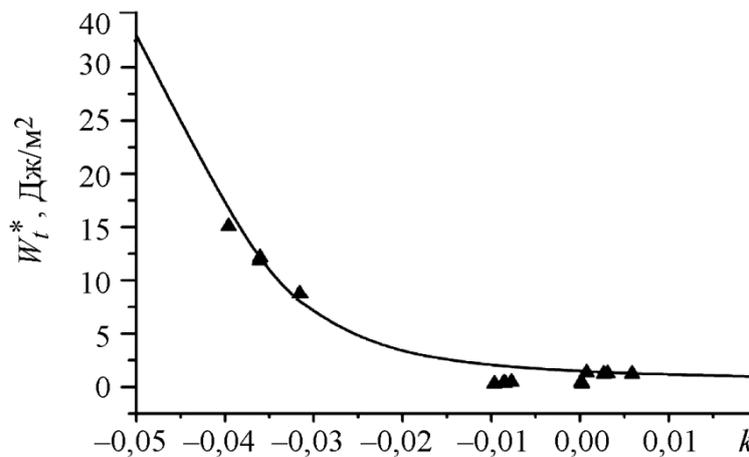


Рис. 5. Диаграмма предельной удельной работы адгезионного разрушения сдвигом

На рис. 5 приведена диаграмма предельной удельной работы адгезионного разрушения по механизму сдвига для исследованного адгезива. Видно, что при наличии растягивающих напряжений нормальных к плоскости клеевого соединения ($k > 0$) величина $W_t^*(k)$ мала, что свидетельствует о низкой адгезионной прочности сдвигу. В то же время в условиях действия сжимающих нормальных напряжений ($k < 0$) величина работы, затрачиваемой на адгезионное разрушение сдвигом, интенсивно возрастает.

5. Заключение

Выполнено исследование адгезионного разрушения при испытаниях на 3-хточечный изгиб клеевого соединения пластин из алюминий-магниевого сплава АМг6-НВП с помощью эпоксидного двухкомпонентного клея холодного отверждения на основе коммерческой эпоксидной смолы ЭД-20, отвержденной полиэтиленполиамином. Используя результаты видеосъемки деформирования образцов и результаты конечно-элементного моделирования испытаний, была получена функциональная зависимость удельной работы $W_t^*(k)$ адгезионного разрушения по механизму сдвига от показателя напряженного состояния k , которая описывается экспоненциальным законом. Установлено, что при наличии растягивающих напряжений, нормальных к плоскости клеевого соединения ($k > 0$), величина $W_t^*(k)$ мала, что свидетельствует о низкой адгезионной прочности сдвигу. В то же время в условиях действия сжимающих нормальных напряжений ($k < 0$) величина работы, затрачиваемой на адгезионное разрушение сдвигом, интенсивно возрастает. Полученные результаты могут быть использованы при оценке конструктивной прочности клеевых соединений в условиях сложного напряженного состояния.

Благодарность

Разработка экспериментальных методик исследования полимерных покрытий выполнена в соответствии с планом работ ИМАШ УрО РАН по теме АААА-А18-118020790145-0. Уральским отделением РАН была оказана финансовая поддержка в рамках проекта 18-11-1-11 в приобретении материалов для испытаний и в исследовании методом трехточечного изгиба влияния напряженного состояния на удельную работу адгезионного разрушения по механизму

сдвига для клеевого соединения. При выполнении экспериментальных исследований было использовано оборудование ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

Литература

1. Hutchinson J. W., Suo Z. Mixed Mode Cracking in Layered Materials // *Advanced in Applied Mechanics*. – 1992. – Vol. 29. – P. 63–191. – DOI: 10.1016/S0065-2156(08)70164-9.
2. Volinsky A. A., Moody N. R., Gerberich W. W. Interfacial toughness measurements for thin films on substrates // *Acta Materialia*. – 2002. – Vol. 50. – P. 441–466. – DOI: 10.1016/S1359-6454(01)00354-8.
3. Тамуж В. П., Протасов В. Д. Разрушение конструкций из композитных материалов. – Рига : Зинатне, 1986. – 264 с.
4. Тарнопольский Ю. М., Кинцис Т. Я. Методы статических испытаний армированных пластиков. – М. : Химия, 1981. – 272 с.
5. Adhesive Characteristics of Epoxy Glue in Relation to the Microgeometry of the Substrate Surface / E. O. Smirnova, I. A. Veretennikova, S. V. Smirnov, A. V. Pestov, D. A. Kononov // *AIP Conference Proceedings*. – 2018. – Vol. 2053. – 030066. – DOI: 10.1063/1.5084427.
6. Oliver W. C., Pharr G. M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load–displacement sensing indentation experiments // *Journal of Materials Research*. – 1992. – Vol. 7, iss. 6. – P. 1564–1583. – DOI: 10.1557/JMR.1992.1564.
7. Mechanical properties of epoxy composites reinforced with a low volume fraction of nanosilica fillers / M. Conradi, M. Zorko, A. Kocijan, I. Verpoest // *Materials Chemistry and Physics*. – 2013. – Vol. 137, iss. 3. – P. 910–915. – DOI: 10.1016/j.matchemphys.2012.11.00.
8. Морозов Е. М., Зернин М. В. Контактные задачи механики разрушения. – М. : Машиностроение, 1999. – 544 с.
9. Смирнов С. В., Веретенникова И. А., Вичужанин Д. И. Моделирование расслоения при пластической деформации биметаллического материала, полученного сваркой взрывом // *Вычислительная механика сплошных сред*. – 2014. – Т. 7, № 4. – С. 398–411. – DOI: 10.7242/1999-6691/2014.7.4.38.
10. Смирнов С. В., Домиловская Т. В. Накопление поврежденности при пластической деформации в условиях монотонного нагружения // *Металлы*. – 2002. – № 5. – С. 68–76.
11. Smirnov S. V., Domilovskaya T. V. Definition of the kinetic equation form for damage under the plastic deformation // *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*. – 2003. – Vol. 26, iss. 4. – P. 373–379. – DOI: 10.1046/j.1460-2695.2003.00624.x.
12. Колмогоров В. Л. Напряжения, деформации, разрушение. – М. : Металлургия, 1970. – 232 с.
13. Хук Р., Дживс Т. А. Прямой поиск решения для числовых и статических проблем. – 1961. – С. 212–219.

Received: 04.11.2019
Revised: 04.12.2019
Accepted: 20.12.2019
DOI: 10.17804/2410-9908.2019.6.037-047

SPECIFIC FEATURES OF GRAIN STRUCTURE EVOLUTION IN HPT-NANOSTRUCTURED TIN BRONZE UNDER SUBSEQUENT HEATING

A. V. Stolbovsky^{a)*}, V. V. Popov^{b)}, R. M. Falakhutdinov^{c)}, and S. A. Murzinova^{d)}

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

a)  <http://orcid.org/0000-0001-5228-7857>  stolbovsky@imp.uran.ru;
 b)  <http://orcid.org/0000-0002-9291-0102>  vpopov@imp.uran.ru;
 c)  <http://orcid.org/0000-0001-8505-9455>  falahutdinov@imp.uran.ru;
 d)  <http://orcid.org/0000-0001-5240-2966>  murzinova@imp.uran.ru

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

Address for correspondence: ul. S. Kovalevskoy, 18, Ekaterinburg, 620108, Russian Federation
 Tel.: +7 343 378 35 74; fax: +7 343 374 52 44

The grain structure of tin bronze with 7.4 wt % Sn after high-pressure torsion (HPT) at room temperature and subsequent annealing is analyzed. It is demonstrated that, in Cu-7.4 % Sn bronze, two groups of grains with different characteristics and different grain-boundary mobility are formed under deformation by HPT. It can be stated that the formation of two groups of grains results from different inclination of grains to relaxation due to the presence of competitive processes occurring directly under deformation. The grains of both groups evolve under heating, with increasing average crystallite size as the annealing temperature rises; however, their volume fraction depends on the defectiveness of the crystallites themselves.

Keywords: nanostructuring, nanostructures, severe plastic deformation, high-pressure torsion, grain boundaries, thermal stability, tin bronze, statistical analysis.

Acknowledgment

The electron microscope investigation was performed on the equipment installed in Nanotechnologies and Advanced Materials Testing Center, IMP UB RAS.

The study was performed under the state assignment of from FASO Russia (theme Function, No. AAAA-A19-119012990095-0) and partially supported by the Basic Research Program of UB RAS, project 18-10-2-37.

References

1. Gleiter H. Nanostructured materials: basic concepts and microstructure. *Acta Mater.*, 2000, vol. 48, no. 1, pp. 1–29. DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00285-2.
2. Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., Langdon T.G. *Bulk nanostructured materials: Fundamentals and applications*, Hoboken, New Jersey, USA, TMS, Wiley, 2013, pp. 440. DOI: 10.1002/9781118742679.
3. Estrin Y., Vinogradov A. Extreme grain refinement by severe plastic deformation: A wealth of challenging science. *Acta Materialia*, 2013, vol. 61, iss. 3, pp. 782–817. DOI: 10.1016/j.actamat.2012.10.038.
4. Sauvage X., Wilde G., Divinski S.V., Horita Z., Valiev R.Z. Grain boundaries in ultrafine grained materials processed by severe plastic deformation and related phenomena. *Mater. Sci. Eng. A.*, 2012, vol. 540, pp. 1–12. DOI: 10.1016/j.msea.2012.01.080.

5. Popov V.V., Sergeev A.V., Stolbovsky A.V. Emission M μ ssbauer spectroscopy of grain boundaries in ultrafine-grained W and Mo produced by severe plastic deformation. *Physics of Metals and Metallography*, 2017, vol. 118, pp. 354–361. DOI: <https://doi.org/10.1134/S0031918X17040081>.
6. Stolbovskii A.V., Popova E.N. Study of the Grain Boundary Structure in Submicrocrystalline Niobium after Equal-Channel Angular Pressing. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*, 2010, vol. 74, iss. 3, pp. 388–392. DOI: 10.3103/S1062873810030159.
7. Popov V.V., Sergeev A.V., Stolbovsky A.V. Emission Nuclear Gamma-Resonance Spectroscopy of Grain Boundaries in Coarse-Grained and Ultrafine-Grained Polycrystalline Mo. *Defect and Diffusion Forum*, 2015, vol. 364, pp. 147–156. DOI: 10.4028/www.scientific.net/DDF.364.147.
8. Popov V.V., Stolbovsky A.V., Sergeev A.V., Semionkin V.A. M μ ssbauer Spectroscopy of Grain Boundaries in Ultrafine-Grained Materials Produced by Severe Plastic Deformation. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*, 2017, vol. 81, iss. 7, pp. 951–955. DOI: 10.3103/S106287381707022X.
9. Popov V.V., Stolbovsky A.V., Popova E.N., Pilyugin V.P. Structure and thermal stability of Cu after severe plastic deformation. *Defect and Diffusion Forum*, 2010, vols. 297–301, pp. 1312–1321. DOI: 10.4028/www.scientific.net/DDF.
10. Stolbovsky A.V., Popov V.V., Popova E.N., Pilyugin V.P. Structure, thermal stability, and state of grain boundaries of copper subjected to high-pressure torsion at cryogenic temperatures. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*, 2014, vol. 78, iss. 9, pp. 908–916. DOI: 10.3103/S1062873814090299.
11. Pippan R., Scheriau S., Taylor A., Hafok M., Hohenwarter A., Bachmaier A. Saturation of fragmentation during severe plastic deformation. *Annual Review of Materials Research*, 2010, vol. 40, pp. 319–343. DOI: 10.1146/annurev-matsci-070909-104445.
12. Stolbovsky A.V., Popov V.V., Popova E.N. Structure and Thermal Stability of Tin Bronze Nanostructured by High Pressure Torsion. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2015, iss. 5, pp. 118–132. DOI: 10.17804/2410-9908.2015.5.118-132. URL: http://dream-journal.org/issues/2015-5/2015-5_52.html (accessed 30.10.2017).
13. Popov V.V., Popova E.N., Stolbovsky A.V., Falahutdinov R.M. Evolution of the Structure of Cu–1% Sn Bronze under High Pressure Torsion and Subsequent Annealing. *Physics of Metals and Metallography*, 2018, vol. 119, pp. 358–367. DOI: 10.1134/S0031918X18040154.
14. Popov V.V., Stolbovsky A.V., Popova E.N. Structure of nickel-copper alloys subjected to high-pressure torsion to saturation stage. *Physics of Metals and Metallography*, 2017, vol. 118, pp. 1073–1080. DOI: <https://doi.org/10.1134/S0031918X17110114>.
15. Popov V.V., Stolbovsky A.V., Popova E.N., Pilyugin V.P. Structure and thermal stability of Cu after severe plastic deformation. *Defect and Diffusion Forum*, 2010, vol. 297–301, pp. 1312–1321. DOI: 10.4028/www.scientific.net/DDF.
16. Stolbovsky A.V., Popov V.V., Popova E.N., Pilyugin V.P. Structure, thermal stability, and state of grain boundaries of copper subjected to high-pressure torsion at cryogenic temperatures. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*, 2014, vol. 78, iss. 9, pp. 908–916. DOI: 10.3103/S1062873814090299.
17. Kon'kova T.N., Mironov S.Y., Korznikov A.V. Room-temperature instability of the structure of copper deformed at a cryogenic temperature. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2011, vol. 2011, iss. 7, pp. 689–698. DOI: 10.1134/S0036029511070081.
18. Voronova L.M., Chashchukhina T.I., Degtyarev M.V., Pilyugin V.P. Structure Evolution and Stability of Copper Deformed at 80 K. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2012, vol. 2012, iss. 4, pp. 303–306. DOI: 10.1134/S0036029512040131.
19. Chashchukhina T.I., Voronova L.M., Degtyarev M.V., Pokryshkina D.K. Deformation and dynamic recrystallization in copper at different deformation rates in Bridgman anvils, *Physics of Metals and Metallography*, 2011, vol. 111, iss. 3, pp. 304–313. DOI: 10.1134/S0031918X11020049.

20. Stolbovsky A., Farafontova E. Statistical analysis method of the grain structure of nanostructured single phase metal materials processed by high-pressure torsion. *Sol. Stat. Phenomena*, 2018, vol. 284, pp. 425–430. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.284.425>.
21. Stolbovsky A., Farafontova E. Statistical analysis of histograms of grain size distribution in nanostructured materials processed by severe plastic deformation. *Sol. Stat. Phenomena*, 2018, vol. 284, pp. 431–435. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.284.431>.

Подана в журнал: 04.11.2019
УДК 669.3'6:539.89:539.25
DOI: 10.17804/2410-9908.2019.6.037-047

ОСОБЕННОСТИ ЭВОЛЮЦИИ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОЙ МЕТОДОМ КВД ОЛОВЯНИСТОЙ БРОНЗЫ ПРИ ПОСЛЕДУЮЩЕМ НАГРЕВЕ

А. В. Столбовский^{а)*}, В. В. Попов^{б)}, Р. М. Фалахутдинов^{в)}, С. А. Мурзинова^{г)}

*Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН,
д. 18, ул. С. Ковалевской, Россия, 620108, г. Екатеринбург, Российская Федерация*

- а)  <http://orcid.org/0000-0001-5228-7857>  stolbovsky@imp.uran.ru;
б)  <http://orcid.org/0000-0002-9291-0102>  vpopov@imp.uran.ru;
в)  <http://orcid.org/0000-0001-8505-9455>  falahutdinov@imp.uran.ru;
г)  <http://orcid.org/0000-0001-5240-2966>  murzinova@imp.uran.ru

*Ответственный автор. Электронная почта: stolbovsky@imp.uran.ru
Адрес для переписки: ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108, Российская Федерация
Тел.: +7 (343) 378–35–74; факс: (343) 374–52–44

Проведен анализ зеренной структуры наноструктурированной оловянистой бронзы с 7,4 мас. % Sn после деформации кручением под высоким давлением (КВД) при комнатной температуре и последующего отжига. Показано, что в оловянистой бронзе Cu-7,4 % Sn при деформации формируются две группы зерен с различными характеристиками, обладающие различной подвижностью границ зерен. Можно констатировать, что образование двух групп зерен является следствием присутствия конкурирующих процессов, протекающих непосредственно при деформации, что и определяет их различную склонность к релаксации при последующем нагреве. При этом зерна обеих выделенных групп эволюционируют при нагреве с возрастанием среднего размера кристаллитов с повышением температуры отжига, однако их объемная доля зависит от дефектности самих кристаллитов.

Ключевые слова: наноструктурирование, наноструктуры, интенсивная пластическая деформация, кручение под высоким давлением, границы зерен, термическая стабильность, оловянистая бронза, статистический анализ.

1. Введение

Применение интенсивной пластической деформации (ИПД) для наноструктурирования материалов позволяет получать материалы с необычным механическим поведением, уникальной структурой и свойствами [1–3]. Показано, что границы зерен в материалах, полученных ИПД, значительно отличаются от границ зерен в обычных поликристаллах [4–8]. Считается, что границы зерен деформационного происхождения в нано- и субмикроструктурных металлических материалах характеризуются высокой плотностью дефектов кристаллического строения и, соответственно, высокой энергией.

В то же время одной из важнейших проблем в создании наноструктурированных материалов с особыми свойствами является низкая термическая стабильность получаемых структур, особенно в чистых металлах [9–11]. Переход к материалам с увеличенной концентрацией примесных атомов в меди выражается в очевидном улучшении ее способности к наноструктурированию и к получению наноструктурного состояния уже при относительно малой степени деформации [12–14]. Это позволяет проследить эволюцию деформированной структуры именно при нагреве, поскольку полученные структуры сохраняются при комнатной температуре в отличие от наноструктурированной меди [15–19].

Протекание конкурирующих процессов во время интенсивной пластической деформации материалов, когда вместе с формированием границ деформационного происхождения идет конкурирующий процесс их релаксации [11], обуславливает образование как зерен, образованных границами, сформированными деформационным путем, так и зерен, сформированных в результате релаксационных процессов. Более того, различный механизм формирования таких зерен подразумевает и различное состояние границ, формирующих данные кристаллиты [2–8].

Использование ядерной гамма-резонансной спектроскопии позволяет различать границы зерен с различного происхождения по состоянию находящихся в границе зерна и приграничных объемах меченных атомов, которое зависит от их окружения [5–8], однако такой метод является уникальным и не имеет широкого применения из-за его высокой сложности. Поэтому в работах, посвященных структурным исследованиям наноструктурированных материалов, наиболее часто используется просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ).

Использование методики последующей обработки снимков, полученных с помощью ПЭМ, с построением распределений кристаллитов по их размерам дает возможность судить о среднем размере зерен структуры и изменении ее параметров при дальнейшем нагреве. Однако такой подход не позволяет произвести детальный анализ с возможностью разделения, если это необходимо, зерен на группы по их особенностям, в том числе по природе происхождения. Такое разделение является крайне интересным, поскольку процессы, проходящие в материале при деформации, например методом КВД, являются во многом конкурирующими, с проявлением различных релаксационных процессов, в том числе происходящих непосредственно после деформации или при последующем отжиге [11–19].

Медь и однофазные сплавы на основе меди являются интересным модельным материалом. Для исследования был выбран состав, близкий к границе максимальной растворимости олова в меди, имеющий однофазную структуру в широком диапазоне температур. Это позволяет получать, в отличие от чистой меди, устойчивое наноструктурное состояние и проследить эволюцию структуры при дальнейшем отжиге [12].

В работе [20] был предложен метод характеристики зеренной структуры, основанный на статистическом анализе распределений зерен по размерам для материалов, полученных ИПД. Однако статистический анализ был проведен только с использованием нормального распределения, в то время как в работе [21] была предложена модель, позволяющая повысить точность подгонки. В настоящей работе были поставлены задачи объединить разработанные подходы в единую методику и детально проанализировать эволюцию структуры при нагреве оловянистой бронзы, наноструктурированной методом КВД.

2. Материал и методика исследования

Для исследований использовались бронза с содержанием 7,4 мас. % олова. Сплав Cu-7,4 % Sn в литом состоянии подвергали гомогенизирующему отжигу в вакуумной печи при температуре 750 °C в течение 2 ч, чтобы исключить влияние дендритной ликвации и выровнять состав по сечению образцов. Для деформации кручением под высоким давлением вырезали диски диаметром 10 мм и толщиной 0,5 мм. Полученные диски деформировали в накопительных Бриджмена под давлением 4 ГПа с угловой скоростью 0,3 об./мин на 5 об. при комнатной температуре.

Структуру деформированных и отожженных образцов изучали с помощью просвечивающей электронной микроскопии в электронных микроскопах Philips-CM30 SuperTwin и JEM-200CX с дальнейшей обработкой снимков в автоматизированном комплексе SIAMS-600 для построения распределения зерен по размерам.

3. Результаты исследования и их обсуждение

В обзоре [11] было предложено трактовать получаемые при ИПД кручением структуры как результат воздействия конкурирующих процессов во время деформирования материала, когда вместе с формированием границ деформационного происхождения идет конкурирующий процесс их релаксации. Таким образом, в структуре предположительно должны наблюдаться как зерна, образованные границами, сформированными деформационным путем, так и зерна, сформированные в результате релаксационных процессов. Более того, различный механизм формирования таких зерен подразумевает и различное состояние границ, формирующих данные кристаллиты. Такой подход позволяет сделать акцент именно на неравновесности формирующихся границ, состояние которых значительно отличается от границ в крупнозернистых поликристаллах, формирующихся вследствие рекристаллизации [5–8].

В то же время в материалах, полученных методом КВД, обладающих средним размером кристаллитов около и менее 100 нм, визуальное разделение невозможно, это можно увидеть в работах по широкому спектру чистых металлов и однофазных сплавов [12–19], где представлены распределения зерен по размерам. При этом в большинстве этих работ высказывается предположение об однородности получаемой зеренной структуры. В работах [18, 19] использовалась аппроксимация полученных гистограмм единственным распределением. И в основном анализ распределения сводился к утверждению, что получаемые при КВД распределения зерен по размерам аппроксимируются логарифмически нормальным распределением.

В работе предлагается разделять зерна на отдельные группы кристаллитов по склонности их к релаксационным процессам при дальнейшем нагреве в рамках модельного подхода [20].

На рис. 1 приведены исходные гистограммы распределения зерен по размерам с наложением на гистограмму кривых, отвечающих отдельным распределениям и их суммарной кривой, а также представлена анализируемая структура.

Группы кристаллитов аппроксимировались моделью, представленной в работе [21], следующего вида:

$$f(x) = A \cdot \frac{1}{x} \cdot \frac{1}{\sqrt{2\pi} \cdot \sigma} \cdot e^{-\frac{(\ln x - \mu)^2}{2\sigma^2}} + B \cdot \frac{1}{\sqrt{2\pi} \cdot S} \cdot e^{-\frac{(x-M)^2}{2S^2}}, \quad (1)$$

где $M = e^{\mu + \frac{\sigma^2}{2}}$ – среднее значение для компоненты модели нормального распределения, рассчитанное из соответствующей величины для логарифмического нормального распределения; $S = \sqrt{(e^{\sigma^2} - 1) \cdot e^{2\mu + \sigma^2}}$ – стандартное отклонение (СКО), также рассчитанное из соответствующей величины для логарифмического нормального распределения; μ , σ – соответственно, среднее значение и стандартное отклонение для логнормального распределения; A и B – размерные факторы, определяющие вклад соответствующей компоненты.

Этот подход позволяет наиболее точно описать именно отдельную группу зерен, поскольку как логнормальное, так и нормальное распределения по отдельности не могут точно описать экспериментальное распределение, как было показано и подробно описано в работе [21], поэтому был сделан выбор в пользу более сложного, но при этом более точного модельного описания.

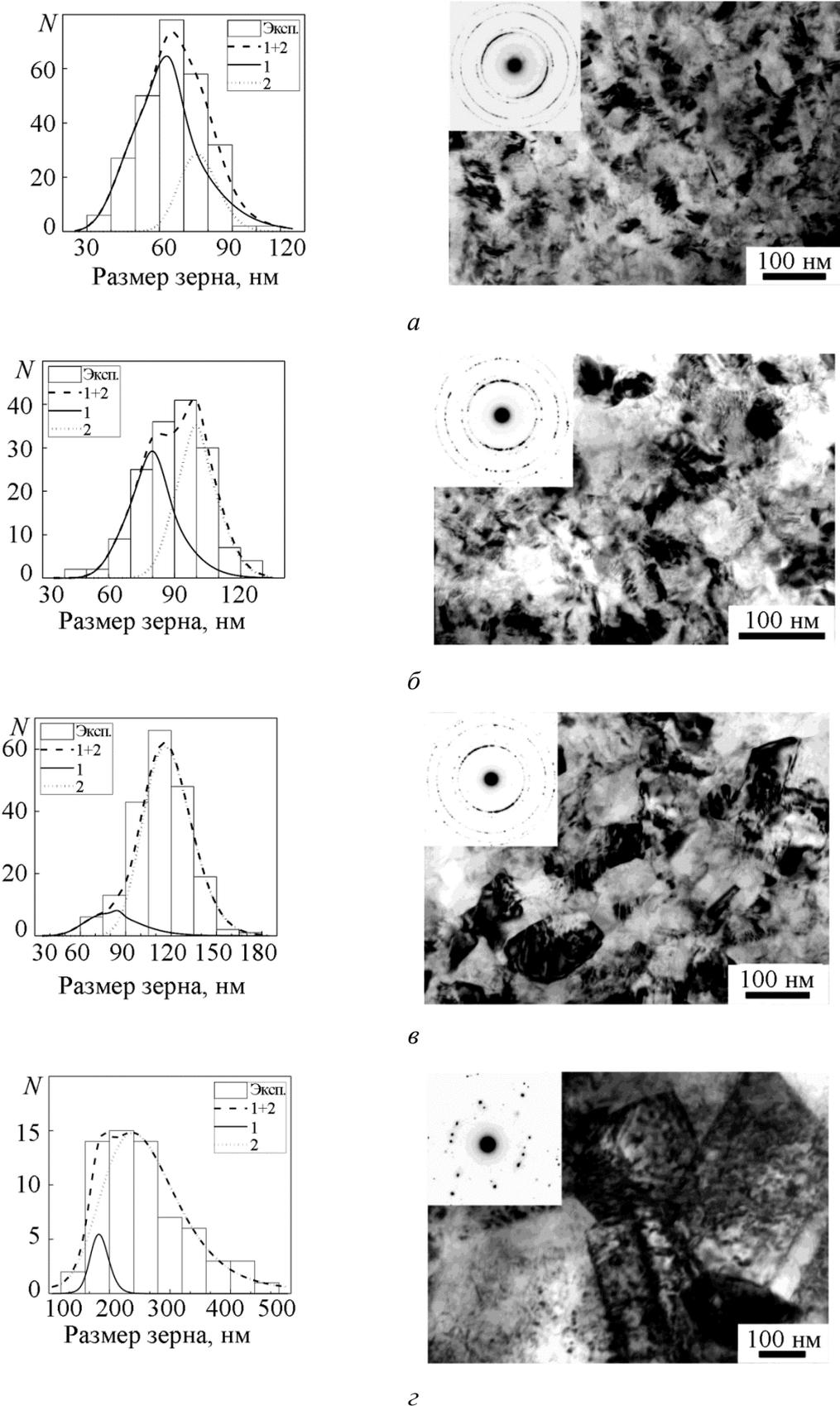


Рис. 1. Гистограммы распределения зерен по размерам с выделением отдельных групп зерен и микроструктура образцов при различной обработке: *а* – КВД; *б* – 200 °С; *в* – 250 °С; *з* – 300 °С

Результаты расчетов представлены на рис. 2. Помимо зависимостей среднего размера зерна, СКО и объемной доли отдельных распределений показаны также доли нормального и логнормального распределений для каждой отдельно выделенной группы зерен, в соответствии с моделью, представленной в работе [21]. Это позволяет провести анализ по дополнительным параметрам, относящимся к особенностям каждого отдельного распределения и соответственно связанным с природой формирования данных групп зерен.

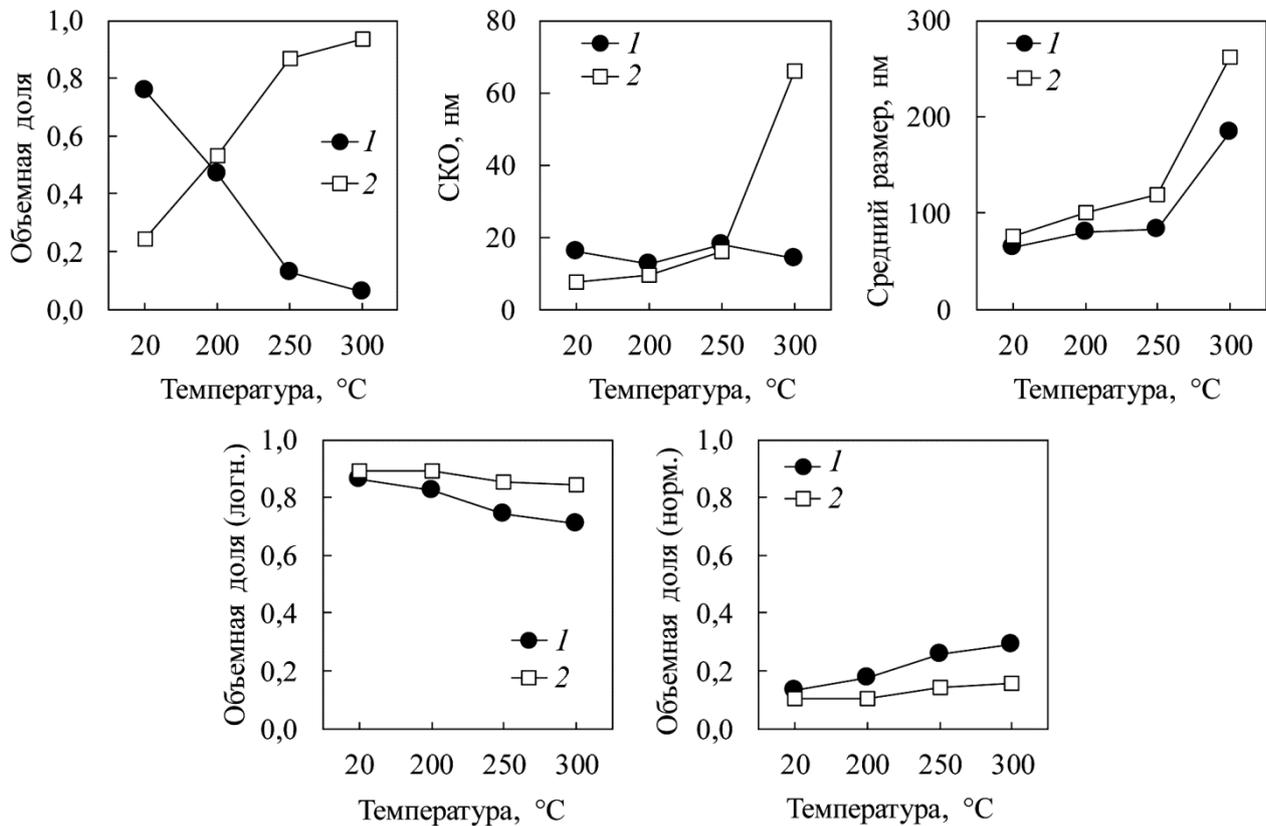


Рис. 2. Зависимости расчетных параметров распределений от температуры термической обработки (1, 2 – группы зерен)

По изменению значения объемной доли и среднего размера зерна можно выделить две отдельные группы зерен. С повышением температуры отжига средний размер зерна постепенно увеличивается для обеих групп зерен до температуры отжига 250 °C. Структуры имеют схожий характер с постепенно увеличивающимся размером кристаллитов. В то время как начиная с 300 °C происходит резкое увеличение среднего размера кристаллитов. Если проследить изменение объемных долей обеих групп, можно увидеть, что объемная доля одной из групп постепенно снижается без резких изменений при всех температурах отжига. Соответственно, объемная доля другой группы кристаллитов постепенно увеличивается.

Необходимо отметить, что модель включает дополнительные статистические характеристики, такие как доли логнормального и нормального распределений для каждой группы зерен. Это позволяет делать заключение об отнесении выделенного набора кристаллитов к группе 1 или 2, основываясь на очень близких параметрах, характерных для соответствующей группы. На рис. 2 видно, что доли логнормального и нормального распределений для каждой из выделенных групп зерен при данных температурах отжига имеют очень близкие параметры. Такое постоянство долей компонентов распределений может также указывать на идентичную природу происхождения выделенных групп зерен.

Таким образом, по результатам анализа можно утверждать, что сформированные группы зерен эволюционируют при всех исследованных температурах. Сильное различие в изменении СКО для выделенных групп кристаллитов при температуре 300 °С при значительном росте среднего значения можно объяснить сложностью подгонки вследствие малой объемной доли группы 1. В то же время значительное повышение СКО для группы 2 укладывается в тренд и связано с изменением среднего размера данной группы кристаллитов.

Значительное возрастание объемной доли и последующее абсолютное доминирование группы 2 при нагреве дает все основания утверждать, что кристаллиты, формирующие данную группу, более склонны к протеканию релаксационных процессов, обладают меньшей дефектностью внутреннего строения и сформированы в границах с меньшей энергией, что делает их предпочтительнее для системы с энергетической точки зрения. В то же время группу 1 образуют кристаллиты с большей дефектностью внутреннего строения и большей энергией границ зерен, что приводит к уменьшению их объемной доли при последующем нагреве. При этом кристаллиты также эволюционируют при нагреве, поскольку их средний размер возрастает с повышением температуры отжига, однако их объемная доля снижается и при дальнейшем повышении температуры отжига данная группа кристаллитов либо должна полностью исчезнуть, либо быть неотличима от доминирующей группы.

4. Заключение

Применение комплексного статистического подхода с подробным описанием гистограмм распределения зерен по размерам позволяет проводить анализ зеренной структуры в однофазных металлических материалах, наноструктурированных методом КВД.

Использование дополнительных статистических характеристик, таких как доли лог-нормального и нормального распределений для каждой группы зерен, можно использовать как дополнительные особенности для разделения экспериментально определенного распределения на группы при эволюции структуры.

Показано, что в оловянистой бронзе состава Cu-7,4 % Sn при деформации формируются две группы зерен с различными характеристиками, обладающие различной подвижностью границ зерен. При этом можно утверждать, что формирование двух групп обусловлено именно различной склонностью зерен к протеканию релаксационных процессов как следствие присутствия конкурирующих процессов, проходящих непосредственно во время деформирования.

В то же время зерна обеих выделенных групп эволюционируют при нагреве с возрастанием среднего размера кристаллитов с повышением температуры отжига, однако их объемная доля зависит от дефектности самих кристаллитов. Чем ниже дефектность кристаллитов, тем больше будет их объемная доля при последующем нагреве.

Благодарность

Электронно-микроскопическое исследование выполнено на оборудовании центра коллективного пользования в Испытательном центре нанотехнологий и перспективных материалов ИФМ УрО РАН.

Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России (тема «Функция» номер госрегистрации АААА-А19-119012990095-0), при частичной поддержке программы фундаментальных исследований УрО РАН (проект 18-10-2-37).

Литература

1. Литература Gleiter H. Nanostructured materials: basic concepts and microstructure // Acta Mater. – 2000. – Vol. 48, no. 1. – P. 1–29. – DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00285-2.

2. Valiev R. Z., Zhilyaev A. P., Langdon T. G. Bulk nanostructured materials: Fundamentals and applications. – Hoboken, New Jersey, USA : TMS, Wiley, 2013. – P. 440. – DOI: 10.1002/9781118742679.
3. Estrin Y., Vinogradov A. Extreme grain refinement by severe plastic deformation: A wealth of challenging science. – Acta Materialia. – 2013. – Vol. 61, iss. 3. – P. 782–817. – DOI: 10.1016/j.actamat.2012.10.038.
4. Grain boundaries in ultrafine grained materials processed by severe plastic deformation and related phenomena / X. Sauvage, G. Wilde, S. V. Divinski, Z. Horita, R. Z. Valiev // Mater. Sci. Eng. A. – 2012. – Vol. 540. – P. 1–12. – DOI: 10.1016/j.msea.2012.01.080.
5. Popov V. V., Sergeev A. V., Stolbovsky A. V. Emission M μ ssbauer spectroscopy of grain boundaries in ultrafine-grained W and Mo produced by severe plastic deformation // Physics of Metals and Metallography. – 2017. – Vol. 118. – P. 354–361. – DOI: <https://doi.org/10.1134/S0031918X17040081>.
6. Stolbovskii A. V., Popova E. N. Study of the Grain Boundary Structure in Submicrocrystalline Niobium after Equal-Channel Angular Pressing // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. – 2010. – Vol. 74, iss. 3. – P. 388–392. – DOI: 10.3103/S1062873810030159.
7. Popov V. V., Sergeev A. V., Stolbovsky A. V. Emission Nuclear Gamma-Resonance Spectroscopy of Grain Boundaries in Coarse-Grained and Ultrafine-Grained Polycrystalline Mo // Defect and Diffusion Forum. – 2015. – Vol. 364. – P. 147–156. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/DDF.364.147.
8. M μ ssbauer Spectroscopy of Grain Boundaries in Ultrafine-Grained Materials Produced by Severe Plastic Deformation / V. V. Popov, A. V. Stolbovsky, A. V. Sergeev, V. A. Semionkin // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. – 2017. – Vol. 81, iss. 7. – P. 951–955. – DOI: 10.3103/S106287381707022X.
9. Structure and thermal stability of Cu after severe plastic deformation / V. V. Popov, A. V. Stolbovsky, E. N. Popova, V. P. Pilyugin // Defect and Diffusion Forum. – 2010. – Vols. 297–301. – P. 1312–1321. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/DDF.
10. Structure, thermal stability, and state of grain boundaries of copper subjected to high-pressure torsion at cryogenic temperatures / A. V. Stolbovsky, V. V. Popov, E. N. Popova, V. P. Pilyugin // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. – 2014. – Vol. 78, iss. 9. – P. 908–916. – DOI: 10.3103/S1062873814090299.
11. Saturation of fragmentation during severe plastic deformation / R. Pippan, S. Scheriau, A. Taylor, M. Hafok, A. Hohenwarter, A. Bachmaier // Annual Review of Materials Research. – 2010. – Vol. 40. – P. 319–343. – DOI: 10.1146/annurev-matsci-070909-104445.
12. Stolbovsky A. V., Popov V. V., Popova E. N. Structure and Thermal Stability of Tin Bronze Nanostructured by High Pressure Torsion // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2015. – Iss. 5. – P. 118–132. – DOI: 10.17804/2410-9908.2015.5.118-132. – URL: http://dream-journal.org/issues/2015-5/2015-5_52.html (accessed 30.10.2017).
13. Evolution of the Structure of Cu–1% Sn Bronze under High Pressure Torsion and Subsequent Annealing / V. V. Popov, E. N. Popova, A. V. Stolbovsky, R. M. Falahutdinov // Physics of Metals and Metallography. – 2018. – Vol. 119. – P. 358–367. – DOI: 10.1134/S0031918X18040154.
14. Popov V. V., Stolbovsky A. V., Popova E. N. Structure of nickel-copper alloys subjected to high-pressure torsion to saturation stage // Physics of Metals and Metallography. – 2017. – Vol. 118. – P. 1073–1080. – DOI: 10.1134/S0031918X17110114.
15. Structure and thermal stability of Cu after severe plastic deformation / V. V. Popov, A. V. Stolbovsky, E. N. Popova, V. P. Pilyugin // Defect and Diffusion Forum. – 2010. – Vol. 297–301. – P. 1312–1321. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/DDF.
16. Structure, thermal stability, and state of grain boundaries of copper subjected to high-pressure torsion at cryogenic temperatures / A. V. Stolbovsky, V. V. Popov, E. N. Popova, V. P. Pilyugin // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. – 2014. – Vol. 78, iss. 9. – P. 908–916. – DOI: 10.3103/S1062873814090299.

17. Kon'kova T. N., Mironov S. Y., Korznikov A. V. Room-temperature instability of the structure of copper deformed at a cryogenic temperature. *Russian metallurgy (Metally)*. – 2011. – Vol. 2011, iss. 7. – P. 689–698. – DOI: 10.1134/S0036029511070081.
18. Structure Evolution and Stability of Copper Deformed at 80 K / L. M. Voronova, T. I. Chashchukhina, M. V. Degtyarev, V. P. Pilyugin // *Russian Metallurgy (Metally)*. – 2012. – Vol. 2012, iss. 4. – P. 303–306. – DOI: 10.1134/S0036029512040131.
19. Deformation and dynamic recrystallization in copper at different deformation rates in Bridgman anvils / T. I. Chashchukhina, L. M. Voronova, M. V. Degtyarev, D. K. Pokryshkina // *Physics of Metals and Metallography*. – 2011. – Vol. 111, iss. 3. – P. 304–313. – DOI: 10.1134/S0031918X11020049.
20. Stolbovsky A., Farafontova E. Statistical analysis method of the grain structure of nanostructured single phase metal materials processed by high-pressure torsion // *Sol. Stat. Phenomena*. – 2018. – Vol. 284. – P. 425–430. – DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.284.425>.
21. Stolbovsky A., Farafontova E. Statistical analysis of histograms of grain size distribution in nanostructured materials processed by severe plastic deformation // *Sol. Stat. Phenomena*. – 2018. – Vol. 284. – P. 431–435. – DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.284.431>.

Received: 06.11.2019
Revised: 05.12.2019
Accepted: 20.12.2019
DOI: 10.17804/2410-9908.2019.6.048-057

FEATURES OF THE STRAIN-INDUCED DISSOLUTION AND STRUCTURE OF FRACTURE SURFACES IN Cu-Co ALLOYS

T. P. Tolmachev^{1, 2, 3, a)*}, V. P. Pilyugin^{1, 2, b)}, A. M. Patselov^{1, c)}, T. M. Gapontseva^{1, 2, d)},
 A. V. Plotnikov^{1, e)}, R. V. Churbaev^{1, f)}, and A. V. Inozemtsev^{1, g)}

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

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

³*Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 34 Komsomolskaya St., Ekaterinburg, 620049, Russia*

- a)  <https://orcid.org/0000-0001-9073-4507>;
 b)  <https://orcid.org/0000-0002-5150-6605>;
 c)  <https://orcid.org/0000-0001-6438-0725>;
 d)  <https://orcid.org/0000-0001-6101-1967>;
 e)  <https://orcid.org/0000-0001-8949-5908>;
 f)  <https://orcid.org/0000-0002-0085-1855>;
 g)  <https://orcid.org/0000-0002-1737-6050>

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

Address for correspondence: ul. S. Kovalevskoy, 18, Ekaterinburg, 620108, Russian Federation
 Tel.: +7 (343) 378 38 05; fax: +7 (343) 374 52 44

Cu-Co alloys containing various amounts of copper and cobalt have been synthesized by mechanical alloying at room temperature. The initial component ratio and the value of strain have an effect on the ultimate equilibrium solubility in the system, as well as on the fracture surfaces. The heterogeneity of fractures in the Cu-Co alloys is revealed after the fracture of the alloys with a predominant content of Co and Cu. An increase in strain leads to the formation of a uniformly distributed cleavage in a Cu-based alloy, as well as in the case of originally equiatomic alloys. In addition, the formation of a solid solution based on high-temperature modification of Co has been found.

Keywords: mechanical alloying, severe plastic deformation, high-pressure torsion, X-ray diffraction analysis, scanning electron microscopy, supersaturated solid solution, immiscible Cu-Co system.

Acknowledgment

The X-ray analysis was made in the laboratory of high-pressure physics, IMP UB RAS, Ekaterinburg. Electron microscopy was performed in the Nanotechnologies and Advanced Materials Testing Center, IMP UB RAS, Ekaterinburg.

The study was performed under a state assignment and supported by UB RAS, project No. 18-10-2-24.

References

1. Barabash O.M., Koval Yu.N. *Struktura i svoystva metallov i splavov* [Structure and Properties of Metals and Alloys]. Kiev, Naukova Dumka Publ., 1986, 599 p. (In Russian).

2. Miedema A.R., De Chatel P.F., De Boer F.R. Cohesion in alloys – fundamentals of a semi-empirical model. *Physica B*, 1980, vol. 100, pp. 1–28. DOI: 10.1016/0378-4363(80)90054-6.
3. Drits M.E., Budberg P.B., Burkhanov G.S., Drits A.M., and Panovko V.M. *Svoystva elementov. Spravochnoe izdanie* [Properties of Elements: A Reference Book, ed by M.E. Drits]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1985. (In Russian).
4. Zhang X., Atrens A. A TEM study on the microstructure of rapidly solidified Cu-Co alloys. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1993, vol. 41, no. 2, pp. 563–568. DOI: 10.1016/0956-7151(93)90086-8.
5. Bridgman P.W. Effects of High Shearing Stress Combined with High Hydrostatic Pressure. *Physical Review*, 1935, vol. 48, pp. 825–847. DOI: 10.1103/PhysRev.48.825.
6. Edalati K., Horita Z. A review on high-pressure torsion (HPT) from 1935 to 1988. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, vol. 652, pp. 325–352. DOI: 10.1016/j.msea.2015.11.074.
7. Glezer A., Kozlov E., Koneva N., Popova N., Kurzina I. *Plastic Deformation of Nanostructured Materials*, Boca Raton, CRC Press, 2017. DOI: 10.1201/9781315111964.
8. Straumal B.B., Kilmametov A.R., Korneva A., Mazilkin A.A., Straumal P.B., Zieba P., Baretzky B. Phase transitions in Cu-based alloys under high pressure torsion. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, vol. 707, pp. 20–26. DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.12.057.
9. Mazilkin A.A., Straumal B.B., Kilmametov A.R., Boll T., Baretzky B., Kogtenkova O.A., Korneva A., Zikba P. Competition for impurity atoms between defects and solid solution during high pressure torsion. *Scripta Materialia*, 2019, vol. 173, pp. 46–50. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2019.08.001.
10. Bachmaier A., Aboulfadl H., Pfaff M., Мькlich F., Motz C. Structural evolution and strain induced mixing in Cu–Co composites studied by transmission electron microscopy and atom probe tomography. *Materials Characterization*, 2015, vol. 100, pp. 178–191. DOI: 10.1016/j.matchar.2014.12.022.
11. Bachmaier A., Krenn H., Knoll P., Aboulfadl H., Pippan R. Tailoring the magnetic properties of nanocrystalline Cu-Co alloys prepared by high-pressure torsion and isothermal annealing. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, vol. 725, pp. 744–749. DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.07.200.
12. Tolmachev T.P., Pilyugin V.P., Patselov A.M., Ancharov A.I., Inozemtsev A.V. Mechanical Alloying and Fracture Features of Non-Equilibrium Cu-Co Alloys. *Diagnosics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2018, iss. 6, pp. 18–26. DOI: 10.17804/2410-9908.2018.6.018-026. URL: http://dream-journal.org/issues/2018-6/2018-6_235.html (accessed: 05.11.2019).
13. Tonkov, E.Yu. *Fazovye diagrammy elementov pri vysokom davlenii* [Elements Phase Diagrams under High Pressure]. Moscow, Nauka Publ., 1979, p. 192. (In Russian).

Подана в журнал: 06.11.2019
УДК 669.35+669.25:539.89
DOI: 10.17804/2410-9908.2019.6.048-057

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО РАСТВОРЕНИЯ И СТРОЕНИЯ ПОВЕРХНОСТЕЙ РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu-Co

Т. П. Толмачев^{1, 2, 3, а)*}, В. П. Пилюгин^{1, 2, б)}, А. М. Пацелов^{1, в)}, Т. М. Гапонцева^{1, 2, г)},
А. В. Плотников^{1, д)}, Р. В. Чурбаев^{1, е)}, А. В. Иноземцев^{1, ж)}

¹Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Российская Федерация

²Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Российская Федерация

³Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Российская Федерация

- а)  <https://orcid.org/0000-0001-9073-4507>;
б)  <https://orcid.org/0000-0002-5150-6605>;
в)  <https://orcid.org/0000-0001-6438-0725>;
г)  <https://orcid.org/0000-0001-6101-1967>;
д)  <https://orcid.org/0000-0001-8949-5908>;
е)  <https://orcid.org/0000-0002-0085-1855>;
ж)  <https://orcid.org/0000-0002-1737-6050>

* Ответственный автор. Электронная почта: tolmachev@imp.uran.ru

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

Тел.: +7 (343) 378–38–05; факс: (343) 374–52–44

Методом механосплавления при комнатной температуре синтезированы образцы сплавов системы Cu-Co с различным содержанием меди и кобальта. В зависимости от исходного соотношения компонентов и величины деформации установлен факт изменения предельной равновесной растворимости в данной системе и изменение типа излома сплавов при его последующем разрушении. В результате разрушения сплавов с преимущественным содержанием Co и Cu выявляется неоднородность их изломов. Увеличение деформации приводит к формированию однородно распределенного скола в сплаве на основе Cu, а также в случае сплавов с исходным эквиатомным соотношением исследуемых компонентов. Кроме того, установлено формирование твердого раствора на основе высокотемпературной модификации Co.

Ключевые слова: механическое сплавление, большие пластические деформации, кручение под высоким давлением, рентгеновская дифрактометрия, сканирующая электронная микроскопия, пересыщенный твердый раствор, система ограниченной растворимости Cu-Co.

1. Введение

Сплавы из компонентов, обладающих ограниченной растворимостью, имеют большое значение как в научном, так и технологическом аспектах. Система Cu-Co характеризуется положительной энтальпией смешения компонентов, их ограниченной растворимостью: даже при 800 °C растворимость кобальта составляет не более 3 ат. %, а растворимость меди не более 1,5 ат. % [1, 2]. Разница ионных радиусов компонентов составляет более 15 % [3]. Определение условий формирования, а также исследование структуры и механических свойств сплавов системы Cu-Co в концентрациях существенно превышающих равновесное состояние, необходимы для создания основы реметаллических присадок как восстановителей поврежденных поверхностей в высоконагруженных парах трения, а также сплавов с повышенными прочностью и коррозионной стойкостью [4]. Используемые для синтеза неравновесных сплавов методы экстремального воздействия, такие как быстрая закалка, шаровой по-

мол, взрывная обработка и др., позволяют получать материал в дисперсном виде, что не дает возможность изучить пластичность, твердость и характерный тип разрушения образцов, поскольку после названных обработок они имеют порошковое состояние.

Для решения данной задачи целесообразно получать образцы в цельном виде при контролируемых условиях по температуре, скорости и величине деформации, что возможно в методе сдвига в камере Бриджмена под высоким давлением (кручением под высоким давлением – КВД) [5–6].

Рассматриваемая система в качестве объекта изучения влияния больших пластических деформаций на структуру и свойства привлекает к себе внимание ряда ведущих профильных лабораторий [8, 9–11]. Авторами статьи [12] было проведено механическое сплавление порошковых меди и кобальта методом КВД на одинаковую величину деформации для трех составов шихты. Было установлено, что изменение соотношения компонентов в шихте существенным образом влияет на характерный тип разрушения, связанный с различной полнотой протекания процессов механосплавления. Предполагалось, что одним из путей реализации завершенности механосинтеза может выступить повышение величины деформации.

Таким образом, основные цели исследования – выявление особенностей исходно порошковых компонентов Cu и Co различных составов, изучение кинетики процессов деформационно-индуцированного синтеза и микроструктуры поверхностей изломов полученных сплавов.

2. Материал и методика

Компоненты перед механосплавлением представляли собой порошки меди (чистотой 99,97 %) и кобальта (чистотой 99,98 %) с размером частиц не более 100 мкм в трех соотношениях: Cu₂₀Co₈₀, Cu₅₀Co₅₀, Cu₈₀Co₂₀, ат. %. Процедура механического сплавления заключалась в применении метода КВД на 5 и 30 об. наковален Бриджмена. В результате получали образцы дискообразной формы диаметром 5 мм и средней толщиной 0,05 мм. Температура обработки составляла 300 К, давление – 8 ГПа, скорость вращения наковален – 1 об./мин. Структурный и фазовый анализ образцов до деформации и после нее проводили с помощью метода рентгеновской дифрактометрии в геометрии на отражение на аппарате ДРОН-3 в CuK α -излучении. Образцы синтезированных КВД сплавов разрушали по диаметру изгибным способом и получали изображения поверхностей разрушения с помощью сканирующего электронного микроскопа Quanta-200. Более подробное описание методик приготовления и исследования сплавов в работе [12].

3. Результаты и обсуждение

В результате КВД Cu и Co в исходно порошковом состоянии и в трех соотношениях компонентов были сформированы образцы сплавов в цельном виде. На дифрактограмме от порошковой смеси Cu и Co, взятых в соотношении Cu₅₀Co₅₀, ат. %, выделяются пики от меди и присутствуют пики от ГПУ-кобальта (рис. 1, дифрактограмма 1). Для более наглядного представления о фазовых и структурных изменениях в деформированных образцах данные приведены в диапазоне 2 θ углов дифракции 38–55°.

КВД на 5 об. наковальни приводит к значительному уширению пиков компонентов на дифрактограммах 2–4 по сравнению с исходным порошковым состоянием (дифрактограмма 1), а также к снижению интенсивностей вторых и последующих пиков относительно (111) ГЦК-фазы (рис. 1). Интенсивность ряда пиков от ГПУ-фазы также претерпевает изменение. Так, в результате КВД смеси исходного состава Cu₂₀Co₈₀, ат. %, пик (00,2) становится выше соседнего пика (10,1) (дифрактограмма 2). Для составов смеси Cu₅₀Co₅₀ и Cu₈₀Co₂₀, ат. %, пики от ГПУ-фазы на основе низкотемпературной модификации кобальта становятся практически неотделимыми от фона (дифрактограммы 3 и 4). Таким образом,

в результате, как деформации, так и увеличения доли кобальта в шихте происходит уменьшение областей когерентного рассеяния и увеличение внутренних напряжений.

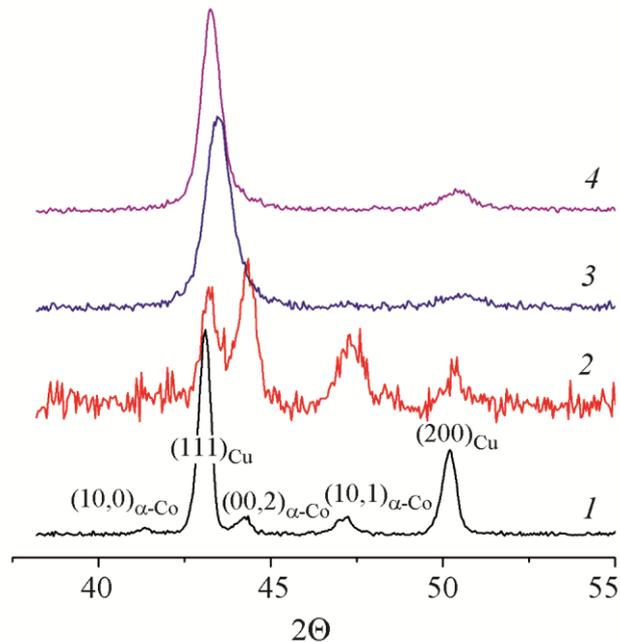


Рис. 1. Рентгеновские дифрактограммы компонентов системы Cu и Co в порошковом состоянии и после механосплавления: 1 – недеформированная смесь состава Cu50Co50, ат. %. После КВД на 5 об.: 2 – состава Cu20Co80, ат. %; 3 – Cu50Co50, ат. %; 4 – Cu80Co20, ат. %

Кроме того, КВД привело не только к изменению формы и интенсивностей пиков на дифрактограммах сплавов Cu-Co, но и к смещению пиков от ГЦК-фазы в сторону больших углов дифракции (рис. 1). Этот эффект тем больше, чем больше доля кобальта в шихте. Смещение рефлексов вместе с уменьшением интенсивности рефлексов от кобальта связано с его деформационным растворением (по крайней мере, частичным) в матрице меди по типу замещения.

Увеличение угла поворота до 30 об. приводит к еще большему увеличению ширины рефлексов на дифрактограммах 2–4 (рис. 2), что свидетельствует об увеличении микронапряжений и уменьшении размеров областей когерентного рассеяния. Присутствуют только пики от ГЦК-фазы, присутствие линий ГПУ-фазы наблюдается только на уровне фона. Дальнейшее смещение ГЦК-пиков в сторону увеличения угла 2θ дифракции также имеет место.

Визуально, построив дифрактограмму деформированного на 30 об. образца из смеси исходного состава Cu20Co80, ат. % (рис. 2), можно оценить индуцированный обработкой переход, расположив тут же рефлексы от структур меди и высокотемпературной модификации кобальта, обладающий ГЦК-решеткой, по литературным данным. Наиболее четко различим пик, расположенный между положениями рефлексов (111) от чистых меди и ГЦК-кобальта.

Хотя в целом уровень фона достаточно высок, в местах, расположенных между остальными пиками чистых компонентов (в пределах углов 2θ дифракции до 100 градусов), за исключением пиков (200) и (222), имеются слабо выраженные достаточно широкие пики от деформированной структуры. Таким образом, визуальная оценка говорит о формировании ГЦК-фазы твердого раствора из меди и кобальта.

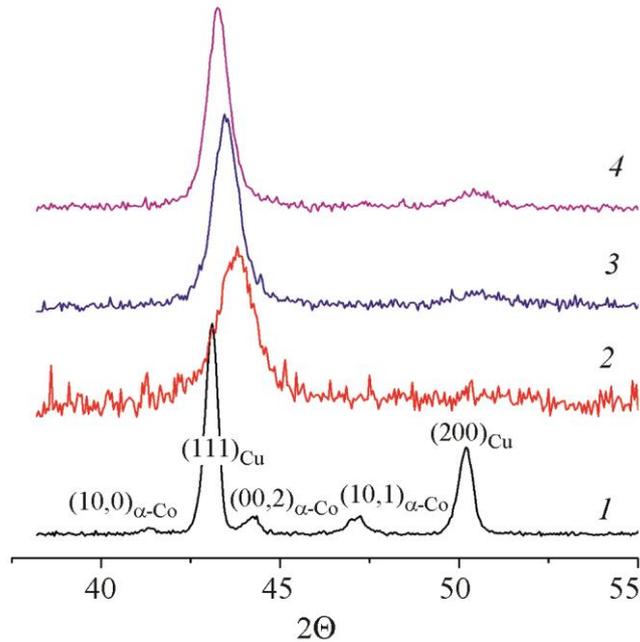


Рис. 2. Рентгеновские дифрактограммы компонентов системы Cu и Co в порошковом состоянии и после механосплавления: 1 – недеформированная смесь состава Cu50Co50, ат. %. После КВД на 30 об.: 2 – состава Cu20Co80, ат. %; 3 – Cu50Co50, ат. %; 4 – Cu80Co20, ат. %

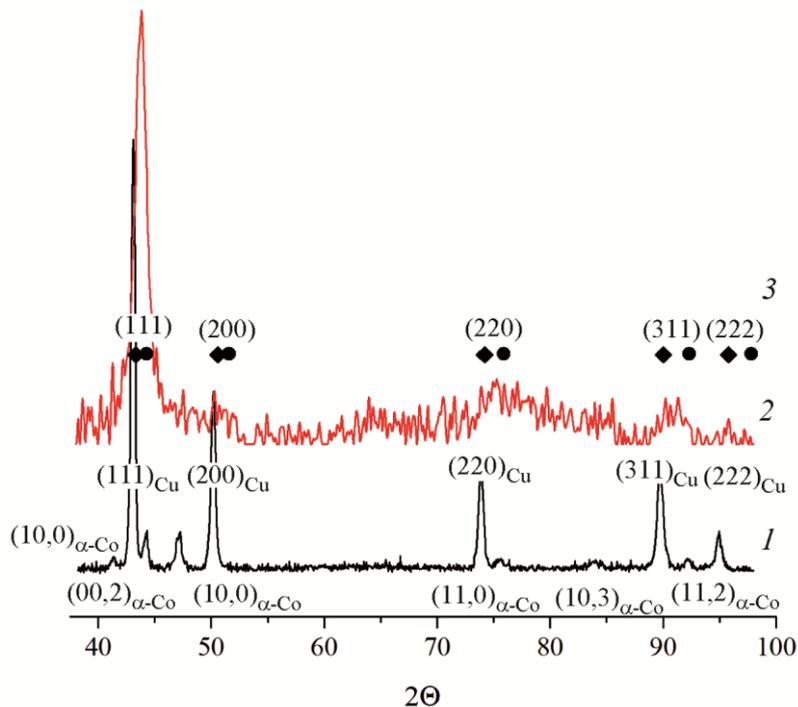


Рис. 3. Рентгеновские дифрактограммы: 1 – от порошковой смеси в эквиатомном соотношении компонентов; 2 – от синтезированного КВД на 30 об. образца исходного состава Cu20Co80, ат.%; 3 – литературные данные по рефлексам от меди (♦) и высокотемпературной фазы кобальта (●)

Расчет периода кристаллической решетки исходного состояния показывает, что значения периода отличаются от табличных значений (3,615–3,617 Å [1, 3]). Более того, отли-

чаются и таковые значения от порошковой меди (таблица). Это можно объяснить мелкодисперсностью частиц, вероятным наличием примесей по типу оксидной пленки, а также предварительной обработкой перед КВД для гомогенизации смеси. Тем не менее, различия в значениях периода кристаллической решетки ГЦК-фаз составляют сотые доли ангстрема.

Значения периодов кристаллической решетки меди в исходном состоянии и ГЦК-твердого раствора

Число оборотов наковальни	Cu80Co20, ат. %	Cu50Co50, ат. %	Cu20Co80, ат. %
	a_{cp} (ГЦК), Å	a_{cp} (ГЦК), Å	a_{cp} (ГЦК), Å
Исходное состояние	3,620	3,625	3,623
$n = 5$	3,617	3,598	3,587
$n = 30$	3,616	3,584	3,571

Уменьшение значений периодов кристаллической решетки ГЦК-фазы на основе меди показывает о постепенном растворении кобальта в медной матрице с ростом деформации и увеличении содержания кобальта в шихте, что подтверждает данные визуальной оценки положения и формы пиков на дифрактограммах. Известно, что в данной системе постепенное растворение кобальта в матрице меди будет приводить к уменьшению периода кристаллической решетки твердого раствора [3], что будет отвечать смещению пиков от фазы на основе меди в сторону больших углов дифракции. Кроме того, уже в результате деформации на 5 об. наковальни преодолевается пороговое значение в 3,607 Å, которое соответствует максимально возможной растворимости в 8 ат. % Co при 1110 °C на равновесной фазовой диаграмме Cu-Co [3].

Для изучения характера разрушения, а также структурного состояния в объеме полученных деформацией сплавов, образцы, имеющие форму дисков, подвергали изгибному излому по диаметру. Образец сплава исходного состава Cu20Co80, ат. %, деформированный на 5 об. наковальни, имеет весьма неоднородную поверхность разрушения (рис. 4 а, $n = 5$).

На нем как визуально, так и по анализу характеристического излучения можно определить частицы недорастворившегося чистого кобальта и образовавшегося твердого раствора (рис. 4 а). В результате увеличения числа оборотов до 30 характер излома сплава существенно меняется. Участки, содержащие частицы недорастворенных компонентов отсутствуют, рельеф менее выражен в сравнении с рельефом предыдущего образца (рис. 4 а, $n = 30$). На изломе различимы две неравные области. Первая находится вблизи торцевых граней образца, располагавшихся во время КВД на рабочих площадках наковален. Характер излома в данной области – скол, прерываемый единичными ямками и ручьистыми бороздами, идущими от внешней поверхности вглубь образца по пути формирования излома при изгибном воздействии. Поверхность вблизи противоположной стороны образца имеет аналогичный характер разрушения, но меньшую площадь. В объеме образца излом имеет иной характер по сравнению с приповерхностными областями. Отмечается слоистость, параллельная плоскости образца, с вытянутыми элементами структуры. Имеются единичные большие глубокие трещины под острым углом друг к другу, располагающиеся вдоль плоскости образца. Также имеются тонкие трещины, разделяющие слои, которые могут быть хорошо различимы только при больших увеличениях.

Излом от образца экваторного состава (рис. 4 б) отличается от излома образца состава Cu20Co80, ат. % однородным типом поверхности разрушения, аналогичным излому боковых приповерхностных участков. Тип поверхности излома одинаков как после 5, так и после 30 об. наковальни.

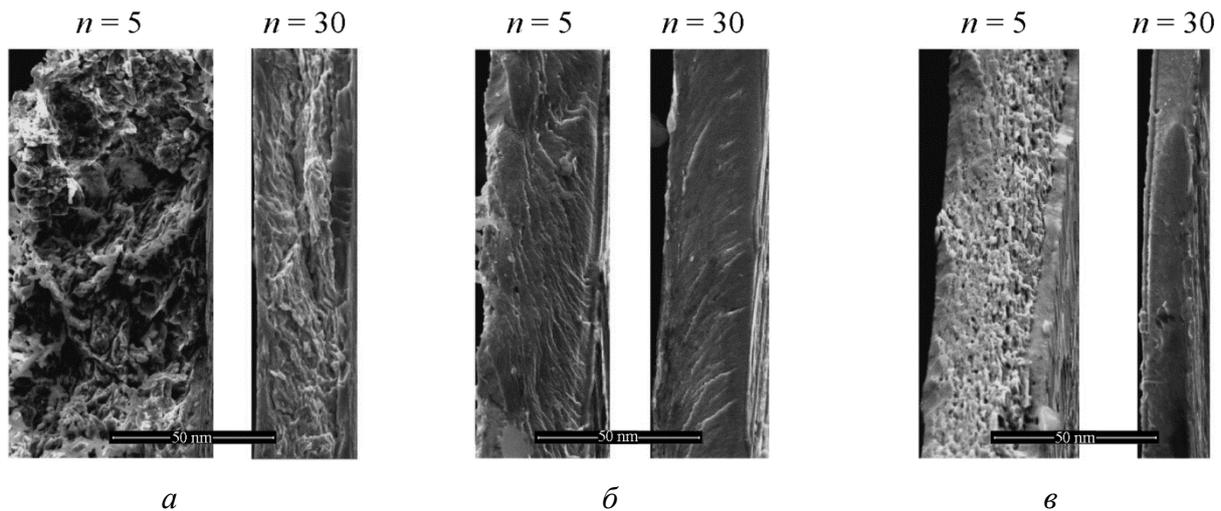


Рис. 4. Изображения в СЭМ изломов механически синтезированных сплавов системы Cu-Co на расстоянии 0,5 радиуса, полученных КВД на 5 и 30 об. в наковальни:
a – исходный состав Cu20Co80, ат. %; *б* – Cu50Co50, ат. %; *в* – Cu80Co20, ат. %

На изломе образца, полученного деформацией на 5 оборотов наковальни исходного соотношения компонентов в шихте Cu80Co20, ат. % (рис. 4 *в*), также выявляются два типа поверхности разрушения: приповерхностные области и центральная область, ограниченная приповерхностными. Области, более близкие к наковальням, в процессе обработки испытали значительно большую деформационную проработку структуры, вследствие чего образовался сплошной, ровный излом по типу хрупкого скола. В то же время в центральной области (рис. 3 *в*, $n = 5$) имеются участки, которые подверглись меньшей деформационной обработке. На изображениях образцов после 30 об. (рис. 4 *в*) такие изломы отсутствуют.

Таким образом, в зависимости от соотношения меди и кобальта в шихте изменяется тип излома механосинтезированного сплава: хрупко-вязкий (рис. 4 *в*) в случае состава Cu80Co20, ат. %; хрупкий по типу скола; однородный и равномерный по рельефу поверхности в случае эквиатомного состава; смешанного типа в случае пропорции Cu20Co80, ат. %. Увеличение числа оборотов наковальни, приводит в случае соотношения компонентов Cu20Co80, ат. % к излому сплава с менее выраженной неоднородностью, хрупким характером разрушения. В случае эквиатомного соотношения ситуация существенно не меняется, а для состава Cu80Co20, ат. % излом становится более однородным.

Оценка состава сформировавшегося твердого раствора показывает, что для сплава с исходным составом Cu80Co20, ат. % в результате увеличения числа оборотов КВД формируется твердый раствор на основе меди с малой долей кобальта на уровне нескольких процентов (рис. 5). Для смеси рассматриваемых компонентов эквиатомного состава деформационное растворение кобальта в медной матрице составляет уже более 10 ат. %. КВД состава Cu20Co80, ат. % приводит к формированию твердого раствора с еще большим содержанием доли кобальта, чем в предыдущих случаях, а увеличение числа оборотов приводит к формированию ГЦК-твердого раствора на основе кобальта (рис. 5).

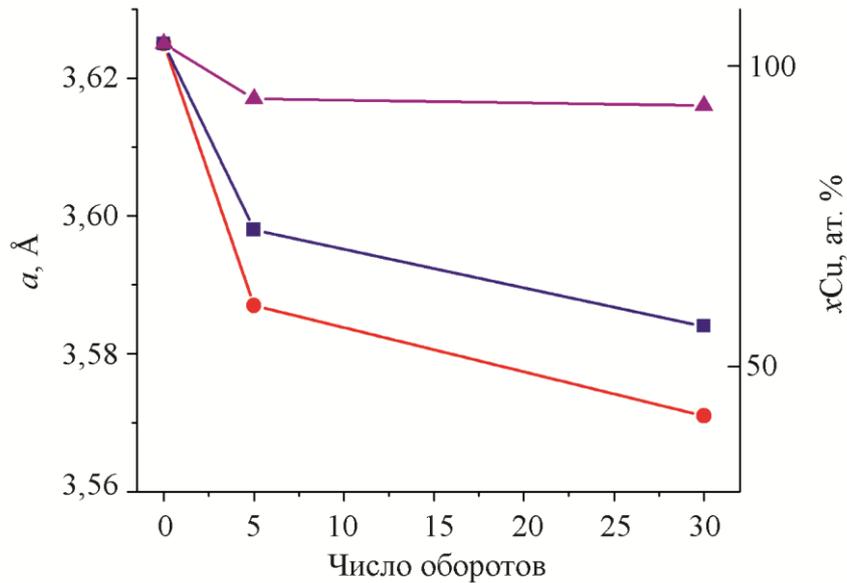


Рис. 5. Изменение периода кристаллической решетки и состава ГЦК-твердого раствора на основе меди и кобальта в зависимости от числа оборотов КВД смесей компонентов в исходном соотношении: Cu80Co20, ат. % (▲); Cu50Co50, ат. % (■); Cu20Co80, ат. % (●)

Отметим, что температура полиморфного превращения в кобальте начинается выше 400 °С и возрастает с ростом давления [13], поэтому только за счет возрастания давления формирование ГЦК-фазы на основе кобальта при комнатной температуре не представляется возможным. Наличие высокого давления необходимо, но не достаточно. Решающим фактором является деформация и индуцированные ей процессы, такие как диффузия под напряжением, деформационная фрагментация (более подробно – в работе [12]), приводящие к взаимному перемешиванию атомов компонентов системы Cu-Co.

Таким образом, достигается не только превышение границы равновесной (в т.ч. высокотемпературной) растворимости, но и происходит формирование ГЦК-твердого раствора в системе Cu-Co, но уже на основе высокотемпературной в-модификации кобальта. Учет характера разрушения позволяет заключить, что для состава Cu20Co80, ат. % все указанное касается приповерхностных областей, тогда как в объеме имеется незавершенность процессов механосплавления в сравнении со сплавами других исходных составов.

4. Заключение

В системе «медь–кобальт» установлено формирование пересыщенных твердых растворов в результате воздействия больших пластических деформаций методом кручения под высоким квазигидростатическим давлением на наковальнях Бриджмена. Достигается не только выход за пределы равновесной растворимости по фазовым диаграммам, но и формирование твердого раствора замещения на основе ГЦК-кобальта. Для повышения однородности распределения твердого раствора по всему объему сплава необходимо идти по пути возрастания величины деформации, а также рассматривать изменение других физических параметров механосплавления.

Благодарность

Рентгеновский анализ выполнен на базе Лаборатории физики высоких давлений ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург. Электронная микроскопия выполнена в ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов», ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург.

Работа выполнена при поддержке проекта УрО РАН (проект № 18-10-2-24) и в рамках государственного задания.

Список литературы

1. Барабаш О. М., Коваль Ю. Н. Структура и свойства металлов и сплавов. – Киев : Наукова думка, 1986. – 599 с.
2. Miedema A. R., De Chatel P. F., De Boer F. R. Cohesion in alloys – fundamentals of a semi-empirical model // *Physica B*. – 1980. – Vol. 100. – P. 1–28. – DOI: 10.1016/0378-4363(80)90054-6.
3. Свойства элементов : справочник / М. Е. Дриц, П. Б. Будберг, Г. С. Бурханов, А. М. Дриц, В. М. Пановко / под ред. М. Е. Дрица. – М. : Metallurgia, 1985 – 672 с.
4. Zhang X., Atrens A. A TEM study on the microstructure of rapidly solidified Cu-Co alloys // *Acta Metallurgica et Materialia*. – 1993. – Vol. 41, no. 2. – P. 563–568. – DOI: 10.1016/0956-7151(93)90086-8.
5. Bridgman P. W. Effects of High Shearing Stress Combined with High Hydrostatic Pressure // *Physical Review*. – 1935. – Vol. 48. – P. 825–847. – DOI: 10.1103/PhysRev.48.825.
6. Edalati K., Horita Z. A review on high-pressure torsion (HPT) from 1935 to 1988 // *Materials Science and Engineering: A*. – 2016. – Vol. 652. – P. 325–352. – DOI: 10.1016/j.msea.2015.11.074.
7. Основы пластической деформации наноструктурных материалов / А. М. Глезер, Э. В. Козлов, Н. А. Конева, Н. А. Попова, И. А. Курзина / под ред. А. М. Глезера – М. : Физматлит, 2016. – 304 с. – ISBN: 978-5-9221-1689-3.
8. Phase transitions in Cu-based alloys under high pressure torsion / В. В. Straumal, A. R. Kilmametov, A. Korneva, A. A. Mazilkin, P. B. Straumal, P. Zieba, B. Baretzky // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2016. – Vol. 707. – P. 20–26. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.12.057.
9. Competition for impurity atoms between defects and solid solution during high pressure torsion / A. A. Mazilkin, B. B. Straumal, A. R. Kilmametov, T. Boll, B. Baretzky, O. A. Kogtenkova, A. Korneva, P. Zieba // *Scripta Materialia*. – 2019. – Vol. 173. – P. 46–50. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2019.08.001.
10. Structural evolution and strain induced mixing in Cu–Co composites studied by transmission electron microscopy and atom probe tomography / A. Bachmaier, H. Aboulfadl, M. Pfaff, F. Mücklich, C. Motz // *Materials Characterization*. – 2015. – Vol. 100. – P. 178–191. – DOI: 10.1016/j.matchar.2014.12.022.
11. Tailoring the magnetic properties of nanocrystalline Cu-Co alloys prepared by high-pressure torsion and isothermal annealing / A. Bachmaier, H. Krenn, P. Knoll, H. Aboulfadl, R. Pippan // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2017. – Vol. 725. – P. 744–749. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.07.200.
12. Mechanical Alloying and Fracture Features of Non-Equilibrium Cu-Co Alloys / T. P. Tolmachev, V. P. Pilyugin, A. M. Patselov, A. I. Ancharov, A. V. Inozemtsev // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2018. – Iss. 6. – P. 18–26. – DOI: 10.17804/2410-9908.2018.6.018-026. – URL: http://dream-journal.org/issues/2018-6/2018-6_235.html (accessed: 05.11.2019).
13. Тонков Е. Ю. Фазовые диаграммы элементов при высоком давлении. – М. : Наука, Главная редакция физико-математической литературы, 1979. – 192 с.

Received: 17.10.2019

Revised: 21.11.2019

Accepted: 20.12.2019

DOI: 10.17804/2410-9908.2019.6.058-067

FATIGUE FAILURE OF NATURAL COMPOSITE MATERIALS

V. P. Shveikin

*Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
34 Komsomolskaya St., 620049, Ekaterinburg, Russian Federation
B. N. Yeltsin Ural Federal University,
19 Mira St., 620002, Ekaterinburg, Russian Federation*

 <https://orcid.org/0000-0002-9316-1369>  shveikin60@mail.ru

Corresponding author. E-mail: shveikin60@mail.ru

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

Tel.: +7 (343) 374 25 94

The paper studies the fatigue characteristics of samples of low-carbon low-alloy steels, normalized and cooled from the intercritical temperature range at different rates. Fractographs of the fracture surfaces of the samples after fatigue tests are presented. The fatigue fracture surfaces are analyzed in detail. It is concluded that biphasic ferritic-martensitic steels have a higher resistance to fatigue failure as compared to steels with the ferrite-pearlite structure.

Keywords: low-carbon low-alloy steels, ferritic-martensitic steels, fracture surface, fatigue failure, ferrite-pearlite structure.

Acknowledgment

The study was performed with the use of the equipment installed at the Plastometriya collective use center affiliated to the IES UB RAS, Ekaterinburg, under the Arctic program of UB RAS, project BP 18-9-1-20.

References

1. Botvina L.R. *Kinetika razrusheniya konstruktsionnykh materialov* [Fracture Kinetics of Construction Materials]. Moscow, Nauka Publ., 1989. 230 p. (In Russian).
2. Kotsanda S. *Ustalostnoe rastreskivanie metallov* [Fatigue Cracking of Metals, transl. Pol.]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1990. (In Russian).
3. Bronfin B.M., Shveikin V.P., Shifman A.Z. Influence of type of microstructure on fatigue resistance and fracture of low-carbon, low-alloy steel. *Steel in the USSR*, vol. 16, iss. 10, pp. 494–496.
4. Goritskii V.M. and Terent'ev V.F. *Struktura i ustalostnoe razrushenie metallov* [Structure and Fatigue-Induced Failure of Metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1980. (In Russian).
5. Wasen J., Hamberg K., Karlsson B. The influence of prestrain and ageing on fatigue crack growth in a Dual-Phase Steel. *Scripta Metallurgica*, 1984, vol. 18, no. 3, pp. 621–624.
6. Pietrowski R., Gasse W.F., and Kenny W.D. Fatigue Properties of Renitrogenized and Dual Phase Steels. In: *International Congress and Exposition*, Detroit, Michigan, February 28–March 4, 1983: SAE Technical Paper Series, 1983, no. 2, pp. 1–11.
7. Romaniv O.N. *Vyazkost razrusheniya konstruktsionnykh staley* [Fracture Toughness of Structural Steels]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1979. 176 p. (In Russian).
8. Potemkin A., Vikylov A., Nikitin D. Fatigue failure of materials from a position of various theories. *Nauchno-metodicheskiy Elektronnyy Zhurnal "Kontsept"*, 2015, vol. 13, pp. 3311–3315. (In Russian).

9. Orlov M.R., Ospennikova O.G., Avtaev V.V., Terekhin A.M., Filonova E.V. Fractography analysis of operational distrupture of the gas-turbine engine high pressure rotor disk made of EP741-NP superalloy. *Aviatsionnye Materialy i Tekhnologii*. 2015, no. S1 (38), pp. 5–12. (In Russian).
10. Drukarenko N.A., Kamantsev I.S., A.V.Kuznetsov, Vladimirov A.P., Khudorozhkova Yu.V. Numerical and Experimental Approaches to the Evaluation of the Fatigue Life of a Cylindrical Specimen made of the 09G2S Steel. In: *AIP Conf. Proc.*, 2017, vol. 1915, 040010. DOI: 10.1063/1.5017358.

Подана в журнал: 17.10.2019

УДК 620.172.25

DOI: 10.17804/2410-9908.2019.6.058-067

ОСОБЕННОСТИ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ЕСТЕСТВЕННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

В. П. Швейкин

¹Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук,
ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация

²Уральский федеральный университет,
ул. Мира, 19, Екатеринбург, Российская Федерация

 <https://orcid.org/0000-0002-9316-1369>  shveikin60@mail.ru

Ответственный автор. Электронная почта: shveikin60@mail.ru

Адрес для переписки: ул. Комсомольская, 34, г. Екатеринбург, 620049, Российская Федерация

Тел.: +7 (343) 374 25 94

Проведено исследование усталостных характеристик образцов малоуглеродистых низколегированных сталей в нормализованном состоянии и после охлаждения из межкритического интервала температур с различными скоростями. Приведены фрактограммы поверхности разрушения образцов после усталостных испытаний. Проведен детальный анализ зон поверхности усталостного разрушения. Сделан вывод о том, что двухфазные феррито-мартенситные стали обладают более высоким сопротивлением усталостному разрушению по сравнению со сталями с феррито-перлитной структурой.

Ключевые слова: малоуглеродистые низколегированные стали, феррито-мартенситные стали, поверхность разрушения, усталостное разрушение, феррито-перлитная структура.

1. Введение

Двухфазные феррито-мартенситные стали (ДФМС), получаемые путем закалки из межкритического интервала температур, можно рассматривать как естественный композит, состоящий из мягкой пластичной ферритной матрицы и твердой структурной составляющей. Многие типы разрушений, в том числе и большинство эксплуатационных, образуются в результате усталостного нагружения [1, 2]. В связи с этим, научный и практический интерес представляют данные по влиянию скорости охлаждения из межкритического интервала температур и последующего деформационного старения на сопротивление ДФМС усталостному разрушению. Исследование проведено на стали 05Г2С2 [3] и 05Г2Р.

2. Подготовка образцов

Применением различных режимов термообработки формировали микроструктуру: феррито-перлитную после нормализации от 1000 °С, феррито-мартенситную после закалки в воде из межкритического интервала температур (850 °С), феррито-бейнито-мартенситную после охлаждения с этой же температуры в масле. Образцы деформировали в холодном состоянии на 5 %, часть из них подвергали старению при 200 °С в течение 1 ч.

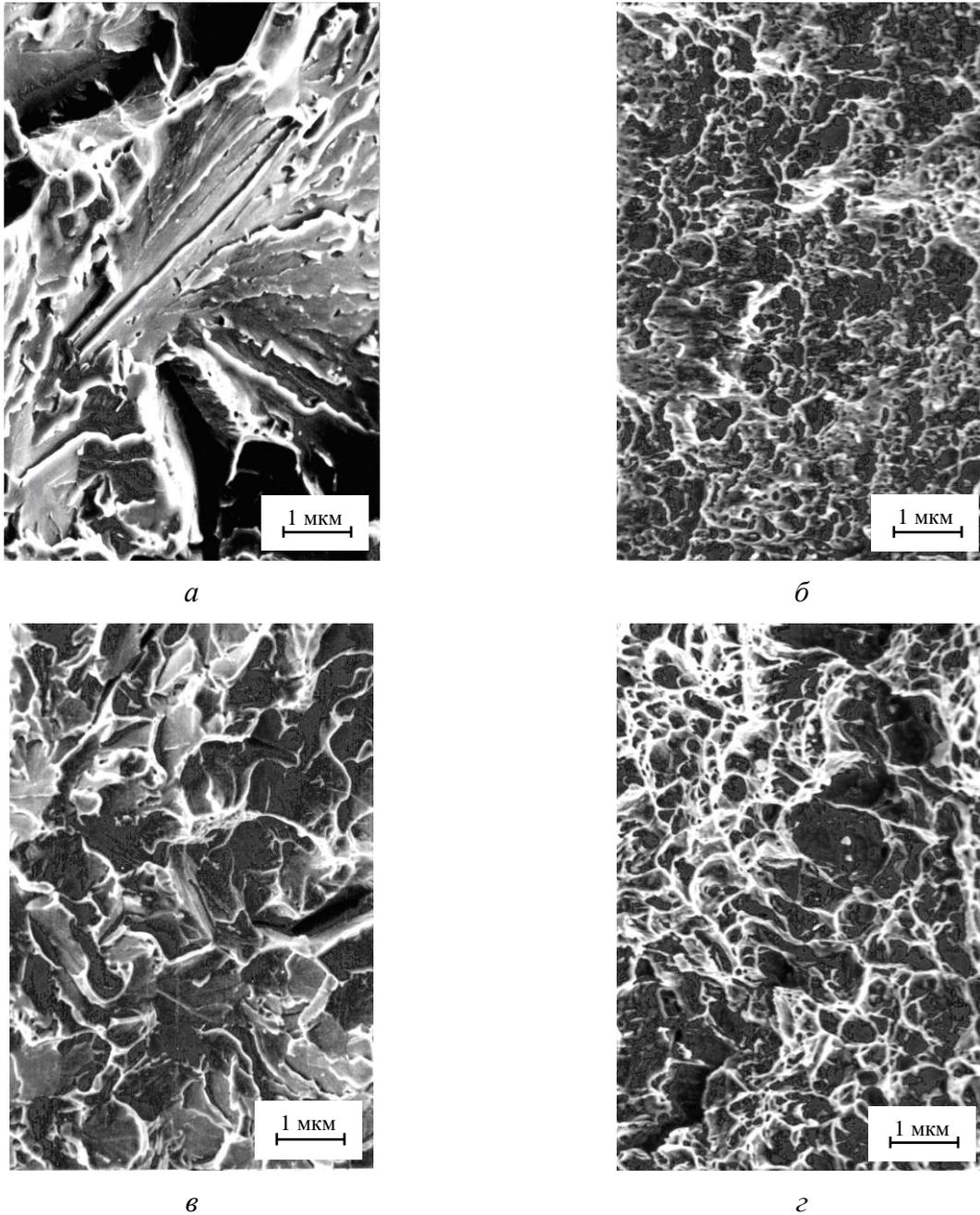


Рис. 1 Микрофрактограммы образцов из стали 05Г2С2 после деформации $\varepsilon = 5\%$ (а, б) и последующего отпуска 200 °С, 1 ч (в, г): а – $t_{\text{исп}} = 20\text{ °С}$; б – $t_{\text{исп}} = 100\text{ °С}$; в – $t_{\text{исп}} = -20\text{ °С}$; г – $t_{\text{исп}} = 70\text{ °С}$

Микрофрактограммы изломов, полученных при температурах испытания от -20 до $+100\text{ °С}$, приведены на рис. 1 и 2. Хрупкое состояние демонстрирует крупные фасетки скола в изломе, в то время как вязкое состояние представлено классическими мелкими ямками.

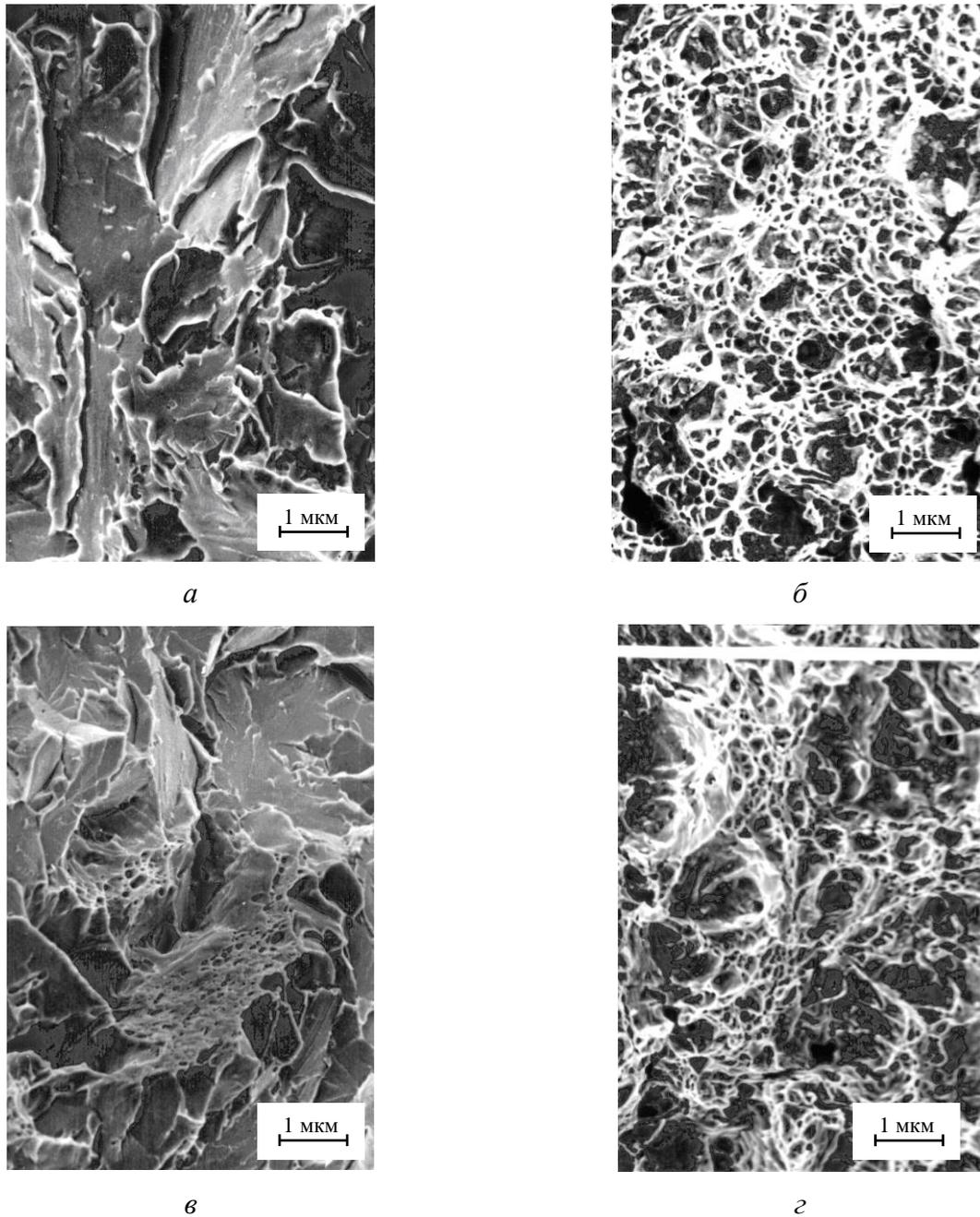


Рис. 2. Микрофрактограммы образцов из стали 05Г2Р после деформации $\varepsilon = 5\%$ (а, б) и последующего отпуска 200 °С, 1 ч (в, г): а – $t_{\text{исп}} = 20\text{ °С}$; б – $t_{\text{исп}} = 100\text{ °С}$; в – $t_{\text{исп}} = -20\text{ °С}$; г – $t_{\text{исп}} = 50\text{ °С}$

3. Результаты исследования и их обсуждение

Механические свойства стали после термической обработки по этим режимам, а также последующей холодной деформации растяжением на 5 % и отпуска 200 °С, 1 ч представлены в таблице. Следует отметить, что двухфазные материалы в состоянии без отпуска обладают низким значением условного предела текучести, который почти вдвое меньше временного сопротивления. В состоянии после небольшой пластической деформации и низкотемпературного отпуска условный предел текучести существенно возрастает, приближаясь к значению временного сопротивления.

Прочностные свойства стали 05Г2С2 после обработок по различным режимам

Режим обработки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	$\sigma_B/\sigma_{0,2}$
Нормализация	380	580	1,53
Нормализация + $\varepsilon = 5\%$ + отпуск 200 °С, 1 ч	655	684	1,04
Закалка в воде от 850 °С	440	780	1,77
Закалка в масле от 850 °С	380	715	1,86
Закалка в масле от 850 °С + $\varepsilon = 5\%$ + отпуск 200 °С, 1 ч	805	833	1,03
Охлаждение на воздухе от 850 °С	340	680	2,00
Охлаждение на воздухе от 850 °С + $\varepsilon = 5\%$ + отпуск 200 °С, 1 ч	730	780	1,07

Усталостные испытания проводили по схеме чистого изгиба при кручении на машине типа УВМ согласно ГОСТ 25.502-79. Кривые усталости для образцов из стали 05Г2С2 после различных обработок представлены на рис. 3.

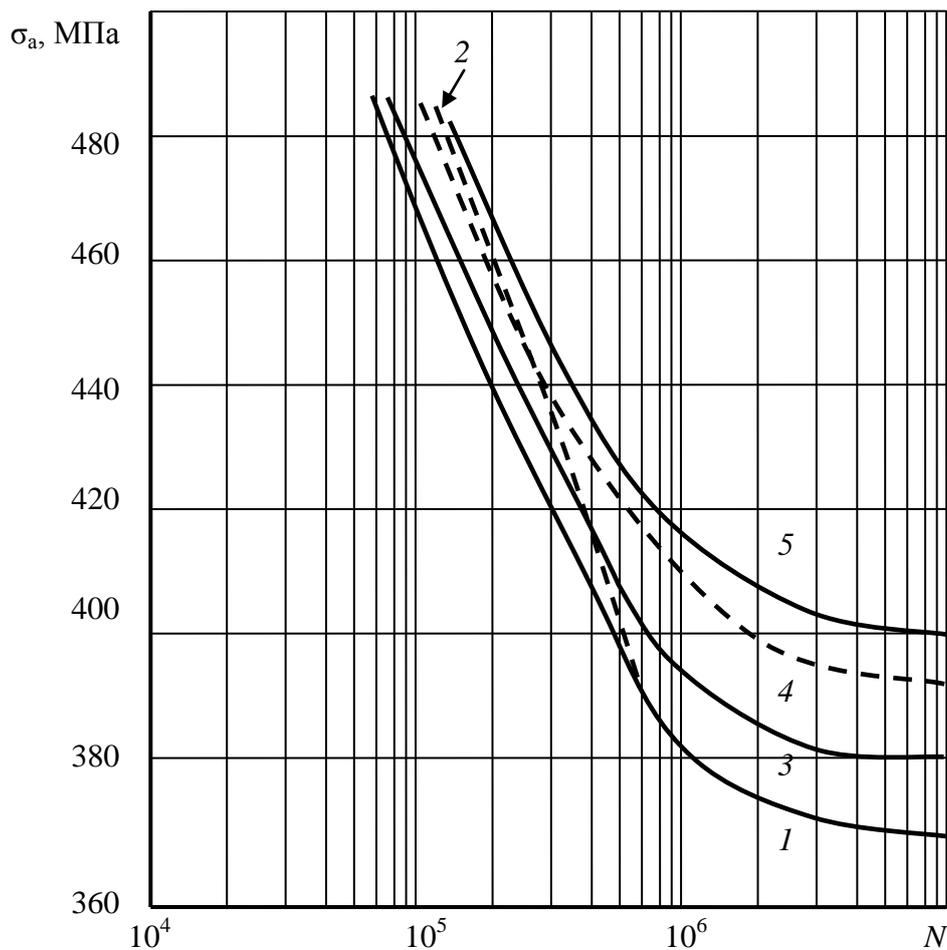


Рис. 3. Кривые усталости образцов из стали 05Г2С2: 1 – нормализация от 1000 °С; 2 – нормализация от 1000 °С + $\varepsilon = 5\%$ + отпуск 200 °С, 1 ч; 3 – охлаждение в масле от 850 °С; 4 – охлаждение в масле от 850 °С + $\varepsilon = 5\%$ + отпуск 200 °С, 1 ч; 5 – закалка в воде от 850 °С

Сталь с феррито-мартенситной и феррито-бейнито-мартенситной структурой обладает более высоким значением предела выносливости, чем та же сталь с феррито-перлитной структурой. Однако относительное повышение предела выносливости существенно ниже, чем статических характеристик прочности (рис. 3 и таблица). Например, переход от феррито-перлитной к феррито-мартенситной структуре сопровождается повышением σ_w на 25 %, а σ_w – всего лишь на 8 %.

Деформационное старение по указанному в таблице режиму значительно повышает величину временного сопротивления при статических испытаниях на растяжение. Например, для феррито-перлитной структуры этот прирост составляет 104 МПа, а для феррито-бейнито-мартенситной – 118 МПа. В то же время предел выносливости после деформационного старения в случае феррито-перлитной структуры не изменяется, а для стали с феррито-бейнито-мартенситной структурой увеличился всего лишь на 10 МПа.

Такое слабое изменение предела выносливости в результате протекания предварительного деформационного старения связано, по всей видимости, со следующими обстоятельствами. Известно [4–6], что отношение временного сопротивления σ_w к условному пределу текучести $\sigma_{0,2}$ коррелирует со склонностью материала к упрочнению или разупрочнению в процессе циклического нагружения. Все материалы с $\sigma_w/\sigma_{0,2} < 1,2$ разупрочняются при циклическом деформировании, тогда как материалы, для которых $\sigma_w/\sigma_{0,2} > 1,4$, циклически упрочняются. Исходя из этого положения и основываясь на данных таблицы, следует заключить, что образцы из стали 05Г2С2 со всеми типами структур, не подвергнутые деформационному старению, должны циклически упрочняться, а образцы, предварительно продеформированные и состаренные, наоборот, разупрочняются в процессе циклического нагружения.

Циклическое разупрочнение образцов, испытавших предварительное деформационное старение, может быть связано со следующими причинами. В процессе деформационного старения происходит интенсивное закрепление дислокаций атомами внедрения, приводящее к значительному возрастанию предела текучести. При последующем наложении циклической нагрузки закрепленные дислокации освобождаются от атмосфер и становятся подвижными, совершая многократное поступательное движение. Поскольку амплитуда цикла σ_a значительно меньше $\sigma_{0,2}$, то деформационного упрочнения не происходит. Если же σ_a соизмеримо с величиной $\sigma_{0,2}$ материала, что имеет место в нашем случае для всех обработок без предварительного деформационного старения, то происходит циклическое упрочнение.

В целях детального изучения процессов, происходящих в материале при усталостном нагружении, было проведено микрофрактографическое исследование усталостных образцов, разрушенных при различных амплитудах цикла. Анализ изломов показал, что в соответствии с [4, 7] они состоят из трех участков, связанных с зарождением усталостной трещины, субкритическим ее подрастанием и быстрым доломом (рис. 4 и 5).

Установлено, что независимо от режима термической обработки площадь зоны долома увеличивается с повышением амплитуды циклической нагрузки σ_a . Одновременно с этим происходит некоторое смещение зоны долома по отношению к очагу разрушения в направлении, противоположном вращению во время испытания.

В случае, когда σ_a минимально превышает σ_w , трещина возникает от одного очага и общее разрушение наступает в результате роста такой трещины. При возрастании σ_a увеличивается число очагов разрушения. Микротрещины, растущие из этих очагов, постепенно объединяются, образуя общий фронт. До объединения микротрещины обычно разделены вертикальными выступами, благодаря которым в изломе образуется храповый узор (рис. 5 а).

На рис. 4 представлены фрактограммы, полученные с трех зон излома усталостного образца из стали 05Г2С2 после закалки в воде от 850 °С. В зоне зарождения трещины видны усталостные бороздки шириной 1–2 мкм (рис. 4 а), что согласуется с данными [4]. Наряду с усталостными бороздками наблюдается и небольшое количество вторичных трещин, распространяющихся перпендикулярно по отношению к усталостной трещине.

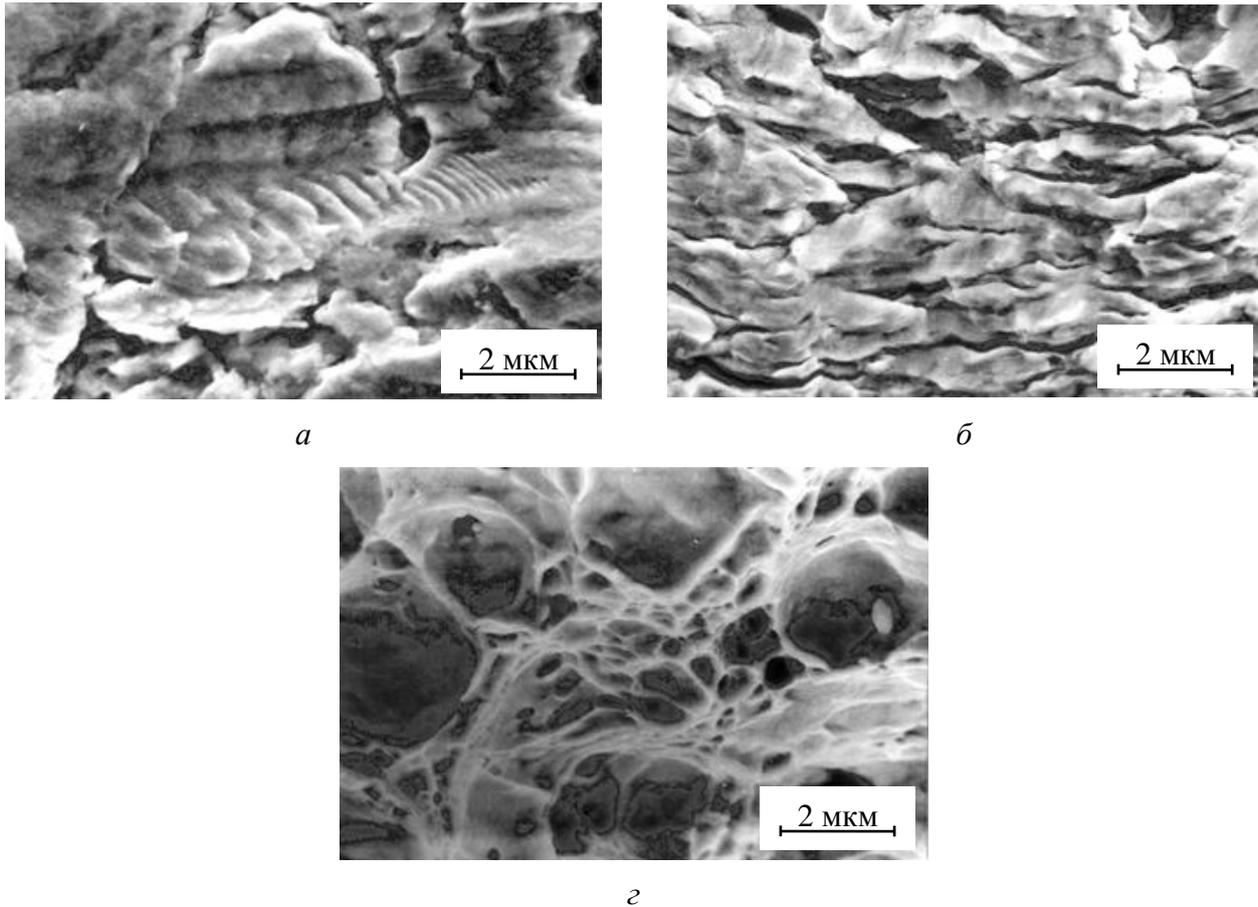


Рис. 4. Фрактограммы образцов стали 05Г2С2, закаленных в воде от 850 °С, $\sigma_a = 460$ МПа: а – зона зарождения трещины; б – зона распространения трещины; в – зона долома

Вторая зона излома соответствует ускоренному развитию трещины. На этом этапе тонкие усталостные бороздки превращаются в грубые, относительно широкие светлые полосы, расположенные на крупных плато (рис. 4 б).

Плотность вторичных трещин значительно возрастает и наблюдается их четкая ориентировка вдоль фронта усталостной трещины.

Замена феррито-мартенситной структуры на феррито-бейнито-мартенситную сопровождается появлением во второй зоне излома отдельных разобщенных участков с ямочным рельефом (рис. 5 б). Эти участки соответствуют очагам однократного разрушения, возникающим у неметаллических включений. В результате повышаются энергозатраты на развитие усталостной трещины, что положительно влияет на сопротивление материала усталостному разрушению. Снижение нагрузки при циклических испытаниях расширяет зону распространения усталостной трещины и увеличивает притертость поверхности.

Независимо от режима термической обработки, зона долома имеет ямочный рельеф, характерный для вязкого разрушения при однократном нагружении (рис.4 в; 5 в). Размеры и форма ямок в зоне долома неоднородны. Наряду с крупными сферическими ямками наблюдается сетка мелких ямок, оконтуренных гребнями отрыва, что согласуется с данными [8–10]. С увеличением скорости охлаждения из межкритического интервала температур наблюдается возрастание среднего размера крупных ямок, что приводит к повышению энергозатрат на разрушение и является, по всей видимости, одной из причин роста предела выносливости (рис. 3).

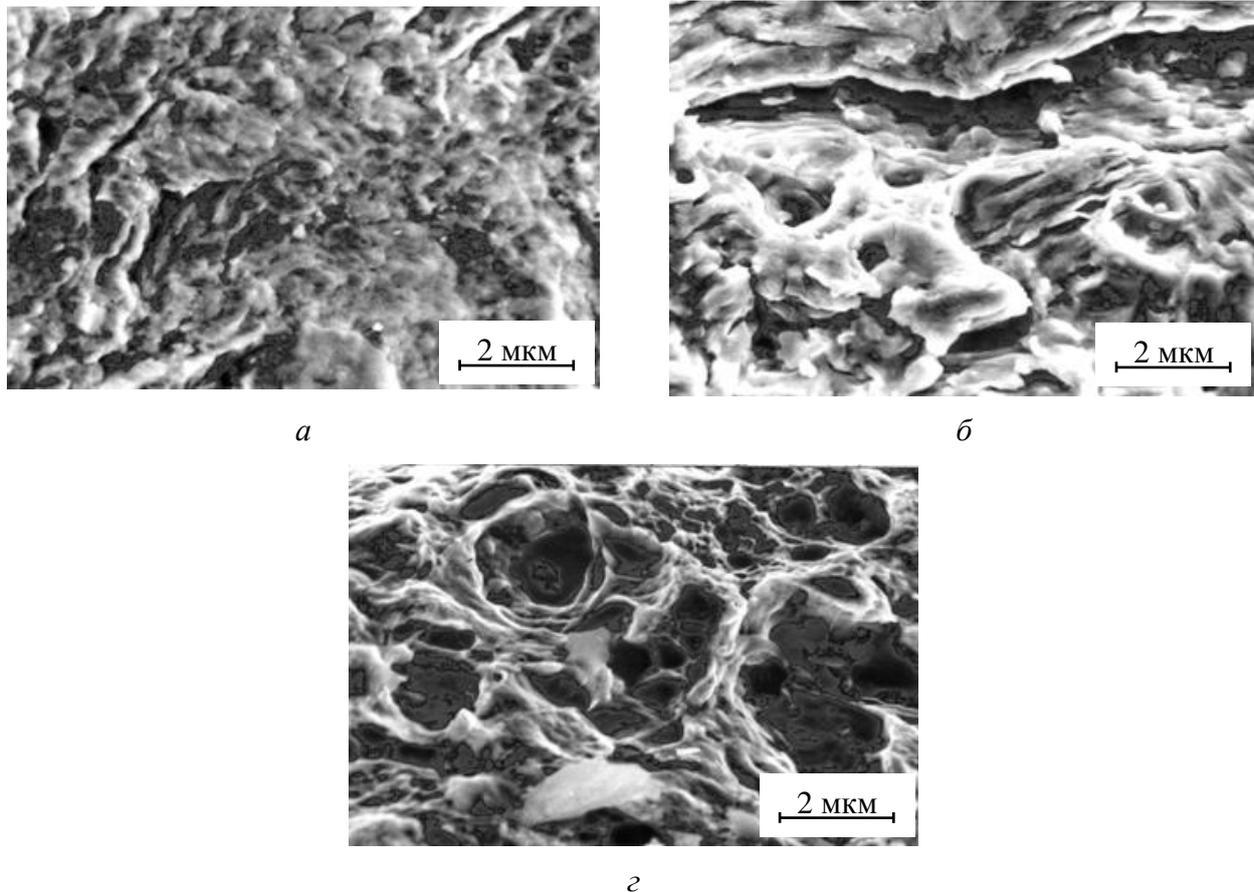


Рис. 5. Фрактограммы образцов из стали 05Г2С2, охлажденных в масле от 850 °С, $\sigma_a = 420$ МПа: *а* – зона зарождения трещины; *б* – зона распространения трещины; *в* – зона долома

Характер разрушения в зоне долома чувствителен к напряженному состоянию, реализуемому в образце во время испытания. Для малых амплитуд циклических нагрузок характерен полностью ямочный излом. С увеличением амплитуды нагружения в образце реализуется более жесткое напряженное состояние, что приводит к появлению в некоторых участках зоны долома фасеток скола.

4. Заключение

Таким образом, проведенное исследование показало, что ДФМС обладает более высоким сопротивлением усталостному разрушению, чем стали с феррито-перлитной структурой. Деформационное старение, сочетающееся с некоторыми технологическими операциями, повышает в значительной мере прочностные характеристики ДФМС при статических испытаниях, но слабо влияет на предел выносливости материала.

Благодарность

Исследования проведены с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН (г. Екатеринбург) по плану работ программы «Арктика» УрО РАН (проект БП 18-9-1-20).

Литература

1. Ботвина Л. Р. Кинетика разрушения конструкционных материалов. – М. : Наука, 1989. – 230 с.

2. Коцаньда С. Усталостное растрескивание металлов / пер. с польского Г. Н. Мехеда; под ред. С. Я. Яремы. – М. : Metallurgiya, 1990. – 632 с.
3. Bronfin B. M., Shveikin V. P., Shifman A. Z. Influence of type of microstructure on fatigue resistance and fracture of low-carbon, low-alloy steel // *Steel in the USSR*. – Vol. 16, iss. 10. – P. 494–496.
4. Горицкий В. М., Терентьев В. Ф. Структура и усталостное разрушение металлов. – М. : Metallurgiya, 1980. – 208 с.
5. Wasen J., Hamberg K., Karlsson B. The influence of prestrain and ageing on fatigue crack growth in a Dual-Phase Steel // *Scripta Metallurgica*. – 1984. – Vol. 18, no. 3. – P. 621–624.
6. Pietrowski R., Gasse W. F., and Kenny W. D. Fatigue Properties of Renitrogenized and Dual Phase Steels // *International Congress and Exposition, Detroit, Michigan, February 28–March 4, 1983* : SAE Technical Paper Series. – 1983. – No. 2. – P. 1–11.
7. Романив О. Н. Вязкость разрушения конструкционных сталей. – М. : Metallurgiya, 1979. – 176 с.
8. Потемкин А. Н., Викулов А. С., Никитин Д. Е. Усталостное разрушение материалов с позиции различных теорий // *Научно-методический электронный журнал «Концепт»*. – 2015. – Т. 13. – С. 3311–3315.
9. Фрактографический анализ эксплуатационного разрушения диска ротора высокого давления авиационного газотурбинного двигателя из жаропрочного сплава ЭП741-НП / М. Р. Орлов, О. Г. Оспенникова, В. В. Автаев, А. М. Терехин, Е. В. Филонова // *Авиационные материалы и технологии*. – 2015. – № S1. – С. 5–12.
10. Numerical and Experimental Approaches to the Evaluation of the Fatigue Life of a Cylindrical Specimen made of the 09G2S Steel / N. A. Drukarenko, I. S. Kamantsev, A. V. Kuznetsov, A. P. Vladimirov, Yu. V. Khudorozhkova // *AIP Conf. Proc.* – 2017. – Vol. 1915. – P. 040010. – DOI: 10.1063/1.5017358.

Received: 22.10.2019

Revised: 21.11.2019

Accepted: 20.12.2019

DOI: 10.17804/2410-9908.2019.6.068-076

FEATURES OF THE EVOLUTION OF CORROSION CRACKING IN GAS FLOW LINES

D. V. Novgorodov^{a)}* and V. G. Rybalko^{b)}

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

a)  <https://orcid.org/0000-0002-5151-8710>  danil_@inbox.ru;

b)  <https://orcid.org/0000-0003-4045-8967>  rybalko@imp.uran.ru

*Corresponding author. E-mail: danil_@inbox.ru

Address for correspondence: ul. S. Kovalevskoy, 18, Ekaterinburg, 620108, Russian Federation

The paper studies gas flow lines and underground gas pipelines of compressor stations which are susceptible to damage by stress corrosion cracking (SCC). Factors of a technological and operational nature governing the conditions of SCC evolution in existing gas pipelines are noted. Defects of a long growth period are investigated. It has been found that, during operation, the evolution of defects can stop, but it resumes under the effect of high off-design loads. Crack evolution may be caused by seasonal soil movements, repair work, and other factors causing overloads at the tips of stable cracks. A solution is proposed to increase the reliability of pipeline operation by monitoring the stability of the stress state in individual sections.

Keywords: Gas pipeline, stress state, corrosion cracking, cracks, overload, defect evolution, monitoring.

Acknowledgment

The work was carried out under the state assignment from FASO Russia (topic Diagnostics No. AAAA-A18-118020690196-3).

References

1. Savonin S.V., Moskalenko A.V., Tyunder A.V., Knyazev S.E., Arsenteva Z.A. Analysis of the major causes of failures that have occurred on main gas pipelines. *Neft i Gaz Sibiri*, 2015, vol. 4 (21). (In Russian).
2. Available at: http://www.gosnadzor.ru/public/annual_reports/ (accessed 28.12.2019). (In Russian).
3. Krasnykh B.A., Martynyuk V.F., Sergienko T.A., Sorokin A.A., Feoktistov A.A., Nechaev A.S. *Analiz avariyy i neschastnykh sluchaev na ob'ektakh gazovogo nadzora* [Analysis of Incidents and Accidents at Gas Supervision Facilities]. Moscow, OOO «Analiz Opasnostey» Publ., 2003. 320 p. (In Russian).
4. Voronchikhin S.Yu., Samokrutov A.A., Sedelev Yu.A. Using robotized scanners for health estimation of process pipelines at the PAO Gazprom compressor stations. In: *Nauchno-tekhnicheskii sbornik "Vesti gazovoy nauki"* [News of Gas Science, Improving Reliability of Gas Mains Subject to Stress Corrosion Cracking: Scientific and Technical Collection, 2016, no. 3 (27), pp. 120–130]. Moscow, Gazprom VNIIGAZ Publ., 2016. (In Russian).
5. Novgorodov D.V., Rybalko V.G., Shleenkov A.S. The stress state instability factor and its effect on the growth of stress corrosion cracking defects. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2018, iss. 6, pp. 249–254. DOI: 10.17804/2410-9908.2018.6.249-254. Available at: http://dream-journal.org/DREAM_Issue_6_2018_Novgorodov_D.V._et_al._249_254.pdf

6. Surkov Yu.P., Rybalko V.G., Novgorodov D.V., Surkov A.Yu., Sadrtidinov R.A., Geitsan V.B. Estimating the probability of the propagation of stress corrosion cracks in compressor station pipelines. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2010, vol. 46, iss. 6, pp. 458–467. DOI: 10.1134/S1061830910060094.
7. Bolotov A.S., Rozov V.N., Koates A.K., Vasil'ev G.G., Klepin V.I. Corrosion Cracking on Gas Main Pipes]. *Gazovaya Promyshlennost*, 1994, no. 6, pp. 12–14. (In Russian).
8. Bugrov Yu.V., Protsiv Yu.V. *Metallovedeniye i termodeformatsionnaya obrabotka spetsialnykh staley i splavov: kompleks uchebno-metodicheskikh materialov* [The Science of Metals and Thermal Deformation Processing of Special Steels and Alloys]. Nizhniy Novgorod, 2011, pp. 130. (In Russian).
9. Gorbatenko V.P., Lukin A.V., Mitjev A.P., Danilova G.Y. Influence of initial state on structure of steel grade 10Г2ФБ after thermomechanical treatment. In: *Obrabotka Materialov Davleniyem: sbornik nauchnykh trudov* [Materials Working by Pressure]. Kramatorsk DGMA Publ., 2012, no. 2 (31), pp. 162–165. (In Russian).
10. Kazankov A.Yu. The influence of the structural features of carbon and low alloy steels on their corrosion resistance in aqueous media. *Abstract of dissertation for the degree of candidate of technical sciences (03.11.16)*. Moscow, 2016, 145 p. (In Russian).
11. Semernin G.V. Research and development of effective technologies for ladle processing of steels for oilfield pipes (05.16.02). *Abstract of dissertation for the degree of candidate of technical sciences (05.16.02)*. Moscow, 2012, 28 p. (In Russian).
12. Rodionova I.G., Baklanova O.N., and Zaitsev A.I. The role of nonmetallic inclusions in accelerating the local corrosion of oil-field tubing made of low-alloy and carbon steels. *Metally*, 2004, no. 5, pp. 13–18. (In Russian).
13. Leksowskij A.M., Baskin B.L. Some aspects of nucleation and evolution of microscopic and mesoscopic cracks and quasi-brittle fracture of homogeneous materials. *Physics of the Solid State*, 2011, vol. 53, no. 6, pp. 1157–1168. DOI: 10.1134/S1063783411060199.
14. Novgorodov D.V., Rybalko V.G., Shleyenkov A.S. The stress state instability factor and its effect on the growth of stress corrosion cracking defects. *Diagnosics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2018, iss. 6, pp. 249–254. DOI: 10.17804/2410-9908.2018.6.249-254.
15. Sadrtidinov R.A., Rybalko V.G., Novgorodov D.V. Peculiarities of the development of stress-corrosion cracking on a pipeline section from the results of repeated in-tube nondestructive testing. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2012, vol. 48, no. 7, pp. 411–417. DOI: 10.1134/S1061830912070078.
16. Khoroshikh A.V., Kremlev V.V., Surkov Yu.P., Rybalko V.G., and Vaulin S.L. Monitoring stress corrosion cracking in a working gas pipeline. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 1999, vol. 35, no. 7, pp. 517–522.
17. Butusov D.S. *Diagnostika oborudovaniya i truboprovodov KS: sbornik* [Diagnosics of Equipment and Pipelines for the Compressor Stations]. OAO Gazprom Publ., 2013. (In Russian).
18. Karpov S.V. Complex studies of stress corrosion cracking of pipe metal. In: *Proceedings of the 2nd Nauchno-prakticheskiy seminar «Povysheniye nadezhnosti magistralnykh gazoprovodov, podverzhennykh korrozionnomu rastreskivaniyu pod napryazheniyem»* [Increasing the Reliability of Gas Trunk Lines Subject to Stress Corrosion Cracking]. Moscow, OOO Gazprom VNIIGAZ Publ., 2016. (In Russian).

Подана в журнал: 22.10.2019

УДК 620.179.143

DOI: 10.17804/2410-9908.2019.6.068-076

ОСОБЕННОСТИ РАЗВИТИЯ КОРРОЗИОННОГО РАСТРЕСКИВАНИЯ НА ГАЗОПРОВОДАХ-ШЛЕЙФАХ

Д. В. Новгородов^{а)}*, В. Г. Рыбалко^{б)}

*Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН,
д. 18, ул. С. Ковалевской, 620108, г. Екатеринбург, Российская Федерация*

а)  <https://orcid.org/0000-0002-5151-8710>  danil_@inbox.ru;

б)  <https://orcid.org/0000-0003-4045-8967>  rybalco@imp.uran.ru

* Ответственный автор. Электронная почта: danil_@inbox.ru

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

Объектом исследования служили газопроводы-шлейфы и подземные газопроводы компрессорных станций, подверженные повреждаемости механизмом коррозионного растрескивания под напряжением (КРН). Отмечены факторы технологического и эксплуатационного характера, определяющие условия развития процесса КРН на действующих газопроводах. Исследованы дефекты длительного периода роста. Установлено, что в процессе эксплуатации развитие дефектов может прекратиться, но под действием повышенных нештатных нагрузок повторно страгиваются. Возможными причинами развития трещин являются сезонные подвижки грунта, ремонтные работы и другие факторы, вызывающие перегрузки в вершинах стабильных трещин. Предложено решение для повышения надежности эксплуатации трубопроводов путем контроля стабильности напряженного состояния на отдельных участках.

Ключевые слова: газопровод, напряженное состояние, коррозионное растрескивание, трещины, перегрузка, развитие дефекта, мониторинг.

1. Введение

По статистике, за последние 25 лет в более чем 60 % случаев аварийное разрушение на газопроводах произошло по причине КРН [1, 2]. За последние 2–3 года аварийные разрушения на линейной части газопроводов, они значительно снизилось [2, 3] за счет своевременного выявления опасных дефектов при проведении внутритрубной диагностики (ВТД). Однако шлейфы от узла подключения до компрессорной станции (КС) и подземные трубопроводы КС, на которых выполнение ВТД возможно только с применением роботизированных комплексов, количества которых недостаточно для регулярного контроля, все еще остаются в зоне повышенного риска [4]. На КС постоянно присутствует обслуживающий персонал, из-за чего риск человеческих жертв при аварийном разрушении многократно увеличивается. Развитие процессов КРН на трубопроводах шлейфах и подземных трубопроводах КС имеет свою специфику. В статье рассмотрены некоторые особенности развития этого вида повреждаемости.

При исследованиях особенностей развития трещин КРН, обнаруженных на трубопроводах компрессорных станций, установлен факт нестабильности напряженного состояния – возникновения перегрузки на участке газопровода в результате повторного страгивания и развития стабилизированных трещин КРН [5, 6]. Оценить правомерность сделанных заключений с помощью прямых экспериментов по влиянию уровня напряжений на развитие процесса КРН достаточно трудно. Поэтому для проверки выдвинутых предположений в работе был проведен анализ особенностей развития трещин КРН, обнаруженных при выполне-

нии внутритрубной дефектоскопии на выходном шлейфе компрессорной станции на наружной поверхности труб ДУ 1000.

2. Материалы и методика исследования

Материалом исследования была выбрана одношовная труба $\varnothing 1020 \times 13,4$ мм из стали типа 09Г2С класса прочности К60 вырезанная с выходного шлейфа 1981 г. постройки. Оценка общего структурного состояния проводилась на поперечных шлифах. Шлиф подготавливался механической шлифовкой с последующей полировкой на окиси хрома. Травление производили в 5 % спиртовом растворе $\text{HNO}_3 + 3\text{HCl}$, анализ структуры – металлографическим методом с использованием оптических микроскопов «NEOPHOT-32» (CARLZEISS JENA) и «Цитоваль» после травления. Растровую микроскопию поверхности трещины выполняли на микроскопе «БС-301».

Для визуализации картины распределения трещин на поверхности выполнена магнитопорошковая дефектоскопия с помощью набора материалов Helling и электромагнита УМ-10. Оценку глубины трещин проводили с помощью вихретокового дефектоскопа ВК-1. Для оценки фактической глубины было выполнено поперечное сечение и произведено измерение на инструментальном микроскопе БМИ.

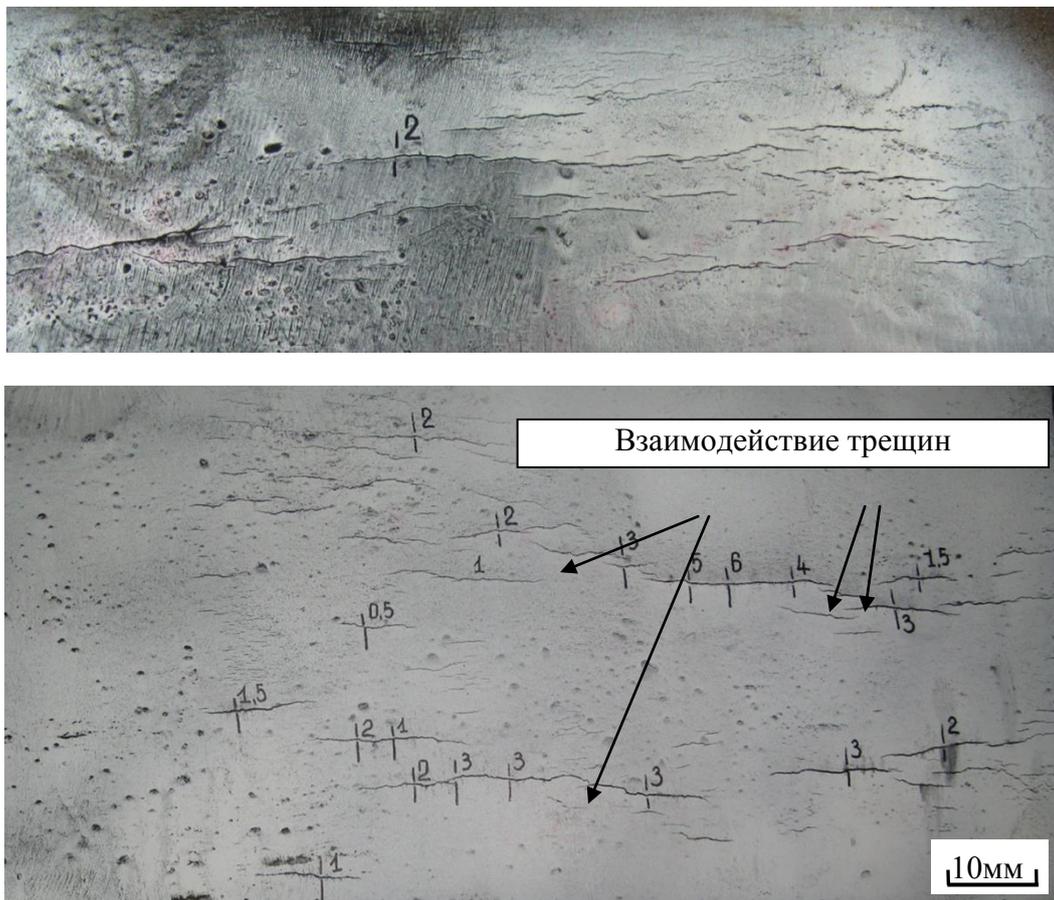


Рис. 1. Трещины КРН на участке трубы выходного шлейфа КС с признаками взаимодействия и объединения; цифрами указана глубина трещин в отдельных точках

Дефектные области с КРН на изучаемых фрагментах труб представляют области размером около 100 мм в кольцевом направлении и до 300 мм в продольном направлении. Преимущественная ориентация единичных трещин продольная и их средняя длина соответствует 25 мм (рис. 1). Трещины большей длины (до 75 мм) образованы в результате объединения коротких трещин. Взаимодействие трещин между собой, выраженное в виде

взаимонаправленного расположения линий отдельных трещин, дает возможность считать дефектную область одним дефектом [7] длиной до 300 мм. Такое представление протяженности дефекта очень значимо для оценки опасности, которая проводится с учетом длины и глубины трещины.

3. Результаты и их обсуждение

Результат металлографического исследования показал, что металл труб имеет феррито-перлитную структуру с точечными выделениями структурно-свободного цементита (рис. 2), характерную для низколегированной малоперлитной стали после контролируемой прокатки с медленным охлаждением от температуры окончания прокатки [9].

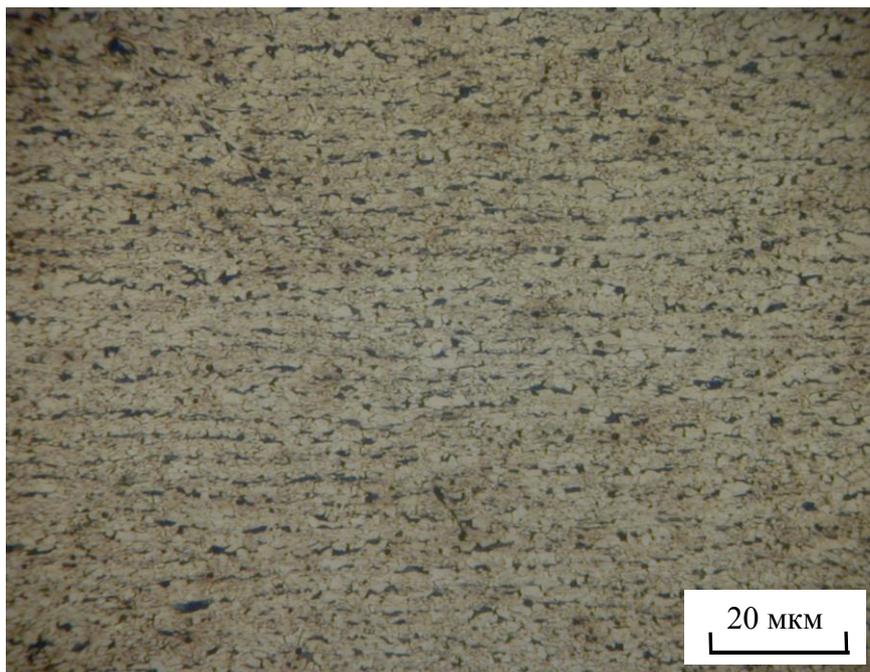


Рис. 2. Структурное состояние металла трубы (поперечный шлиф)

Специфической особенностью материала исследуемых труб является неравномерная загрязненность металла мелкими (1–3 мкм) неметаллическими коррозионно-активными включениями типа композиций на основе алюминатов кальция и сульфидов марганца с оторочкой из сульфида кальция, которые могли служить центрами образования питтингов [10, 11]. В этом плане трубный металл не отличается от металла, используемого для труб на линейных участках магистральных газопроводов, где обнаруживаются дефекты КРН [12].

Обследование поверхности труб, выполненное дефектоскопом, показало, что глубина трещин КРН по оценкам достаточно существенна и на двух разных соседних трубах максимально составляла 6 мм, то есть около 50 % толщины стенки трубы. Контрольное сечение стенки поперек трещины глубиной 6мм позволило уточнить ее фактическую глубину, которая составила 6,3 мм, то есть практически совпала с данными дефектоскопии.

График зависимости между длиной и глубиной трещин, обнаруженных на выходном шлейфе КС, представлен на рис. 3 (рассматривались трещины глубиной от 1 мм и глубже), где видно, что соотношение между длиной и глубиной трещин имеет четкую зависимость – чем длиннее трещина, тем она глубже. Это означает, что имел место процесс объединения трещин, в результате чего происходило повышение напряжений в вершине и раскрытия берегов трещин. Однако, количество «глубоких» трещин всего около 3–5 % от общего количества трещин на рассматриваемой трубе. Следовательно, процесс объединения в данном случае – это неравномерное достаточно дискретное событие, в результате которого отдельные

трещины получили возможность дальнейшего развития в глубину. Таким событием, поспособствовавшим объединению трещин, могло послужить возникновение дополнительной не-проектной нагрузки на трубопровод.

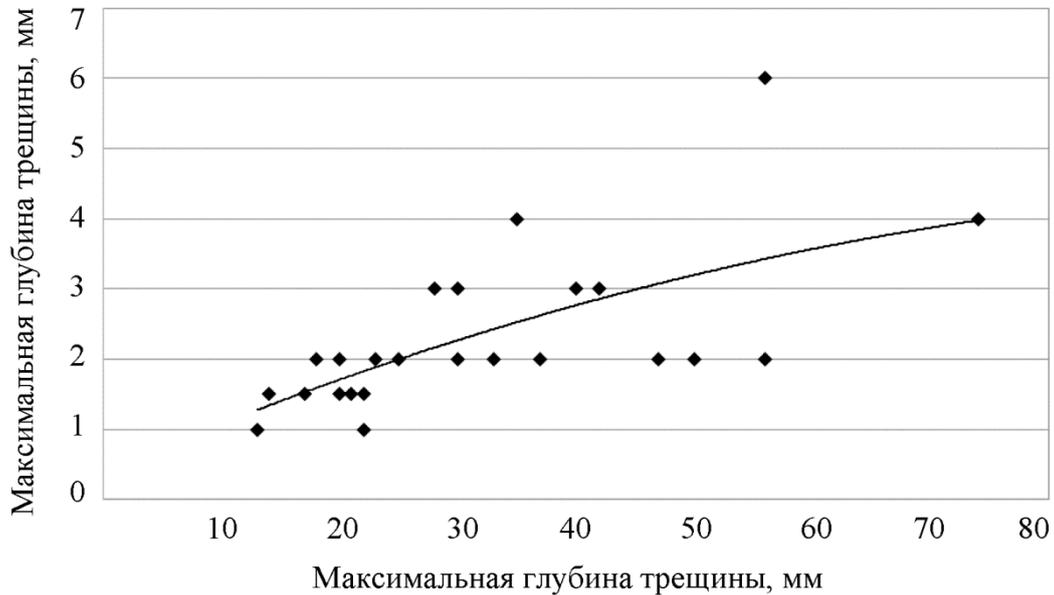


Рис. 3. Соотношение между длиной и глубиной трещин КРН, обнаруженных на наружной поверхности стенки трубы выходного шлейфа КС

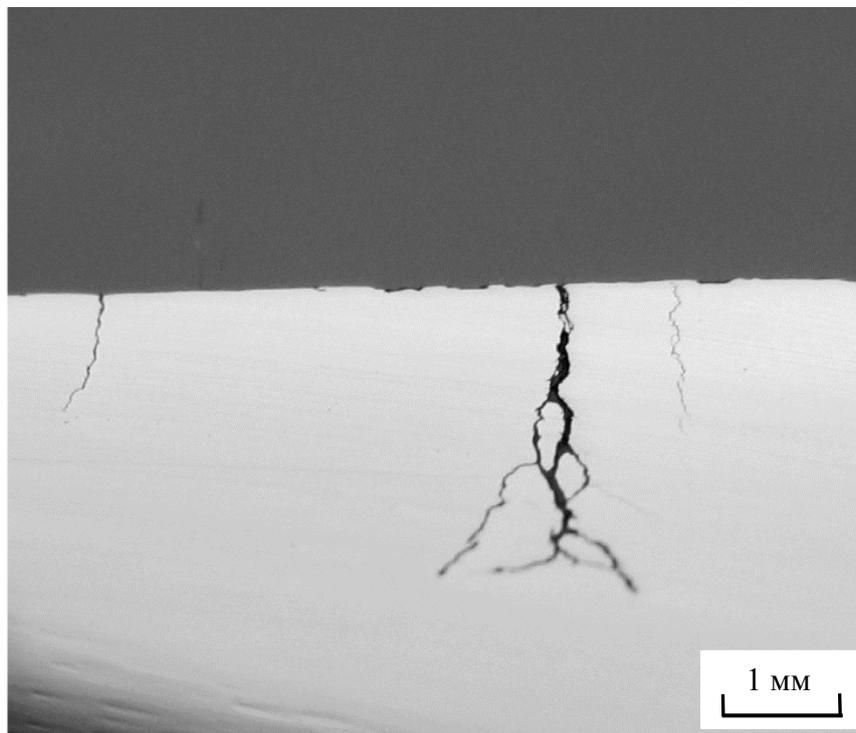


Рис. 4. Раскрытие берегов трещин КРН вследствие длительной коррозии, ветвление трещин

Металлография поперечного сечения стенки трубы показала, что в развитии трещины в глубину наблюдается в несколько этапов. Первоначальный рост происходит преимущественно в перпендикулярном от поверхности направлении на глубину до 2–3 мм, характерный для коррозионного растрескивания труб под действием среды и растягивающих кольце-

вых напряжений от внутритрубного давления, затем её ветвление (рис. 4). Ветвление трещин начинается от глубины 2 мм и происходит изменением направления их траектории роста на 45° в одну или обе стороны на глубину 0,5–2 мм, затем происходит возврат направления роста

в положение, нормальное к наружной поверхности трубы. Изменение направлений траектории роста трещины однозначно указывает о преобразовании действующих усилий на трубу – возникновении непроектной повышенной нагрузки, вызвавшей течение металла в вершине трещины и последующий ее рост в направлении течения; возврат к нормальной ориентации, обусловленной действием кольцевых напряжений от внутреннего давления, после прорастания трещиной зоны деформации от повышенной нагрузки [14].

Расчетная глубина трещины, при которой начинается течение металла от действия рабочего внутритрубного давления, должна быть не менее 6 мм. Поэтому появление выраженного ветвления относительно неглубоких трещин (2 мм) может быть вызвано только одним фактором – действием непроектной нагрузки (перегрузки) на участке газопровода. Указанная траектория роста трещин – ветвление неглубоких (около 2 мм) трещин, обнаружена на вырезанных образцах, принадлежащих разным трубам на одном участке шлейфа. Общность в поведении трещин, расположенных на разных трубах, подтверждает вывод о возможно имевшей место перегрузке участка шлейфа.

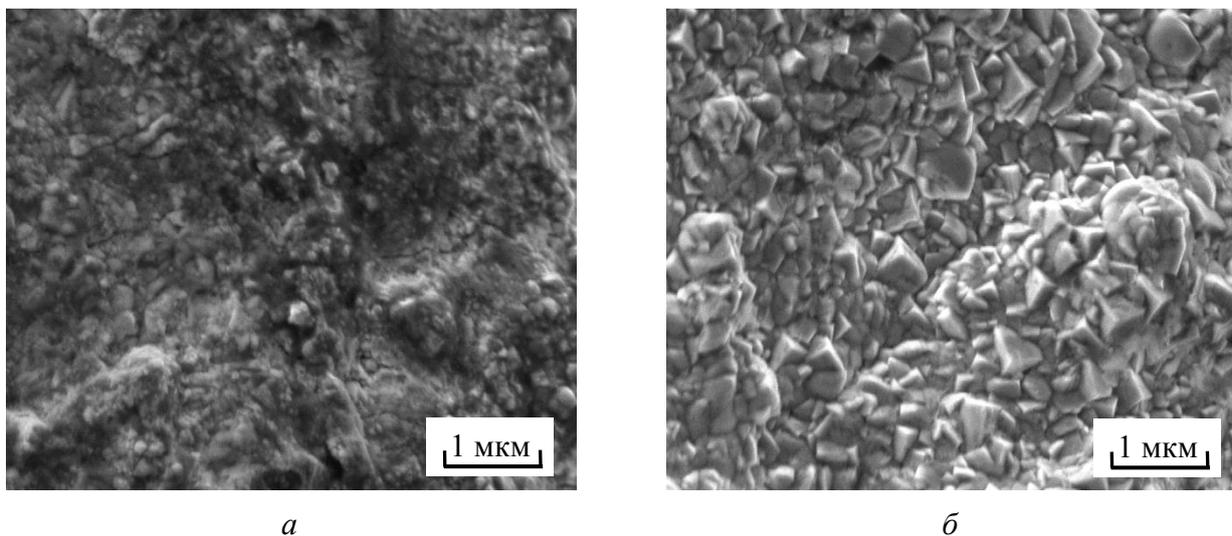


Рис. 5. Топография излома стенки трубы с трещинами КРН: *a* – коррозионные повреждения поверхности излома при длительном воздействии среды; *б* – участок структурно-чувствительного рельефа перед зоной долома

В процессе изучения наиболее глубоких дефектов было установлено, что трещины подвергались длительному коррозионному воздействию, в результате чего произошло значительное увеличение раскрытия берегов трещины (рис. 5). Этот факт указывает на то, что трещины довольно продолжительное время находились в устойчивом состоянии. Таким образом, можно утверждать, что для дефектов КРН глубиной до 6 мм, образовавшихся на трубах, соответствующих требованиям к трубам шлейфов подключения, имеются условия стабилизации и остановки развития трещины. Тем не менее, в вершине трещины можно видеть наклонные трещины с малым раскрытием, что означает появление активности и продолжение роста дефекта в глубину механизмом коррозионного растрескивания. Возможно, что страгивание и начало повторного развития трещины вызвано нестабильностью напряженного состояния трубопроводов.

Для оценки возможных причин и значимости фактора повышения скорости развития КРН – нестабильности напряженного состояния, была выполнена работа по длительному

контролю трещин КРН в условиях эксплуатации, с помощью стационарно установленных накладных датчиков магнитной анизотропии [15]. Датчики устанавливались на трех разных не связанных между собой участках газопровода над оставленными «мелкими» трещинами, обнаруженными в ходе обследований и ремонта газопровода в шурфах. В результате наблюдения установлено, что трубопровод испытывает сезонные изменения напряженно-деформированного состояния, которое в ряде случаев приводит к росту дефектов КРН [16–18].

Таким образом, нестабильность напряженного состояния, связанная с сезонными подвижками грунта, ремонтными работами либо другими факторами вызывает перегрузки в вершинах стабильных трещин и способствует их росту.

4. Заключение

Нестабильность напряженного состояния имеет важное значение для развития трещин КРН. Выявление и наблюдение за пространственным положением трубопроводов шлейфов и подземных трубопроводов КС требует значительно меньше материально технических средств, чем ВТД, при этом позволяет выявить первоочередные участки для диагностики или проведения капитального ремонта. На действующих КС необходимо обеспечить контроль пространственного положения и мониторинг его стабильности, что позволит ранжировать участки по степени перегрузки, как одного из факторов, провоцирующего развитие КРН.

Благодарность

Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России (тема «Диагностика», № АААА-А18-118020690196-3)

Литература

1. Анализ основных причин аварий, произошедших на магистральных газопроводах / С. В. Савонин, А. В. Москаленко, А. В. Тюндер, С. Е. Князев, З. А. Арсентьева // Нефть и Газ Сибири. – 2015. – № 4 (21).
2. URL: http://www.gosnadzor.ru/public/annual_reports/ (дата обращения: 13.08.2019).
3. Анализ аварий и несчастных случаев на объектах газового надзора : уч. пособие / Б. А. Красных, В. Ф. Мартынюк, Т. С. Сергиенко, А. А. Сорокин, А. А. Феоктистов. – Москва : ООО «Анализ опасностей», 2003. – С. 320.
4. Ворончихин С. Ю., Самокрутов А. А., Седелев Ю. А. Оценка технического состояния технологических трубопроводов компрессорных станций ПАО «Газпром» с применением роботизированных сканеров // Вести газовой науки : научно-технический сборник. – 2016. – № 3 (27). – С. 120–130.
5. Novgorodov D. V., Rybalko V. G., Shleenkov A. S. The stress state instability factor and its effect on the growth of stress corrosion cracking defects // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2018. – Iss. 6. – P. 249–254. – DOI: 10.17804/2410-9908.2018.6.249-254. – URL: http://dream-journal.org/DREAM_Issue_6_2018_Novgorodov_D.V._et_al._249_254.pdf
6. Estimating the probability of the propagation of stress corrosion cracks in compressor station pipelines / Yu. P. Surkov, V. G. Rybalko, D. V. Novgorodov, A. Yu. Surkov, R. A. Sadrtidinov, V. B. Geitsan // *Russian Journal of Nondestructive Testing*. – 2010. – Vol. 46, iss. 6. – P. 458–467. – DOI: 10.1134/S1061830910060094.
7. Коррозионное растрескивание на магистральных газопроводах / А. С. Болотов, В. Н. Розов, А. К. Коатес, Г. Г. Васильев, В. И. Клепин // Газовая промышленность. – 1994. – № 6. – С. 12–14.
8. Бугров Ю. В., Процив Ю. В. Металловедение и термомеханическая обработка специальных сталей и сплавов : комплекс учебно-методических материалов / Нижегород. гос. техн. ун-т им. П. Е. Алексеева. – Н. Новгород, 2011. – 130 с.

9. Влияние исходного состояния на структуру стали 10Г2Фб после деформационно-термической обработки / В. П. Горбатенко, А. В. Лукин, А. П. Митьев, Ж. Ю. Данилова // Обработка материалов давлением : сб. научных трудов. – Краматорск : ДГМА, 2012. – С. 162–165.
10. Казанков А. Ю. Влияние структурных особенностей углеродистых и низколегированных сталей на их коррозионную стойкость в водных средах : автореф. дис. ... канд. техн. наук : 03.11.16. – Москва, 2016.
11. Семернин Г. В. Исследование и разработка эффективных технологий ковшовой обработки сталей для труб нефтепромыслового назначения : автореф. дис. ... канд. техн. наук : 05.16.02. – Москва, 2012. – С. 28
12. Родионова И. Г., Бакланова О. Н., Зайцев А. И. О роли неметаллических включений в ускорении процессов локальной коррозии нефтепромысловых трубопроводов из углеродистых и низколегированных сталей // *Металлы*. – 2004. – № 5. – С. 13–19.
13. Leksowskij A. M., Baskin B. L. Some aspects of nucleation and evolution of microscopic and mesoscopic cracks and quasi-brittle fracture of homogeneous materials // *Physics of the Solid State*. – 2011. – Vol. 53, no. 6. – P. 1157–1168. – DOI: 10.1134/S1063783411060199.
14. Novgorodov D. V., Rybalko V. G., Shleyenkov A. S. The stress state instability factor and its effect on the growth of stress corrosion cracking defects // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2018. – Iss. 6. – P. 249–254. – DOI: 10.17804/2410-9908.2018.6.249-254.
15. Sadrtidinov R. A., Rybalko V. G., Novgorodov D. V. Peculiarities of the development of stress-corrosion cracking on a pipeline section from the results of repeated in-tube nondestructive testing // *Russian Journal of Nondestructive Testing*. – 2012. – Vol. 48, no. 7. – P. 411–417. – DOI: 10.1134/S1061830912070078.
16. Monitoring stress corrosion cracking in a working gas pipeline / A. V. Khoroshikh, V. V. Kremlev, Yu. P. Surkov, V. G. Rybalko, and S. L. Vaulin // *Russian Journal of Nondestructive Testing*. – 1999. – Vol. 35, no. 7. – P. 517–522.
17. Бутусов Д. С. Анализ дефектов, выявленных при диагностических обследованиях компрессорных станций и подключающих шлейфов // *Диагностика оборудования и трубопроводов КС* : сборник. – ОАО Газпром, 2013.
18. Карпов С. В. Комплексные исследования коррозионного растрескивания металла труб под напряжением // *Материалы II Научно-практического семинара «Повышение надежности магистральных газопроводов, подверженных коррозионному растрескиванию под напряжением»*, п. Развилка, 2016. – Москва : ООО «Газпром ВНИИГАЗ», 2016.

Received: 21.10.2019

Revised: 21.11.2019

Accepted: 20.12.2019

DOI: 10.17804/2410-9908.2019.6.077-086

SENSORS OF LOW-FREQUENCY MAGNETIC FIELDS BASED ON FeGa-FeCoGa/METGLAS/QUARTZ STRUCTURES

A. P. Nosov^{1, 2, a)*}, I. V. Gribov^{1, b)}, N. A. Moskvina^{1, c)},
A. V. Druzhinin^{1, d)}, and S. S. Dubinin^{1, e)}

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

²B. N. Yeltsin Ural Federal University,
19 Mira St., Ekaterinburg, 620002, Russia

- a)  <https://orcid.org/0000-0003-1475-0059>  nossov@imp.uran.ru;
b)  <https://orcid.org/0000-0002-5067-2281>  gri@imp.uran.ru;
c)  <https://orcid.org/0000-0003-4285-0399>  nat@imp.uran.ru;
d)  <https://orcid.org/0000-0001-9944-096X>  druzhinin@imp.uran.ru;
e)  Dubinin_S_S@imp.uran.ru

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

Address for correspondence: ul. S. Kovalevskoi, 18, 620108, Ekaterinburg, Russian Federation
Tel.: +7 (343) 374 79 22; fax: +7 (343) 374 52 44

The paper experimentally demonstrates the possibility of recording low-frequency (20 Hz to 10 kHz) magnetic fields in laminated structures of the *composite magnetostrictive thin-film ferromagnet / piezoelectric / magnetostrictive ferromagnet* type. Quartz single crystals are used as the piezoelectric material. The composite thin-film-based magnetostrictive ferromagnet is obtained by pulsed laser deposition of magnetostrictive Fe_{0.72}Ga_{0.28} or Fe_{0.62}Co_{0.19}Ga_{0.19} thin-film layers on the surface of Metglas-type amorphous ribbons. The possibility of detecting both *dc* and *ac* magnetic fields in the frequency range from 20 Hz to 10 kHz by measuring the magnetoelectric voltage coefficient (MEVC) in laminated structures is demonstrated experimentally. The influence of the composition of the thin film layer on magnetic noise in the frequency range of 0.5 to 14 Hz is studied. It is shown that the deposition of thin films improves neither the maximum value of MEVC nor the coefficient of linearity at “high” (20 to 50 Oe) magnetic fields in the whole frequency range under study. However, the deposition of Fe_{0.62}Co_{0.19}Ga_{0.19} films enables us to achieve higher coefficients of linearity in the region of zero magnetic fields. Besides, the deposition of thin films increases magnetic noise. The obtained results can be useful in the development of sensors of both *dc* and *ac* magnetic fields for nondestructive systems and devices operated at elevated temperatures.

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

Acknowledgment

The work was performed under the state assignment from the Ministry of Education and Science of Russia, theme Function No. AAAA-A19-119012990095-0.

References

1. Srinivasan G. Magnetolectric composites. *Ann. Rev. Mater. Sci.*, 2010, vol. 40, pp. 153–178. DOI: 10.1146/annurev-matsci-070909-104459.

2. Petrov V.M. and Srinivasan G. Enhancement of magnetoelectric coupling in functionally graded ferroelectric and ferromagnetic bilayers. *Phys. Rev. B.*, 2008, vol. 78, pp. 184421 (8 pp.). DOI: 10.1103/PhysRevB.78.184421.
3. Laletin U., Sreenivasulu G., Petrov V.M., Garg T., Kulkarni A.R., Venkataramani N., and Srinivasan G. Hysteresis and remanence in magnetoelectric effects in functionally graded magnetostrictive-piezoelectric layered composites. *Phys. Rev. B.*, 2012, vol. 85, pp. 104404 (8 pp.). DOI: 10.1103/PhysRevB.85.104404.
4. Tech. Bulletin, ref: 2605SA106192009, Metglas Inc., Conway, SC, 2009.
5. Gribov I.V., Osotov V.I., Nosov A.P., Petrov V.M., Sreenivasulu G., Srinivasan G. Magneto-electric effects in functionally stepped magnetic nanobilayers on ferroelectric substrates: Observation and theory on the influence of interlayer exchange coupling. *Journal of Applied Physics*, 2014, vol. 115, pp. 193909–193908. DOI: 10.1063/1.4878458.
6. More-Chevalier J., Liders U., Cibert C., Nosov A., B. Domengus B., Bouregba R., Poullain G. Magnetoelectric coupling in Pb(Zr,Ti)O₃–Galferol thin film heterostructures. *Applied Physics Letters*, 2015, vol. 107, pp. 252903–252906. DOI: 10.1063/1.4938218.
7. Sreenivasulu G., Fetisov L.Y., Fetisov Y.K., Srinivasan G. Piezoelectric single crystal lanthanum and ferromagnetic composites: Studies on low-frequency and resonance magnetoelectric effects. *Applied Physics Letters*, 2012, vol. 100, pp. 052901 (4 pages). DOI: 10.1063/1.3679661.
8. Sreenivasulu G., Qu P., Piskulich E., Petrov V.M., Fetisov Y.K., Nosov A.P., Qu H., Srinivasan G. Shear strain mediated magneto-electric effects in composites of piezoelectric lanthanum gallium silicate or tantalate and ferromagnetic alloys. *Applied Physics Letters*, 2014, vol. 105, pp. 32409–32408. DOI: 10.1063/1.4891536.
9. Sreenivasulu G., Petrov V.M., Fetisov L.Y., Fetisov Y.K., and Srinivasan G. Magnetoelectric interactions in layered composites of piezoelectric quartz and magnetostrictive alloys. *Phys. Rev. B*, 2012, vol. 86, pp. 214405 (8 pp.). DOI: 10.1103/PhysRevB.86.214405.
10. Available at :<http://www.gammamet.ru/ru/gm440a.htm>
11. Atulasimha J. and Flatau A.B. A review of magnetostrictive iron–gallium alloys. *Smart Mater.Struct.*, 2011, vol. 20, pp. 043001 (15 pp.). DOI: 10.1088/0964-1726/20/4/043001.
12. 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, pp. 013914 (4 pp.). DOI: 10.1063/1.3284962.
13. Availabe at: <http://www.optosystems.ru/ru/excimer-lasers/cl-7000/>
14. Shen L., Li M., Gao J., Shen Y., Li J.F., Viehland D., Zhuang X., Lam Chok Sing M., Cordier C., Saez S., and Dolabdjian C. Magnetoelectric nonlinearity in magnetoelectric laminate sensors. *J. Appl. Phys.*, 2011, vol.110, pp. 114510 (6 pp.). DOI: 10.1063/1.3665130.
15. Nosov A.P., Gribov I.V., Moskvina N.A., Druzhinin A.V., Osotov V.I. Thin film FeGa-FeCoGa/Metglas/LGT structures for magnetoelectric magnetic field sensors. *Diagnosics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*, 2018, iss. 6, pp. 117–125. DOI: 10.17804/2410-9908.2018.6.117-125.

Подана в журнал: 21.10.2019

УДК 537.633.9

DOI: 10.17804/2410-9908.2019.6.077-086

СЕНСОРЫ НИЗКОЧАСТОТНЫХ МАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ НА ОСНОВЕ СТРУКТУР FeGa-FeCoGa/METGLAS/КВАРЦ

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)}

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

²Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования
«Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»,
ул. Мира 19, Екатеринбург, 62002, Россия

- а)  <https://orcid.org/0000-0003-1475-0059>  nossov@imp.uran.ru;
б)  <https://orcid.org/0000-0002-5067-2281>  gri@imp.uran.ru;
в)  <https://orcid.org/0000-0003-4285-0399>  nat@imp.uran.ru;
г)  <https://orcid.org/0000-0001-9944-096X>  druzhinin@imp.uran.ru;
д)  Dubinin_S_S@imp.uran.ru

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

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

Тел.: +7 (343) 374-79-22; факс: +7 (343) 374-52-44

Экспериментально продемонстрирована возможность детектирования низкочастотных (в диапазоне частот 20–10 кГц) магнитных полей в трехслойных ламинатных структурах типа *тонкопленочный композитный магнитострикционный ферромагнетик /пьезоэлектрик/ тонкопленочный композитный магнитострикционный ферромагнетик*. В качестве пьезоэлектрика использованы пластины монокристаллического кварца. Композитный магнитострикционный ферромагнетик получали нанесением тонких магнитострикционных пленок составов Fe_{0,72}Ga_{0,28} или Fe_{0,62}Co_{0,19}Ga_{0,19} на поверхность аморфных лент типа «Метглас». Тонкие пленки наносили методом импульсного лазерного осаждения. Представлены результаты экспериментальных исследований возможности регистрации статических и низкочастотных переменных магнитных полей в диапазоне частот от 20–10 кГц путем измерений величины магнитоэлектрического коэффициента по напряжению (МКЭН) ламинатных структур. Исследовано влияние состава композитного магнитострикционного ферромагнетика на магнитные шумы в области частот 0,5–14 Гц. Из полученных данных следует, что нанесение слоев тонкопленочных композитных магнитострикционных ферромагнетиков не улучшает как максимальную величину МКЭН, так и коэффициентов линейности в области «больших» (20–50 Э) во всем исследованном диапазоне частот. Однако нанесение магнитострикционных пленок состава Fe_{0,62}Co_{0,19}Ga_{0,19} позволяет достигнуть более высоких значений коэффициентов линейности в области нулевых полей. Нанесение слоев тонкопленочных композитных магнитострикционных ферромагнетиков также приводит к росту магнитных шумов. Полученные результаты могут представлять интерес при создании датчиков статических и низкочастотных магнитных полей для приборов и устройствах неразрушающего контроля деталей и изделий, эксплуатируемых при повышенных температурах.

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

1. Введение

Актуальной задачей магнитного неразрушающего контроля является создание высокочувствительных датчиков статических и переменных магнитных полей нового поколения, эксплуатация которых возможна в условиях повышенных температур. Использование таких датчиков позволит на новом уровне решать актуальные проблемы неразрушающего контроля и прогнозирования ресурса перспективных функциональных материалов и изготовленных из них узлов и деталей. Одним из перспективных физических принципов является использование магнитоэлектрического эффекта (МЭ) в трехслойных ламинатных структурах типа *тонкопленочный композитный магнитострикционный ферромагнетик /пьезоэлектрик/ тонкопленочный композитный магнитострикционный ферромагнетик* [1]. При помещении такой структуры в статическое магнитное поле H и приложении изменяющегося со временем магнитного поля dH_{ac} в ней можно регистрировать прямой МЭ: при приложении переменного магнитного поля из-за магнитострикции ферромагнитного слоя в структуре возникнет механическая деформация, под действием которой в пьезоэлектрическом слое возникнет электрическое поле dE . Величину МЭ можно характеризовать магнитоэлектрическим коэффициентом по напряжению (МЭКН или MEVC) $\alpha = dE/H_{ac} = dV/(tdH_{ac})$, где dV – величина возникающего электрического напряжения; t – толщина пьезоэлектрического слоя. Помимо характеристик пьезоэлектрического слоя (пьезомодуля d и относительной диэлектрической проницаемости ε) значение α определяется также и свойствами ферромагнитного слоя, а именно пьезомагнитным коэффициентом, который определяют как $q = d\lambda/dH$, где λ – коэффициент магнитострикции; H – статическое магнитное поле.

Для решения задач детектирования статических и переменных магнитных полей в системах и установках неразрушающего контроля необходимы МЭ-структуры с возможно большей величиной МЭКН. Поскольку значение α зависит как от d и ε (характеристики пьезоэлектрической подсистемы), так и от q (характеристика магнитострикционной подсистемы), то задачу оптимизации величины МЭКН можно решать применительно к каждой из подсистем отдельно. В случае потенциальных применений при повышенных температурах выбор материалов для пьезоэлектрической подсистемы существенно ограничен. Поэтому актуальной задачей является оптимизация величины МЭКН путем повышения величины q магнитострикционной подсистемы [2].

Оригинальным подходом является использование многослойных магнитострикционных структур, состоящих из слоев материалов, имеющих разные знаки коэффициента магнитострикции, или композитных слоев с градиентом коэффициента магнитострикции по толщине, как было продемонстрировано в работе [3].

Очень часто в композитных МЭ-структурах в качестве слоев магнитострикционной подсистемы используют аморфные ленты сплавов класса «Метглас» (Metglas) [4]. Аморфные магнитные материалы этого состава имеют большое значение q , малую коэрцитивную силу, большую начальную магнитную проницаемость. Их коэффициент магнитострикции λ положительны. Если на поверхность такой ленты нанести тонкую пленку магнитострикционного материала с отрицательным коэффициентом магнитострикции, сформировав тем самым композитную структуру с градиентом q по толщине, то в такой структуре можно ожидать улучшения магнитострикционных свойств.

С целью повышения величины МЭКН в МЭ-структурах в настоящее время используются различные типы пьезокерамик с большой величиной d на основе свинца, такие как $PbMg_{1/3}Nb_{2/3}O_3-PbTiO_3$ (PMN-PT) [5] или $Pb(Zr,Ti)O_3$ (PZT) [6]. Однако для пьезокерамик этих составов температура Кюри не превышает 350 °С. Поэтому при исследованиях МЭ-структур в качестве пьезоэлектрических слоев все более интенсивно используют материалы, не содержащие свинец, такие как $La_3Ga_{5,5}Ta_{0,5}O_{14}$ (лантангаллиевый танталат, LGT)

[7, 8] или кварц [9]. В качестве материалов магнотстрикционных слоев использовали пластины из объемного сплава Fe-Co-V («пермендюр»).

В работе продемонстрирована возможность детектирования низкочастотных (в диапазоне частот 20 Гц – 10 кГц) магнитных полей за счет регистрации МКЭН в трехслойных ламинатных структурах *типа тонкопленочный композитный магнотстрикционный ферромагнетик /пьезоэлектрик/ тонкопленочный композитный магнотстрикционный ферромагнетик*. Композитный магнотстрикционный ферромагнетик с градиентом пьезомагнитного коэффициента по толщине получали нанесением тонких пленок составов $\text{Fe}_{0,72}\text{Ga}_{0,28}$ или $\text{Fe}_{0,62}\text{Co}_{0,19}\text{Ga}_{0,19}$ на поверхность аморфных лент типа «Метглас». В качестве материала пьезоэлектрического слоя использованы монокристаллические пластины кварца.

2. Материал и методика

В качестве материала пьезоэлектрического слоя в ламинатных структурах были использованы пластины монокристаллического кварца (X -срез) с типичными размерами $5 \times 5 \times 0,3$ мм³. Аморфные ленты состава 440А [10] производства компании «Гаммамет» (г. Екатеринбург, Россия) толщиной 34 мкм использовали в качестве магнотстрикционного слоя с положительным коэффициентом магнотстрикции. Аморфные ленты не подвергали дополнительным термообработкам. Измерения магнотстрикции при приложении статических магнитных полей были выполнены с использованием тензодатчика. Величину коэффициента магнотстрикции насыщения измеряли при ориентациях магнитного поля H : вдоль ($\lambda_{11} = 20 \times 10^{-6}/\text{Э}$) и поперек ($\lambda_{12} = -15 \times 10^{-6}/\text{Э}$) направления прокатки аморфных лент. Величину пьезомагнитного коэффициента определяли как $q = q_{11} + q_{12} = d\lambda_{11}/dH + d\lambda_{12}/dH$. Для аморфных лент состава 440А было получено значение $q = +0,46 \times 10^{-6}/\text{Э}$.

Композитные ферромагнитные слои с градиентом коэффициента магнотстрикционные по толщине получали нанесением на поверхность аморфных лент тонких пленок составов $\text{Fe}_{0,72}\text{Ga}_{0,28}$ или $\text{Fe}_{0,62}\text{Co}_{0,19}\text{Ga}_{0,19}$ методом импульсного лазерного осаждения. Объемные сплавы системы $\text{Fe}_{1-x}\text{Ga}_x$ («галфенол») характеризуются большими отрицательными значениями коэффициента магнотстрикции, величина которого максимальна для концентраций галлия 0,19 или 0,28 [11]. Дополнительное легирование сплавов Fe-Ga кобальтом приводит к росту значений λ . Согласно данным [12] для тонких пленок сплавов системы Fe-Co-Ga значение λ максимально у состава $\text{Fe}_{0,62}\text{Co}_{0,19}\text{Ga}_{0,19}$. Тонкие пленки наносили с использованием эксимерного лазера CL 7050 (компания «Оптисистемы», г. Троицк, Московская область, Россия [13]). Толщина пленок составляла 25 нм. Измерения толщины и шероховатости поверхности выполняли с использованием оптического профилометра ZYGO.

Объектами исследований были выбраны трехслойные ламинатные структуры, в которых средним пьезоэлектрическим слоем были пластины монокристаллического кварца, а в качестве верхнего и нижнего слоев использовали аморфные магнотстрикционные ленты 440А (далее – образцы 440А), либо аморфные магнотстрикционные ленты 440А с пленкой $\text{Fe}_{0,72}\text{Ga}_{0,28}$ (далее – образцы 440А/FeGa), либо аморфные магнотстрикционные ленты 440А с пленкой $\text{Fe}_{0,62}\text{Co}_{0,19}\text{Ga}_{0,19}$ (далее – образцы 440А/FeCoGa). Ламинатную структуру получали склеиванием отдельных слоев клеем на основе цианокрилата. Использование этого типа клея позволяет получать прочное соединение при минимальной толщине собственно клеевого слоя [7–9]. По данным работы [9] использование трехслойных структур вместо двухслойных позволяет увеличить величину МЭКН.

Измерения МЭКН проводили путем помещения ламинатных структур в статические H и низкочастотные H_{ac} магнитные поля. Синхронным детектором измеряли напряжение в пьезоэлектрическом слое dV . Измерения dV выполняли на частоте H_{ac} . Значения МЭКН вычисляли по формуле $\alpha = dE/H_{ac} = dV/(t dH_{ac})$, где t – толщина пьезоэлектрического слоя. Были исследованы изменения b в зависимости от величины статического магнитного поля H вплоть до 10 кЭ и частоты f низкочастотного магнитного поля до 10 кГц.

Магнитные шумы измеряли в камере с трехслойным магнитным экраном при приложении к образцу статического магнитного поля 60 Э и переменного магнитного поля напряженностью 100–900 микроэрстед, усиления напряжения с образца предусилителем с большим импедансом и низким уровнем собственных шумов (типа SRS SR560) и регистрации сигнала анализатором спектра SRS SR780.

Все измерения были выполнены при комнатной температуре.

3. Результаты и обсуждение

Типичные зависимости МКЭН от величины приложенного статического поля $\alpha(H_{dc}, f)$, снятые при фиксированных частотах $f = 20, 110$ и 10 кГц для структур с аморфной лентой 440А, представлены на рис. 1. Для всех частот зависимости имеют подобную форму с максимумом при $H_{dc} \approx 65$ Э. Положение этого максимума соответствует максимуму зависимости $q(H_{dc})$ и практически не зависит от частоты [5]. Однако наибольшие значения $\alpha_{max}(H_{dc} \approx 65 \text{ Э})$ существенно изменяются с ростом частоты. При фиксированной частоте значения α постепенно уменьшаются с ростом H_{dc} и становятся очень малыми при $H_{dc} > 200$ Э. Форма зависимостей $\alpha(H_{dc})$ качественно подобна виду зависимости $q(H_{dc})$. Для ламинатных структур с пленками $\text{Fe}_{0,72}\text{Ga}_{0,28}$ и $\text{Fe}_{0,62}\text{Co}_{0,19}\text{Ga}_{0,19}$ форма зависимостей $\alpha(H_{dc}, f)$ при фиксированных соответствующих значениях f была подобна таковой для структур с аморфной лентой без пленок.

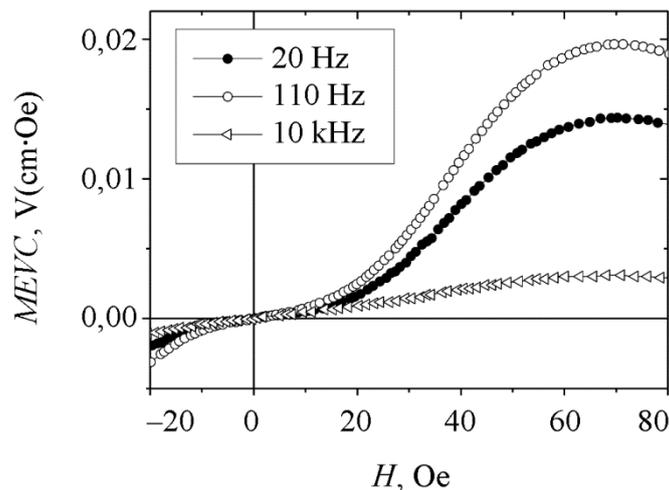


Рис. 1. Частотные зависимости МЭКН для $f = 20, 110$ и 10 кГц. Данные для структуры с аморфной лентой 440А

Нанесение на аморфную ленту 440А тонких пленок ферромагнетиков с отрицательными значениями коэффициента магнитострикции не изменяло положения максимумов зависимостей $\alpha_{max}(f)$ при $H_{dc} \approx 65$ Э, однако влияло на величину максимального значения $\alpha_{max}(H_{dc} \approx 65 \text{ Э})$ во всем исследованном частотном диапазоне (рис. 2). Нанесение тонких пленок приводит к уменьшению величин максимального значения $\alpha_{max}(H_{dc} \approx 65 \text{ Э})$, которое более существенно для пленок состава $\text{Fe}_{0,72}\text{Ga}_{0,28}$.

Для решения задач детектирования магнитных полей и магнитного неразрушающего контроля существенно, что зависимости $\alpha(H_{dc}, f)$ линейны по H_{dc} в области полей 20–50 Э и нечетны по полю [14]. Это позволяет по знаку МКЭН судить об ориентации датчика относительно H_{dc} .

В общем случае на зависимостях $\alpha(H_{dc}, f)$ можно выделить две области линейности, в области нулевых полей и в области «больших» (20–50 Э) полей (рис. 3). Для количественной характеристики степени линейности могут быть введены коэффициенты $dMEVC/dH_{lowH}$

и $dMEVC/dH_{highH}$ соответственно. Линейность МКЭН в области нулевых полей важна, например для разработки датчиков систем неразрушающего контроля, предназначенных для регистрации полей рассеяния дефектов. Коэффициент линейности в области «больших» (20–50 Э) полей может представлять интерес для создания сенсоров статических и низкочастотных магнитных полей, работающих в схемах с полями смещения в зоне контроля.

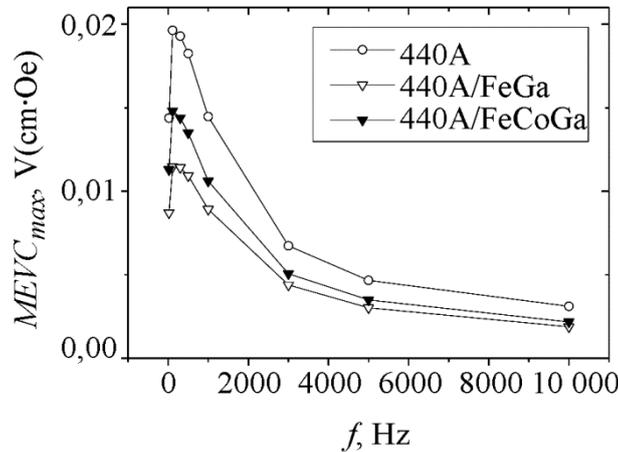


Рис. 2. Сравнение зависимостей $\alpha_{max}(H_{dc} \approx 65 \text{ Э}, f)$ для ламинатных структур с магнитострикционными слоями только с аморфной лентой (440А) и аморфной лентой с пленками $\text{Fe}_{0,72}\text{Ga}_{0,28}$ (440А/FeGa) и $\text{Fe}_{0,62}\text{Co}_{0,19}\text{Ga}_{0,19}$ (440А/FeCoGa)

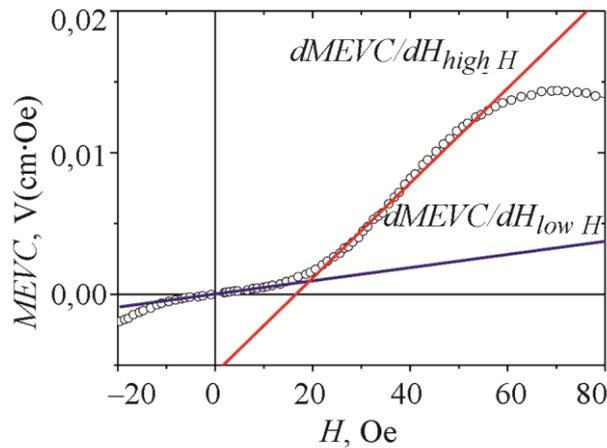


Рис. 3. Определения коэффициентов линейности МЭКН в области нулевых ($dMEVC/dH_{lowH}$) и «больших» ($dMEVC/dH_{highH}$) полей

Частотные зависимости коэффициентов линейности МКЭН исследованных ламинатных структур представлены на рис. 4. Величины обоих коэффициентов максимальны в области низких (от 300 до 1000 Гц) частот для всех составов магнитострикционных ферромагнетиков. Нанесение тонких пленок по-разному влияет на коэффициенты линейности: если в области «больших» полей значения $dMEVC/dH_{highH}$ практически не зависят от состава пленок и для слоев с пленками меньше, чем для аморфной ленты без пленок, то в области нулевых полей нанесение пленки состава $\text{Fe}_{0,62}\text{Co}_{0,19}\text{Ga}_{0,19}$ увеличивает значения $dMEVC/dH_{lowH}$, в то время как нанесение пленки состава $\text{Fe}_{0,72}\text{Ga}_{0,28}$ их уменьшает.

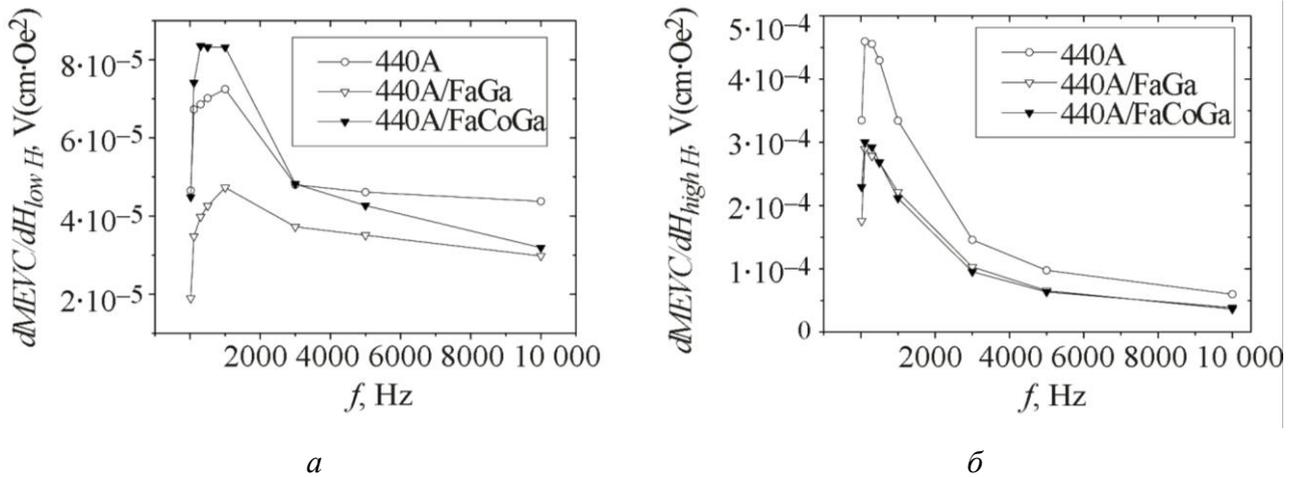


Рис. 4. Частотные зависимости коэффициентов линейности в области нулевых (а) и «больших» (20–50 Э) полей (б) для ламинатных структур с магнитострикционными слоями только с аморфной лентой (440А), аморфными лентами с пленками Fe_{0,72}Ga_{0,28} (440А/FeGa) и Fe_{0,62}Co_{0,19}Ga_{0,19} (440А/FeCoGa)

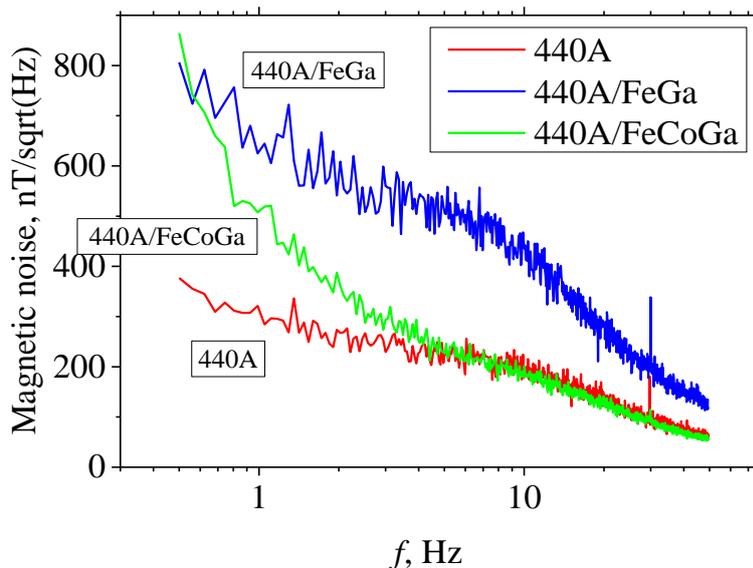


Рис. 5. Сравнение частотных зависимостей магнитных шумов для структур с магнитострикционными слоями только с аморфной лентой (440А), аморфными лентами с пленками Fe_{0,72}Ga_{0,28} (440А/FeGa) и Fe_{0,62}Co_{0,19}Ga_{0,19} (440А/FeCoGa)

Наблюдаемые закономерности можно качественно объяснить, принимая во внимание то обстоятельство, что для ламинатных структур величина МЭКН пропорциональна отношению d_{11}/ϵ_{11} . Для монокристалла кварца характерна слабая зависимость относительной диэлектрической проницаемости ϵ_{11} от частоты вплоть до 10 кГц. В связи с этим частотные зависимости МЭКН качественно могут быть интерпретированы как связанные только с частотными изменениями характеристик слоев магнитострикционных ферромагнетиков. Для систем типа *тонкопленочный композитный магнитострикционный ферромагнетик /пьезоэлектрик/ тонкопленочный композитный магнитострикционный ферромагнетик* можно определить коэффициент магнитомеханической связи $k_m = (4\rho\lambda\mu_{rT}/E)^{1/2}$, где λ – коэффициент магнитострикции в изменяющемся со временем магнитном поле, который пропорционален q ; μ_{rT} – действительная часть относительной магнитной проницаемости;

E – модуль Юнга. Наблюдаемое снижение максимального значения $\alpha_{max}(H_{dc} \approx 65 \text{ Э}, f)$ для всего исследованного диапазона частот для ламинатных структур с тонкими пленками может быть обусловлено уменьшением k_m за счет плавного снижения величины $\mu_r(f)$ с ростом частоты [15], значений q из-за разных знаков l аморфного сплава и пленок. Кроме того, важную роль может играть текстура тонкопленочных слоев.

На рис. 5 приведены результаты измерений магнитных шумов в области частот 0,5–14 Гц. Как видно из представленных данных, градиент коэффициента магнитострикции в ферромагнитных слоях существенно повышает уровень шумов ламинатных структур. Наиболее сильно это проявляется в области низких (менее 1 Гц) частот. В то же время следует отметить, что для частот выше 5 Гц нанесение слоя $\text{Fe}_{0,62}\text{Co}_{0,19}\text{Ga}_{0,19}$ почти не влияет на уровень шумов в структуре.

В целом следует отметить, что для трехслойных ламинатных структур типа *тонкопленочный композитный магнитострикционный ферромагнетик /пьезоэлектрик/ тонкопленочный композитный магнитострикционный ферромагнетик* с монокристаллическим кварцем в качестве материала пьезоэлектрического слоя 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 позволяет, в отличие от структур на лантангаллиевом танталате $\text{La}_3\text{Ga}_{5,5}\text{Ta}_{0,5}\text{O}_{14}$ [16], существенно улучшить характеристики МЭКН за исключением величины коэффициента линейности в области нулевых полей и магнитных шумов в области частот 5–4 Гц (состав $\text{Fe}_{0,62}\text{Co}_{0,19}\text{Ga}_{0,19}$). Для ламинатных структур со слоями из аморфных лент типа «Метглас» величины МЭКН существенно ниже, чем для структур с магнитострикционными слоями из объемного сплава Fe-Co-V («пермендюр») [9].

4. Заключение

Исследованы полевые и частотные характеристики магнитоэлектрического эффекта по напряжению в ламинатных структурах типа *тонкопленочный композитный магнитострикционный ферромагнетик /кварц/ тонкопленочный композитный магнитострикционный ферромагнетик*. В слое композитного магнитострикционного ферромагнетика за счет лазерного осаждения 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 слой реализован градиент коэффициента магнитострикции по толщине. Экспериментально показано, что в структурах с градиентом коэффициента магнитострикции максимальная величина МЭКН меньше, чем в структурах только с аморфной лентой 440А. Структуры с тонкими пленками $\text{Fe}_{0,62}\text{Co}_{0,19}\text{Ga}_{0,19}$ характеризуются лучшей линейностью в области нулевых полей и малыми магнитными шумами в области частот 5–4 Гц. Трехслойные ламинатные структуры на основе монокристаллического кварца могут представлять интерес для разработки датчиков статических и низкочастотных магнитных полей, используемых в том числе для задач магнитного неразрушающего контроля, при повышенных температурах.

Благодарность

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

Литература

1. Srinivasan G. Magnetolectric composites // Ann. Rev. Mater. Sci. – 2010. – Vol. 40. – P. 153–178. – DOI: 10.1146/annurev-matsci-070909-104459.

2. Petrov V. M. and Srinivasan G. Enhancement of magnetoelectric coupling in functionally graded ferroelectric and ferromagnetic bilayers // *Phys. Rev. B.* – 2008. – Vol. 78. – P. 184421 (8 pp.). – DOI: 10.1103/PhysRevB.78.184421.
3. Hysteresis and remanence in magnetoelectric effects in functionally graded magnetostrictive-piezoelectric layered composites / U. Laletin, G. Sreenivasulu, V. M. Petrov, T. Garg, A. R. Kulkarni, N. Venkataramani, and G. Srinivasan // *Phys. Rev. B.* – 2012. – Vol. 85. – P. 104404 (8 pp.). – DOI: 10.1103/PhysRevB.85.104404.
4. Tech. Bulletin : ref. 2605SA106192009. – Metglas Inc., Conway, SC, 2009.
5. Magneto-electric effects in functionally stepped magnetic nanobilayers on ferroelectric substrates: Observation and theory on the influence of interlayer exchange coupling / I. V. Gribov, V. I. Osotov, A. P. Nosov, V. M. Petrov, G. Sreenivasulu, G. Srinivasan // *Journal of Applied Physics* – 2014. – Vol. 115. – P. 193909–193908. –DOI.org/10.1063/1.4878458.
6. Magnetoelectric coupling in Pb(Zr,Ti)O₃—Galferol thin film heterostructures / J. More-Chevalier, U. Lüders, C. Cibert, A. Nosov, B. B. Domengus, R. Bouregba, G. Poullain // *Applied Physics Letters.* – 2015. – Vol. 107. – P. 252903–252906. – DOI: 10.1063/1.4938218.
7. Piezoelectric single crystal langatate and ferromagnetic composites: Studies on low-frequency and resonance magnetoelectric effects / G. Sreenivasulu, L. Y. Fetisov, Y. K. Fetisov, G. Srinivasan // *Applied Physics Letters.* – 2012. – Vol. 100. – P. 052901 (4 pages). – DOI: 10.1063/1.3679661.
8. Shear strain mediated magneto-electric effects in composites of piezoelectric lanthanum gallium silicate or tantalate and ferromagnetic alloys / G. Sreenivasulu, P. Qu, E. Piskulich, V. M. Petrov, Y. K. Fetisov, A. P. Nosov, H. Qu, G. Srinivasan // *Applied Physics Letters.* – 2014. – Vol. 105. – P. 32409–32408. – DOI: 10.1063/1.4891536.
9. Magnetoelectric interactions in layered composites of piezoelectric quartz and magnetostrictive alloys / G. Sreenivasulu, V. M. Petrov, L. Y. Fetisov, Y. K. Fetisov, and G. Srinivasan // *Phys. Rev. B.* – 2012. – Vol. 86. – P. 214405 (8 pp.). – DOI: 10.1103/PhysRevB.86.214405.
10. URL: <http://www.gammamet.ru/ru/gm440a.htm>
11. Atulasimha J. and Flatau A. B. A review of magnetostrictive iron–gallium alloys // *Smart Mater.Struct.* – 2011. – Vol. 20. – P. 043001 (15 pp.). – DOI: 10.1088/0964-1726/20/4/043001.
12. 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. – P. 013914 (4 pp.). – DOI: 10.1063/1.3284962.
13. URL: <http://www.optosystems.ru/ru/excimer-lasers/cl-7000/>
14. Magnetoelectric nonlinearity in magnetoelectric laminate sensors / L. Shen, M. Li, J. Gao, Y. Shen, J. F. Li, D. Viehland, X. Zhuang, M. Lam Chok Sing, C. Cordier, S. Saez, and C. Dolabdjian // *J. Appl. Phys.* – 2011. – Vol. 110. – P. 114510 (6 pp.). – DOI: 10.1063/1.3665130.
15. Thin film FeGa-FeCoGa/Metglas/LGT structures for magnetoelectric magnetic field sensors / A. P. Nosov, I. V. Gribov, N. A. Moskvina, A. V. Druzhinin, V. I. Osotov // *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures.* – 2018. – Iss. 6. – P. 117–125. – DOI: 10.17804/2410-9908.2018.6.117-125.

Received: 22.10.2019
Revised: 21.11.2019
Accepted: 20.12.2019
DOI: 10.17804/2410-9908.2019.6.087-101

THE UMD-101MK FLAW DETECTION EQUIPMENT FOR AUTOMATED MAGNETIC INSPECTION OF ELECTRICALLY WELDED SMALL AND MEDIUM PIPES OVER THE ENTIRE WALL THICKNESS AND PERIMETER

A. S. Shleenkov^{a)*}, O. A. Bulychev^{b)}, S. A. Shleenkov^{c)}, D. V. Novgorodov^{d)**}

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

- a)  <https://orcid.org/0000-0002-6135-1504>  shleenkov@imp.uran.ru;
 b)  <https://orcid.org/0000-0001-5412-3733>  bulychev@imp.uran.ru;
 c)  <https://orcid.org/0000-0002-2410-3202>  s.shleenkov@imp.uran.ru;
 d)  <https://orcid.org/0000-0002-5151-8710>  novgorodov@imp.uran.ru

*Corresponding author. E-mail: shleenkov@imp.uran.ru; danil_@inbox.ru
 Address for correspondence: 34 Komsomolskaya St., 620049, Ekaterinburg, Russian Federation

In this paper, a multichannel magneto-resistive signal measurement and processing system for a magnetic flaw detector is developed and investigated. On this basis, a new compact flaw detection complex is created and implemented in industry for automated continuous magnetic monitoring and identification of defects in small- and medium-diameter electrowelded pipes during production over the entire wall thickness, i.e. the entire volume. The optimal structural scheme and the distinctive features of the new automated device meeting modern requirements are considered. It is shown that the use of computer technology and high-resolution thin-film matrix transducers produced according to the advanced technology of manufacturing AMRD sensors significantly increases the functionality of the flaw detector and provides detection of not only metal discontinuities and edge shifts, but also defects caused by the violation of welding conditions, e.g. cracks, fistulas, burns or adhesion of edges in the weld area. The system based on single-chip thin-film matrix transducers of the new generation is highly sensitive and makes it possible to detect both surface and bulk defects in a contactless manner with a large gap and high speed.

Keywords: electrically welded pipes, magnetic inspection, combined magnetization system, thin-film matrix magnetic transducers, surface and volume defects, non-contact scanning, rejection.

Acknowledgment

The work was performed under the state assignment from FASO Russia, theme Diagnostics No. AAAA-A18-118020690196-3.

References

1. Pashkov Yu.I. Problemy prochnosti, razrusheniya i resursa trub i truboprovodov. *Tematicheskij sbornik nauchnykh trudov OAO «RosNITI»* [Thematic Collection of Papers of RosNITI OJSC]. Chelyabinsk, 2001, pp. 58–79. (In Russian).
2. Fedosenko Yu.K. Electromagnetic automated flaw detection inspection of pipes of a wide range of diameters and steel grades. *Kontrol'. Diagnostika*, 2001, no. 5, pp. 25–28. (In Russian).
3. Available at: www.kropus.com (accessed 28.12.2019).

4. Shleenkov A.S., Bulychev O.A., Shleenkov S.A. The UMD-101M plant for automated bulk magnetic nondestructive testing of quality of electric-welded pipes. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2008, vol. 44, pp. 574–578. DOI: 10.1134/S106183090808010X.
5. Bulychev O.A., Shleenkov S.A., Seniv V.M., Shleenkov A.S., Polezhaev L.A. The UMD-104M device for testing reusable oil-well tubing. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2015, vol. 51, pp. 661–668. DOI: 10.1134/S1061830915110029.
6. Available at: www.mac-ndt.com
7. Available at: www.foerster.ru
8. Available at: www.nov.com/tuboscope (accessed 28.12.2019).
9. Available at: www.GEInspectionTechnologies.com (accessed 28.12.2019).
10. Bulychev O.A. Magneto-resistive converter to read information from magnetic carriers, *RF Patent 2175455*, 2001. (In Russian).
11. Bulychev O.A., Shleenkov A.S. Two-component matrix converter of magnetic field, *RF Patent 2290654*, 2006. (In Russian).
12. Shleenkov A.S. Development of array transducers of magnetic field with regard to nondestructive check of ferromagnetic articles and welded joints. *Doctoral (Tech.) Dissertation*, IFM UrO RAN, Ekaterinburg, 1998. (In Russian).
13. Shleenkov A.S., Bulychev O.A., Lyadova N.M., Shcherbinin V.E., and Bychkov V.G. Estimating the possibility of the magnetic detection of microflaws in weld seams of longitudinal electric-welded pipes manufactured by butt high-frequency welding. *Russ. J. Nondestr. Test.*, 2010, vol. 46, no. 2, pp. 92–97. DOI: 10.1134/S1061830910020038.
14. Bulychev O.A., Shleenkov S.A., Shleenkov A.S. Multichannel magneto-resistive magnetic inspection system for seamless thick-walled pipes. *Defektoskopiya*, 2018, no. 10, pp 58–63. Available at: <http://defektoskopiya.ru/index> (accessed 28.12.2019). (In Russian).

Подана в журнал: 22.10.2019

УДК 620.179.14

DOI: 10.17804/2410-9908.2019.6.087-101

ДЕФЕКТОСКОПИЧЕСКИЙ КОМПЛЕКС УМД-101МК ДЛЯ АВТОМАТИЗИРОВАННОГО МАГНИТНОГО КОНТРОЛЯ ЭЛЕКТРОСВАРНЫХ ТРУБ МАЛОГО И СРЕДНЕГО ДИАМЕТРОВ ПО ВСЕМУ ПЕРИМЕТРУ И ВСЕЙ ТОЛЩИНЕ СТЕНКИ

А. С. Шлеенков^{а)*}, О. А. Булычев^{б)}, С. А. Шлеенков^{в)}, Д. В. Новгородов^{г)}

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

^{а)}  <https://orcid.org/0000-0002-6135-1504>  shleenkov@imp.uran.ru;

^{б)}  <https://orcid.org/0000-0001-5412-3733>  bulychev@imp.uran.ru;

^{в)}  <https://orcid.org/0000-0002-2410-3202>  s.shleenkov@imp.uran.ru;

^{г)}  <https://orcid.org/0000-0002-5151-8710>  novgorodov@imp.uran.ru

* Ответственный автор. Электронная почта: shleenkov@imp.uran.ru; daniel_@inbox.ru
Адрес для переписки: ул. Комсомольская, 34, г. Екатеринбург, 620049, Российская Федерация

В работе разработана и исследована многоканальная магниторезистивная система измерения полей дефектов и обработки результатов неразрушающего контроля магнитным методом (методом рассеяния магнитного потока MFL), на основе которой создан и внедрен в промышленности новый малогабаритный дефектоскопический комплекс для автоматизированного непрерывного магнитного контроля и идентификации дефектов электросварных труб малого и среднего диаметра в процессе их производства по всей толщине стенки, т. е. по всему объему. Рассмотрены оптимальная структурная схема и отличительные особенности новой автоматизированной установки, отвечающей современным требованиям. Показано, что применение компьютерных технологий и тонкопленочных матричных преобразователей высокого разрешения, полученных с применением передовой технологии изготовления анизотропных магниторезистивных датчиков (АМРД), позволяет существенно увеличить функциональные возможности дефектоскопа и обеспечивает выявление не только дефектов типа нарушений сплошности металла и смещений кромок, но и дефектов, обусловленных нарушением режимов сварки типа трещин, свищей, прижогов и слипаний кромок в области сварного шва. Система на основе однокристалльных тонкопленочных матричных преобразователей нового поколения обладает высокой чувствительностью и позволяет выявлять как поверхностные, так и объемные дефекты бесконтактным способом с большим зазором и с высокой скоростью.

Ключевые слова: электросварные трубы, магнитный контроль, комбинированная система намагничивания, тонкопленочные матричные магнитные сенсоры, поверхностные и объемные дефекты, бесконтактное сканирование, отбраковка.

1. Введение

На современном этапе производства сварных труб из углеродистых и низкоуглеродистых сталей, свариваемых контактной и дуговой сваркой, предъявляются повышенные требования к качеству и обеспечению гарантированной надежности и безопасности при эксплуатации. В основной массе сварные трубы используются для сооружения трубопроводных систем для транспортировки различных углеводородных продуктов (газ, нефть, нефтепродукты и др.) [1]. Трубопроводы эксплуатируются при очень высоких рабочих параметрах:

рабочее давление до 25 МПа, температура до -60 °С, статические и циклические нагрузки и являются потенциально опасными объектами. Особые требования к качеству сварных труб обусловлены также соответствующими требованиями к применяемым методам неразрушающего контроля (НК), которые на современном этапе являются одним из технических звеньев повышения эксплуатационной надежности трубной продукции. Поэтому проблема надежного контроля качества сварного соединения и самих труб является актуальной.

Средства неразрушающего контроля (НК) как и средства гидроиспытаний стальных труб, относятся к испытательному оборудованию и решают одну и ту же задачу – повышение качества трубной продукции. Обычно их применяют совместно, однако в ряде случаев допускается замена гидроиспытаний на 100 % НК. Это обусловлено прежде всего тем, что тонкие дефекты, выявляемые современными высокочувствительными методами НК, гидроиспытаниями не подтверждаются, хотя в результате металлографических исследований эти дефекты, как правило, обнаруживаются. Причина этого понятна. По данным [1], при гидроиспытаниях труб с тонкими дефектами (продольные трещины, несквозные непровары и т. д.), глубина которых составляет до 70 % толщины стенки, последние ничем себя не проявляют даже при испытательном давлении, в несколько раз превышающем норму.

Чтобы гарантировать высокое качество трубной продукции необходимо быть уверенным, что применяемые средства НК отвечают современным требованиям, в том числе установленным в ГОСТ 31447 и ГОСТ 20295, а также в стандартах ISO 10893-3:2011 и ASTM (E 570-91). В работе разработана и исследована многоканальная магниторезистивная система измерения и обработки сигнала для магнитного дефектоскопа на основе которой создан и внедрен в промышленности новый малогабаритный дефектоскопический комплекс для автоматизированного магнитного контроля электросварных труб малого и среднего диаметра по всей толщине стенки, т. е. по всему объему.

2. Постановка задачи

Проведен анализ работы существующих дефектоскопов, применяемых для объемно-шовной дефектоскопии электросварных труб диаметром (20÷114) мм, изготавливаемых продольно-стыковой сваркой давлением.

Если НК ведется на непрерывной трубе, то чаще всего применяются вихретоковые [2, 3] и магнитные дефектоскопы [4–8] (УЗК для решения этой задачи применяется, как правило, только в дорогостоящих импортных установках ротационного типа).

Известно, что наиболее опасные дефекты электросварных труб, изготавливаемых высокочастотной сваркой давлением, имеют продольную ориентацию (вдоль оси трубы). Считается, что указанные дефекты хорошо выявляются вихретоковыми дефектоскопами на проходных катушках при условии, что глубина их залегания не превышает 5 мм. Это достигается применением продольного постоянного подмагничивающего поля. Наблюдается увеличение чувствительности дефектоскопа к поперечным трещинам или объемным дефектам типа: прожог, сплошной непровар, закат, неметаллические включения и т. д. Внутренние продольно ориентированные дефекты при этом выявляются не всегда. Кроме того известно, что применительно к НК стальных труб вихретоковые дефектоскопы на проходных катушках по чувствительности существенно уступают магнитным. Особенно это становится заметным с увеличением диаметра контролируемых труб. Это подтверждают результаты сравнительных испытаний магнитного и вихретокового дефектоскопов на одном из трубных заводов [13].

Поскольку применение акустических методов [9] для НК электросварных труб, изготовленных стыковой высокочастотной сваркой, с неснятым внутренним гратом также малоэффективно, возникла необходимость создания установки для неразрушающего контроля всего тела электросварных труб малого и среднего диаметра.

Следует подчеркнуть, что полная замена гидроиспытаний допустима в случае, если применяемые средства НК обеспечивают выявление недопустимых дефектов по всей толщине стенки трубы, т. е. по всему объему. В этом плане магнитный метод НК весьма перспективен. В настоящее время существуют достаточно недорогие магнитные дефектоскопы, успешно используемые в трубной промышленности.

Речь, прежде всего, идет об установках УМД-101М [4], предназначенных для объемно-шовной дефектоскопии прямошовных электросварных труб, выпускаемых по ГОСТ 31447, ГОСТ 10705, ГОСТ 20295, ГОСТ 10707, ГОСТ 3262 в технологическом потоке их производства, вблизи трубоэлектросварочного агрегата там, где труба еще непрерывна (НК идет без вращения трубы), а также об установках УМД-104М [7] для магнитной дефектоскопии труб нефтяного сортамента, выпускаемых по ГОСТ 633-80, ГОСТ 632-80, ASTM(E 570-91), API5CT, API5L и др.

Эти установки созданы в Институте физики металлов УрО РАН, в их основе – однокристалльные тонкопленочные матричные преобразователи (МП) магнитного поля, изготовленные с применением современных нанотехнологий [10, 11]. В качестве магниточувствительных элементов (МЧЭ) в них использованы тонкопленочные (толщина пленки 20 нм) магниторезистивные датчики (АМРД), реализующие предложенный новый принцип измерения напряженности магнитных полей дефектов [12].

Отличительная особенность АМРД состоит в их чрезвычайно высокой чувствительности НК, поэтому ведется с рабочим зазором (3÷7) мм, что существенно повышает надежность первичных преобразователей.

Синтез МП с применением современных интегральных технологий позволяет выпускать их в больших количествах, в результате чего появилась возможность организовать НК электросварных и горячекатаных труб по всему объему. Это достигается равномерным размещением МЭ по периметру трубы, которая поступательно перемещается со скоростью до 2 м/с относительно неподвижных МЭ.

Несмотря на то, что вышеперечисленные установки магнитного НК [4, 7] нашли широкое промышленное применение, они морально устарели, имеют существенные недостатки и нуждаются в модернизации. Особенно в части конструкции, габаритных размеров, программного и метрологического обеспечения, повышения чувствительности и улучшения эксплуатационных характеристик. Необходимо также расширить рабочий и температурный диапазоны работы датчиков.

3. Устройство и возможности малогабаритного дефектоскопического комплекса

Поставленная цель достигнута за счет применения, разработанных и синтезированных в ИФМ УрО РАН новых однокристалльных тонкопленочных матричных преобразователей на основе анизотропных магниторезистивных датчиков (АМРД) повышенной чувствительностью к продольно ориентированным дефектам, передовой технологии изготовления датчиков АМРД, предусматривающей высокотемпературный отжиг (до 1200 °С) пермаллоевых пленок на окончательной стадии изготовления магниторезистивных датчиков, разработке более информативного ПО, разработке устройств стабилизации трубы и более надежной механики, а также современного дизайна установки.

Очевидно, что при столь значительной температурной обработке изменяются структурные характеристики пленки, что приводит к изменению основных структурно-чувствительных магнитных параметров: величины магниторезистивного эффекта (возможен его прирост на 50 %), коэрцитивной силы, начальной восприимчивости и постоянной магнитострикции.

Кроме этого, благодаря компьютерному моделированию магнитной системы, удалось существенно уменьшить габариты установки в направлении движения трубы (длина уста-

новки вдоль ее оси не более 700 мм), что впервые позволило разместить совмещенный измерительный модуль (магнитный сканер) контрольной позиции дефектоскопического комплекса с системами «верх–низ 180°», предназначенный одновременно для выявления как продольно-ориентированных, так и объемных дефектов в сварном шве и теле электросварных труб по всему периметру и всей толщине стенки (с охватом 360°) на общей стационарной платформе между калибровочными клетями.

В результате исследований на основе применения МП нового поколения создан новый высокоэффективный малогабаритный дефектоскопический комплекс УМД-101МК для магнитного контроля электросварных труб малого и среднего диаметра по всему периметру. Внешний вид дефектоскопического комплекса УМД-104МК представлен на рис. 1. (фотография снята на стане ТЭСА 20-114 ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат»).

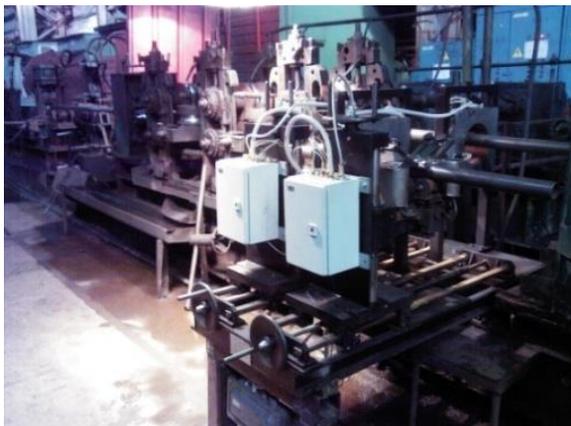


Рис. 1. Дефектоскопический комплекс УМД-101МК

Комплекс предназначен для испытаний стальных прямошовных электросварных труб диаметром от 20 до 114 мм, изготовленных по ГОСТ 31447, ГОСТ 10705, ГОСТ 20295, ГОСТ 3262, API 5L, API 5CT и DIN EN 10208 и техническим условиям, в технологическом потоке их производства, вблизи трубоэлектросварочного агрегата там, где труба еще непрерывна (то есть НК идет без вращения трубы) на наличие дефектов типа нарушений сплошности сварного шва и тела (по всему объему, включая верхнюю и нижнюю половины трубы в пределах 360°). Контролю могут подвергаться трубы только со снятым наружным гратом. Наличие внутреннего грата не отражается на результатах контроля. Температура сварного шва в зоне контроля не должна превышать 100 °С.

Конструкция установки позволяет проводить полностью автоматизированный неразрушающий контроль (НК) сварного шва, околошовной зоны и тела стальных электросварных прямошовных труб на наличие дефектов типа нарушений сплошности, выходящих толщину стенки трубы за пределы, предусмотренные промышленными нормами стандарта ASTM (E570-91) и др.

В современной комплектации дефектоскопический комплекс УМД-101МК может быть использован для магнитного контроля электросварных труб диаметром 2–114 мм, толщиной стенки до 8 мм (возможно расширение диапазона диаметров до 219 мм и толщины стенки до 16 мм) в процессе их изготовления. Магнитный дефектоскоп УМД-101МК используется, как правило, в технологическом потоке на непрерывной трубе. С небольшими изменениями (в механике) он может применяться для входного (выходного) контроля мерных труб.

Комплекс обеспечивает выявление дефектов, выходящих на наружную и внутреннюю поверхности, а также по всей толщине сварного шва околошовной зоны и тела трубы.

Дефектоскоп обеспечивает контроль тела и сварного шва трубы согласно требованиям стандартов ISO 10893-3:2011 и ASTM (E570-91) с чувствительностью, установленной по выявлению сквозного отверстия диаметром 1,6 мм и/или расположенного на наружной и внутренней поверхностях трубы продольного искусственного дефекта (риски) прямоугольного профиля со следующими параметрами:

- длина не менее, мм 25
- ширина, мм $\leq 0,5$
- глубина, % (от номинальной толщины стенки трубы) 10

Комплекс также обеспечивает обнаружение магнитным методом (рассеяния магнитного потока MFL) в теле трубы сквозных отверстий и свищей диаметром более 0,79 мм.

Настройка чувствительности аппаратуры контроля производится по продольным, поперечным и наклонным прямоугольным пазам N5 на наружной и внутренней поверхностях трубы, выполненным по ASTM (E570-91) и др.

Базовый состав комплекса

1. Система УМД-101МКП 20-114 – контрольная позиция (КП) для магнитной дефектоскопии (МД) продольного сварного шва и всего тела электросварных прямошовных труб круглого сечения в технологическом потоке их производства на непрерывной трубе в линии ТЭСА 20-114 при их поступательном, продольном перемещении в технологической линии неразрушающего контроля (НК).
2. Система УМД СО 114 обработки и индикации результатов магнитной дефектоскопии.
3. Управляющий вычислительный комплекс (УВК) с оборудованием автоматике.
4. Платформа для стационарного размещения контрольной позиций в зоне НК.

Вспомогательное оборудование

Калибровочная станция:

- обеспечивает управление и перемещения контрольного образца (далее по тексту СОП) из позиции контроля в позицию калибровки и обратно;
- позволяет выполнять калибровку оборудования в динамическом диапазоне.

Оборудование автоматике в составе

1. Местный пульт дистанционного управления (ПДУ) с сенсорным терминалом и возможностью переключения управления на главный и местный пульта.
2. Главный пульт управления, находящийся в помещении существующего главного пульта ТЭСА со световой и звуковой сигнализацией, показывающий положение и состояние исполнительных механизмов.
3. Шкаф автоматике с кабельными линиями управления и электропитания.
4. Контроллер системы автоматике с программным обеспечением.
5. Электронный блок управления механизмами перемещения.
6. Шкаф электропитания.
7. Система маркировки дефектов, состоящая из блока дефектоотметчика и краскоотметчиков.

Комплектация (стандартная)

Конструктивно дефектоскоп представляет собой две самостоятельные системы (дефектоскопический комплекс «верх-низ 180°»): одна служит для магнитной дефектоскопии

верхней части трубы, вторая – нижней. Различие в выполняемых функциях обуславливает различие в конструкциях механических систем.

В состав контрольной позиции (КП) УМД-101М КП 20-114 входит совмещенный измерительный модуль (магнитный сканер), предназначенный одновременно для выявления как продольно ориентированных, так и объемных дефектов в сварном шве и теле электросварных труб по всему периметру и всей толщине стенки (с охватом 360°).

Измерительный модуль содержит:

- намагничивающее устройство (НУ), состоящее из двух электромагнитов постоянного тока для поперечного намагничивания труб и двух катушек продольного намагничивания;
 - две измерительные самоцентрирующиеся кассеты на каждый типоразмер (диаметр) контролируемых труб с магниточувствительными элементами-датчиками АМРД с прижимным устройством типа пантограф, снабженные тонкостенным металлическим кожухом для водяного охлаждения днища кассеты;
 - систему водопитания с фильтром и отстойником;
 - комплект магниточувствительных элементов – тонкопленочных магниторезистивных АМРД датчиков (матричных преобразователей) H_r типа (осуществляют измерение тангенциальной составляющей магнитного поля рассеяния в области дефекта), предназначенных для обнаружения продольных и объемных несовершенств. МП размещены в шахматном порядке в специальных кассетах, обеспечивающих однородность зазора датчик – поверхность контролируемой трубы и защиту МЭ от механических повреждений, попадания грязи, влаги, масел и т. д.;
 - комплект магниточувствительных элементов – тонкопленочных магниторезистивных АМРД датчиков (матричных преобразователей) H_n типа (осуществляют измерение нормальной составляющей магнитного поля рассеяния в области дефекта), предназначенных для обнаружения поперечных и объемных несовершенств;
 - устройство обеспечения постоянства зазора датчик–труба;
 - механизм (устройство) подвода-отвода (доставки) полюсов НУ и кассеты с датчиками к трубе;
 - пневматическую систему, предназначенную для управления устройствами подвода-отвода полюсов НУ и кассеты с датчиками к трубе;
 - механизм перемещения измерительного модуля (НУ и кассет с тонкопленочными АМРД преобразователями с устройством обеспечения постоянства зазора датчик–труба, а также устройством доставки полюсов НУ и кассеты с датчиками к трубе) из позиции контроля в позицию калибровки и обратно;
 - блок дефектоотметчика и автоматическую систему маркировки дефектных участков
- Система обработки и индикации результатов измерений включает:
- оборудование дефектоскопической электроники, предназначенное для приема сигналов от МЧЭ, размещенных вблизи объекта контроля, предварительного их усиления и передачи в УВК. Оборудование включает шкафы с блоками электроники, выносные предварительные усилители;
 - приборные шкафы на контрольной позиции.

В приборном шкафу контрольной позиции находятся:

- блок обработки данных с системой терморегуляции, предназначенный для коммутации МЧЭ в измерительных кассетах, а также первичной обработки поступающей информации и «поканальной» калибровки МЧЭ с целью достижения их одинаковой чувствительности;
- промышленная станция типа IPC-510-SYS 2-1 с источником бесперебойного питания;

– интерфейс для выработки и передачи цифрового сигнала о наличии дефекта на центральный промышленный компьютер, находящийся в помещении существующего главного пульта ТЭСА;

- плоскпанельный TFT-монитор;
- блоки питания НУ.

Платформа для стационарного размещения КП в зоне НК представляет собой механическую конструкцию, в состав которой входят:

– стальная плита с приспособлениями для крепления контрольной позиции УМД-101М КП 20-114 со сменными деталями (узлами), меняющимися в зависимости от требуемых типоразмеров труб;

- механическая система для регулировки платформы по высоте;
- пневматический или электрический привод.

Основные параметры комплекса УМД-101МК приведены в таблице.

Технические характеристики

Наименование параметра	Значение
1. Диаметр контролируемых труб, мм	20÷114
2. Толщина стенки труб, мм	2,5÷8
3. Скорость движения труб, м/мин	9÷60
4. Температура сварного шва, °С	до 100
5. Наибольшее отклонение оси трубы от оси линии контроля при движении трубы через дефектоскоп, мм	± 5
6. Овальность, %	± 5
7. Чувствительность дефектоскопа Параметры выявляемых искусственных дефектов:	
– длина, мм	10...50
– глубина поверхностного дефекта (риски) от номинальной толщины стенки трубы, %	10±1,5, но не менее 0,3±0,05
– ширина дефекта, мм	0,5 ^{+0,05}
– диаметр отверстия, мм	1,6
8. Рабочий зазор между днищем измерительной кассеты с датчиками и трубой, мм	3÷7
9. Габаритные размеры, мм	
– контрольная позиция установки («верх 180°» и «низ 180°»)	700×1000×1400
– шкаф приборный	800×600×2000

Отличительные особенности дефектоскопического комплекса УМД-101МК:

– комплекс при необходимости (высоких скоростях движения трубы) может включать в себя измерительную самоцентрирующуюся кассету на каждый типоразмер (диаметр) контролируемых труб с магниточувствительными элементами-датчиками типа АРМД и прижимным устройством типа пантограф, снабженную тонкостенным металлическим кожухом для водяного охлаждения днища кассеты, а также систему водопитания с фильтром и отстойником (эта технология опробована в лабораторных условиях);

- возможность контроля труб без их вращения;

– возможность контроля нефтегазопроводных труб по всему периметру (и всей толщине стенки) в соответствии с требованиями ГОСТ 31447 и ГОСТ 20295;

- впервые применена передовая технология изготовления датчиков АМРД, предусматривающая высокотемпературный отжиг (до 1200 °С) пермаллоевых пленок на окончательной стадии изготовления магниторезистивных датчиков;
- благодаря высокой чувствительности МЭ нового поколения контроль ведется с рабочим зазором 3÷7 мм, что существенно повышает надежность первичных преобразователей по сравнению с известными магнитными дефектоскопами [5, 6], где максимальный зазор составляет 1,5 мм;
- возможность выявления как продольных, так и поперечных или ориентированных под углом к оси трубу наклонных дефектов;
- возможность выявления дефектов, обусловленных нарушением режимов сварки типа трещин, свищей, прижогов и слипаний кромок, а также их смещений в области сварного шва;
- контроль проводится в автоматическом режиме с представлением информации на экране монитора промышленной станции.

Устройство и работа составных частей установки

Контрольная позиция (модель УМД-101М КП 20-114) установки предназначена для выполнения следующих функций:

- проведения контрольных операций на электросварных трубах диаметром от 20 до 114 мм;
- настройки установки на СОП;
- доставки первичных преобразователей в зону контроля и их защиты от механических повреждений;
- ручной переналадки при переходе от одного диаметра к другому.

Система обработки и индикации результатов магнитной дефектоскопии установки УМД-101МК состоит из измерительных кассет с первичными преобразователями, компьютерной системы, блоков коммутации и автоматики с соединительными кабелями, а также блока питания датчиков, блока дефектоотметчика с краскоотметчиком. Каждая кассета содержит от 8 до 32 магниточувствительных датчиков. Компьютерная система представляет собой промышленную станцию технологического управления Advantix SYS, встроенную в шкаф электрооборудования.

Оптимальный рабочий зазор между днищем кассеты и поверхностью контролируемой трубы составляет 3÷7 мм.

Управляющий вычислительный комплекс, находящийся в помещении существующего главного пульта, ТЭСА включает:

- шкаф с интегрированными блоками цифровой обработки сигналов;
- промышленный компьютер (промышленная станция) типа IPC-510-SYS1 с источником бесперебойного питания (UPS) с двойным преобразованием (on-line), предназначенный для управления работой дефектоскопа и хранения данных, поступающих с контрольной позиции;
- современный интерфейс;
- плоскочелюстной TFT-монитор.

Блок коммутации и управления БК-3М предназначен для предварительного усиления, аналого-цифрового преобразования сигналов с первичных преобразователей и передачи информации через интерфейс USB на станцию технологического управления Advantix SYS модели IPC-510-SYS2-1. Он состоит из платы предварительных усилителей и модуля АЦП Е14-440. Блок соединен через кабель USB со станцией технологического управления. По кабелю передаются сигналы управления блоком дефектоотметчика и сигналы с первичных преобразователей.

Блоки коммутации БК-3М с измерительными кассетами расположены непосредственно на механической части установки, а блоки обработки данных и дефектоотметчика укреплены внутри шкафа электрооборудования. К шкафу электрооборудования подводится кабель питания от промышленной сети 380 В, 50 Гц, кабели питания намагничивающих устройств. К блоку коммутации БК-3М подведен кабель питания и кабель USB, по которому осуществляется передача первичной информации о результатах контроля.

Магниточувствительные датчики, расположенные в кассетах, последовательно подключаются к блоку БК-3М, к коммутационному блоку одновременно может быть подключено 8 разъемов (32 датчика). Увеличение (уменьшение) числа датчиков в зависимости от диаметра кассеты (диаметра контролируемой трубы) производится простым присоединением (разъединением) разъемов от датчиков к коммутационному блоку БК-3М.

Каждая кассета содержит от 8 до 32 пазов (в зависимости от диаметра трубы), в которых размещаются магниточувствительные датчики. В результате образуется двухрядная система датчиков, расположенных в шахматном порядке. Это позволяет обеспечить полное перекрытие датчиками зоны контроля (системами «верх 180°» и/или «низ 180°»), которая инспектируется одной кассетой.

В случае применения горизонтально ориентированных датчиков применяются дополнительные НУ: подмагничивающие катушки ПС-1 – для создания поля смещения в рабочей зоне, где расположены преобразователи. Обмотка ПС-1 содержит 1000 витков диаметром 2 мм. Она запитывается постоянным током величиной $5,0 \pm 1,0$ А. Устройство намагничивающее (далее – НУ) служит для создания постоянного магнитного потока в теле контролируемой трубы.

Электромагнит состоит из магнитопровода, двух обмоток, включенных последовательно, полюсных наконечников (ПН), которые ориентированы под углом 120° относительно друг друга и имеют возможность радиального перемещения для настройки на каждый типоразмер трубы. ПН снабжены защитными роликами, необходимыми для установки постоянного зазора (до 5 мм) между поверхностями трубы и полюсных наконечников.

Конструкция электромагнита разработана на основе данных компьютерного моделирования, что позволило обеспечить достаточную однородность намагничивающего поля в зоне НК, необходимую для создания одинаковых условий работы МЭ. Для выявления поперечно ориентированных дефектов установка снабжается дополнительным соленоидом, намагничивающим трубу вдоль ее образующей.

Все детали магнитопровода изготовлены из магнитомягкого материала – стали типа «Армко» (либо стали Ст3). Намагничивающее устройство (с кассетой и датчиками) подвешено на кронштейнах таким образом, чтобы обеспечивать адекватное перемещение магнитной системы при перемещении трубы «влево», «вправо» и «вверх» (для слежения за трубой при ее поперечных перемещениях в пределах до 10 мм).

Катушки электромагнита намотаны на металлические каркасы, и содержат каждая по 1000 витков медного изолированного провода диаметром 1,5 мм. Катушки соединены последовательно и запитываются постоянным током величиной $3,0 \div 5,0$ А от блока питания, входящего в состав электронной системы установки. Такие параметры НУ обеспечили требуемый уровень намагничивания. Напряженность тангенциальной составляющей магнитного поля в зоне НК трубы диаметром 114 мм составила 30 А/см.

Блок дефектоотметчика БД-1 предназначен для подачи напряжения на дефектоотметчик при прохождении дефекта под первичными преобразователями. Также в блоке формируется задержка пропорциональная расстоянию между дефектоотметчиком и первичными преобразователями. Задержка формируется с помощью микропроцессора. Регулировка длительности задержки срабатывания дефектоотметчика производится с помощью подстроечного резистора.

Блок питания датчиков предназначен для формирования стабилизированного напряжения 5 В, питающего предварительные усилители в БК-3М и регулируемого стабилизированного напряжения возбуждения первичных преобразователей 1...3 В.

Устройство доставки первичных преобразователей служит для центровки НУ, а также кассеты с датчиками относительно трубы или СОП. Оно представляет собой опорную плиту с направляющими, ползуном, винтом вертикального хода, траверсой. В случае системы «верх 180°» к ползуну крепится кронштейн, на который навешивается НУ, а центровка кассет с датчиками производится с помощью подвески, которая крепится к траверсе.

В системе «низ 180°» кассета с помощью шарнира устанавливается непосредственно на плите магнитопровода НУ кронштейна, который также крепится к ползуну.

В обеих системах предусмотрена защита от аварийных ситуаций, поскольку кассеты с датчиками прикреплены к шарниру, который обеспечивает откидывание кассеты под углом 45° в направлении, обратном направлению движения трубы, при попадании в зону контроля шва с плохо снятым гратом, сплошным непроваром или наплывами металла.

Для защиты днища кассеты на ее боковых крышках установлены подшипники, обеспечивающие равномерный зазор 3÷7 мм между днищем и поверхностью контролируемой трубы. Кроме того, кронштейны систем «верх 180°» и «низ 180°» связаны с ползуном двумя вертикальными направляющими и центральным винтом с трапециидальной резьбой, заканчивающейся маховиком в случае системы «верх 180°» или аналогичным маховиком системы «низ 180°». Такая конструкция обеспечивает быстрый отвод кассеты с первичными преобразователями из зоны контроля в случае возникновения аварийной ситуации.

Разработано также необходимое программное обеспечение, которое позволяет выполнять следующие функции:

- преобразование и обработка сигналов с каждого матричного преобразователя магнитного поля;
- передачу информационных сигналов от первичных блоков обработки, расположенных на контрольных позициях, на аппаратуру, размещенную возле рабочего места оператора;
- передачу всей информации в реальном масштабе времени;
- помехоустойчивость трансляции данных;
- оперативный контроль за нормальным состоянием системы магнитного контроля и каналов передачи данных;
- цифровую запись отображения дефектов (в том числе топографии их магнитного поля) контролируемой поверхности;
- компьютерную обработку отображений (определение характеристик дефектов и их местоположения);
- формирование массивов данных выявленных дефектов.

Возможности комплекса в части автоматической разбраковки труб:

- автоматическое разделение труб на годные и бракованные по наличию нарушений сплошности металла в теле трубы и сварных соединениях, выводящих остаточную толщину стенки трубы за пределы минимально указанного в НТД значения;
- определение границ дефектных участков с передачей данных на устройство автоматической маркировки и устройство.

Кроме этого, комплекс обеспечивает:

- оперативную диагностику электронного оборудования;
- визуальное изображение сигналов от несплошностей при настройке и в процессе работы установки;
- отображение информации о дефектных зонах, сопровождение их изображения на мониторах;

- классификацию дефектов в соответствии с установленными оператором требованиями;
- выдачу сигналов на маркировку дефектных зон;
- резервное копирование информации и включение системы аварийного питания;
- архивирование и хранение данных;
- функционирование в дружелюбном, интуитивно-понятном интерфейсе.

Возможности системы управления дефектоскопом и оборудования автоматики:

- система управления объединяет, координирует и синхронизирует работу всех подсистем установки, осуществляет управление информационными потоками, организует процесс контроля, сбор, обработку, представление и хранение результатов, а также организует контроль в соответствии с установленными оператором правилами и нормами.
- оборудование автоматики обеспечивает реализацию основных режимов контроля, управление исполнительными механизмами установки, диагностику работоспособности узлов и механизмов установки, определение координат дефектов, индикацию состояния всех датчиков системы, маркировку дефектов, а также контроль нештатных и недопустимых ситуаций (осуществляется специальными ресурсами системы автоматики).

4. Результаты метрологической аттестации и внедрения

Комплекс внедрен в ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат» в 2014 г. В том же году выполнена его метрологическая аттестация. Она проводилась в соответствии с ГОСТ Р 8.568 по методике, разработанной ФГУП «УНИИМ», г. Екатеринбург согласно требованиям ГОСТ Р 8.563-96. Особенностью методики является то, что кроме измерений на стандартных образцах в статике (с помощью калибровочной станции) проведены соответствующие измерения в динамике.

На рис. 2 представлены результаты измерений, полученные с помощью установки УМД-101М на трубе диаметром 26,8 мм при метрологической аттестации. Отверстия были просверлены в подкате на расстоянии 1,5 м от поперечного шва, на расстоянии 5 мм от края полосы и на расстоянии 300 мм друг от друга. Было просверлено 15 отверстий (5 отверстий диаметром 0,7 мм (дефекты 1–5), 5 отверстий диаметром 1,0 мм (дефекты 6–10), 5 отверстий диаметром 1,5 мм (дефекты 11–15)). Измерения проведены после сварки на непрерывной трубе в линии стана (в динамике при скорости движения трубы в стане 60 м/мин и зазоре между датчиком и поверхностью трубы 3 мм).

Опыт промышленной эксплуатации дефектоскопического комплекса УМД-101МК в ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат» показал, что МП сохраняет свои технические характеристики при непрерывной работе в течение 2,5–3 лет в условиях повышенной температуры, вибрации и влажности. Установлено также, что чувствительность дефектоскопического комплекса соответствует требованиям ГОСТ 31447 и ГОСТ 20295, а также наивысшим уровням чувствительности стандартов ASTM (E570-91), API 5T, API 5L, DIN 476b и др.

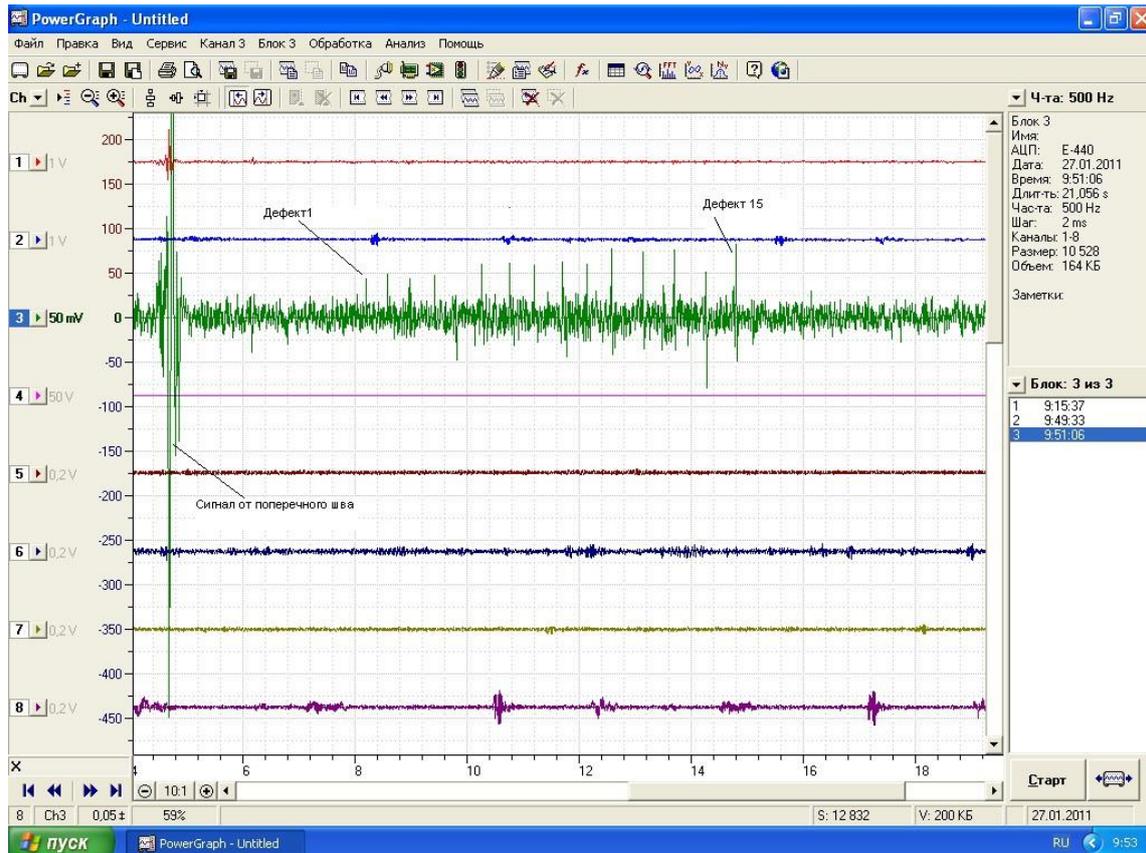


Рис. 2. Сигналы от группы сквозных отверстий

5. Выводы

1. Установлено, что благодаря высокой чувствительности тонкопленочных матричных преобразователей, изготавливаемых с помощью передовой технологии изготовления датчиков АМРД, предусматривающей высокотемпературный отжиг (до 1200 °С) пермаллоевых пленок на окончательной стадии изготовления магниторезистивных датчиков, магнитный контроль труб ведется с рабочим зазором 3×7 мм. Это не только существенно повышает надежность дефектоскопической аппаратуры, но и позволяет увеличить ее функциональные возможности в плане успешного выявления всех недопустимых дефектов, обусловленных нарушением режимов сварки типа трещин, прижогов и слипаний кромок, а также их смещений в области сварного шва.

2. С целью выбора оптимального соотношения между габаритами и массой НУ и удовлетворением требований по уровню намагничивания было выполнено компьютерное моделирование магнитной системы, на основе результатов которого была разработана конструкция электромагнита, позволившая обеспечить достаточную величину и однородность намагничивающего поля в зоне НК, необходимую для создания одинаковых условий работы МЭ. Благодаря этому удалось существенно уменьшить габариты установки в направлении движения трубы (длина установки вдоль ее оси не более 700 мм), что впервые позволило разместить совмещенный измерительный модуль (магнитный сканер) контрольной позиции дефектоскопического комплекса с системами «верх–низ 180°», предназначенный одновременно для выявления как продольно ориентированных, так и объемных дефектов в сварном шве и теле электросварных труб по всему периметру и всей толщине стенки (с охватом 360°) на общей стационарной платформе между калибровочными клетями.

3. Предложено для поддержания температурного режима, необходимого для успешной работы МП (датчиков) применять измерительную самоцентрирующуюся кассету на каждый типоразмер (диаметр) контролируемых труб с магниточувствительными элементами-датчиками типа АРМД и прижимным устройством типа пантограф, снабженную тонкостенным металлическим кожухом для водяного охлаждения днища кассеты, а также систему водопитания с фильтром и отстойником, что позволяет значительно расширить температурный диапазон работы датчиков (до 100 °С);

4. Опыт промышленной эксплуатации дефектоскопического комплекса УМД-101МК в ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат» показал, что его применение обеспечивает возможность контроля нефтегазопроводных труб по всему периметру (и всей толщине стенки) в соответствии с требованиями ГОСТ 31447, ГОСТ 20295, стандартов ISO 10893-3:2011, ASTM (E 570-91) и др., а также возможность выявления как продольных, так и поперечных или/или ориентированных под углом к оси трубу наклонных дефектов.

Благодарность

Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России (тема «Диагностика», № АААА-А18-118020690196-3).

Литература

1. Пашков Ю. И. Проблемы прочности, разрушения и ресурса труб и трубопроводов. // Тематический сборник научных трудов ОАО «РосНИТИ». – Челябинск, 2001. – С. 58–79.
2. Федосенко Ю. К. Электромагнитный автоматизированный дефектоскопический контроль труб широкой номенклатуры диаметров и марок сталей // Контроль. Диагностика. – 2001. – № 5. – С. 25–28.
3. URL: www.kropus.com
4. Shleenkov A. S., Bulychev O. A., Shleenkov S. A. The UMD-101M plant for automated bulk magnetic nondestructive testing of quality of electric-welded pipes // Russian Journal of Nondestructive Testing. – 2008. – Vol. 44. – P. 574–578. – DOI: 10.1134/S106183090808010X.
5. The UMD-104M device for testing reusable oil-well tubing / O. A. Bulychev, S. A. Shleenkov, V. M. Seniv, A. S. Shleenkov, L. A. Polezhaev // Russian Journal of Nondestructive Testing. – 2015. – Vol. 51. – P. 661–668. – DOI: 10.1134/S1061830915110029.
6. URL: www.mac-ndt.com
7. URL: www.foerster.ru
8. URL: www.nov.com/tuboscope
9. URL: www.GEInspectionTechnologies.com
10. Магниторезистивный преобразователь для считывания информации с магнитных носителей : пат. Рос. Федерация / Булычев О.А. – № 2175455 ; заявл. 12.08.1998 ; опубл. 27.10.2001, Бюл. № 30.
11. Двухкомпонентный матричный преобразователь магнитного поля : пат. Рос. Федерация / Булычев О. А., Шлеенков А. С. – № 2290654, заявл. 11.25.2004 ; опубл. 27.12.2006, Бюл. № 36.
12. Шлеенков А. С. Разработка матричных преобразователей магнитного поля применительно к неразрушающему контролю ферромагнитных изделий и сварных соединений : дис. ... докт. техн. наук. – Екатеринбург, 1998. – 398 с.
13. Estimating the possibility of the magnetic detection of microflaws in weld seams of longitudinal electric-welded pipes manufactured by butt high-frequency welding / A. S. Shleenkov, O. A. Bulychev, N. M. Lyadova, V. E. Shcherbinin, and V. G. Bychkov // Russ. J. Nondestr. Test. – 2010. – Vol. 46, no. 2. – P. 92–97. – DOI: 10.1134/S1061830910020038.
14. Булычев О. А., Шлеенков С. А., Шлеенков А.С. Многоканальная магниторезистивная система магнитного контроля бесшовных толстостенных труб // Дефектоскопия. – 2018. – № 10. – С. 58–63.