
Diagnostics, Resource and Mechanics
of materials and structures

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

Editorial Council

Anatoly A. Burenin (Russia)
Irina G. Goryacheva (Russia)
Janez Grum (Slovenia)
Mikhail P. Lebedev (Russia)
Leopold I. Leontiev (Russia)
Evgeny V. Lomakin (Russia)
Valery P. Matveenko (Russia)
Nikolay A. Makhutov (Russia)
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. Kononov (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)
Nataliya B. Pugacheva (Ekaterinburg)
Igor Yu. Pyshmintsev (Chelyabinsk)
Anatoly B. Rinkevich (Ekaterinburg)
Roman A. Savray (Ekaterinburg)
Alexander S. Smirnov (Ekaterinburg)
Alexander I. Ulyanov (Izhevsk)
Yulia V. Khudorozhkova (Ekaterinburg)

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

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

Главный редактор: Смирнов Сергей Витальевич, д.т.н.
Заместитель главного редактора: **Сергей Викторович Гладковский, д.т.н.**
Заместитель главного редактора: **Евгений Юрьевич Просвиряков, д.ф.-м.н.**

Редационный совет:

Буренин Анатолий Александрович, член-корр. РАН, д.ф.-м.н. (Россия)
Горячева Ирина Георгиевна, академик РАН, д.ф.-м.н. (Россия)
Грум Янез, Ph.D., (Республика Словения)
Лебедев Михаил Петрович, член-корр. РАН, д.т.н. (Россия)
Леонтьев Леопольд Игоревич, академик РАН, д.т.н. (Россия)
Ломакин Евгений Викторович, член-корр. РАН, д.ф.-м.н. (Россия)
Матвеев Валерий Павлович, академик РАН, д.т.н. (Россия)
Махутов Николай Андреевич, член-корр. РАН, д.т.н. (Россия)
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:

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)
Миронов Владимир Александрович, д.м.н. (Екатеринбург)
Мулюков Радик Рафикович, член-корр. РАН, д.ф.-м.н. (Уфа)
Муравьев Виталий Васильевич, д.т.н. (Ижевск)
Ничипурук Александр Петрович, д.т.н. (Екатеринбург)
Плехов Олег Анатольевич, д.ф.-м.н. (Пермь)
Поволоцкая Анна Моисеевна, к.т.н. (Екатеринбург)
Пугачева Наталия Борисовна, д.т.н. (Екатеринбург)
Пышминцев Игорь Юрьевич, д.т.н. (Челябинск)
Ринкевич Анатолий Брониславович, член-корр. РАН, д.ф.-м.н. (Екатеринбург)
Саврай Роман Анатольевич, к.т.н. (Екатеринбург)
Смирнов Александр Сергеевич, к.т.н. (Екатеринбург)
Ульянов Александр Иванович, д.т.н. (Ижевск)
Худорожкова Юлия Викторовна, к.т.н. (Екатеринбург)

Верстакова Елена Евгеньевна – редактор перевода текста на английский язык
Циклина Ирина Михайловна – редактор текста
Гариева Анна Валерьевна – верстальщик текста
Торлопова Галина Викторовна – помощник редактора
Шакиров Рауль 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

Tolmachev T. P., Pilyugin V. P., Patselov A. M., Nikolayeva N. V., Vlasova A. M. Pressure dependence of shear stress during high-pressure torsion of the Au–Co alloys in liquid nitrogen	6
Pugacheva N. B. and Guzanov B. N. Studying the chemical and phase compositions of a chromium-nickel-manganese steel after operation at elevated temperatures in corrosive environments	17
Bogdanov S. G., Berger I. F., Bobrovskii V. I., Voronin V. I., Parkhomenko V. D., and Chernov V. M. Neutron studies of the V-4Ti-4Cr alloy	31
Struzhanov V. V. On the rational choice of the properties of structural elements constituting unidirectional compositions	45
Burmasheva N. V. and Prosviryakov E. Yu. Analysis of specific kinetic energy for the Bikh–Ostroumov shear diffusion flow	55

СОДЕРЖАНИЕ

Толмачев Т. П., Пилюгин В. П., Пацелов А. М., Николаева Н. В., Власова А. М. Влияние барических условий на зависимость напряжения сдвига при кручении под высоким давлением в жидком азоте сплавов системы Au–Co	6
Пугачева Н. Б., Гузанов Б. Н. Исследование химического и фазового составов хромоникельмарганцевой стали после эксплуатации в агрессивных средах при повышенных температурах	17
Богданов С. Г., Бергер И. Ф., Бобровский В. И., Воронин В. И., Пархоменко В. Д., Чернов В. М. Нейтронографические исследования сплава V-4Ti-4Cr	31
Стружанов В. В. О рациональном выборе свойств структурных элементов, составляющих однонаправленные композиции	45
Бурмашева Н. В., Просвиряков Е. Ю. Анализ удельной кинетической энергии в сдвиговом диффузионном течении Бириха–Остроумова	55

Received: 20.04.2021

Revised: 17.06.2021

Accepted: 25.06.2021

DOI: 10.17804/2410-9908.2021.3.006-016

**PRESSURE DEPENDENCE OF SHEAR STRESS
DURING HIGH-PRESSURE TORSION OF THE Au–Co
ALLOYS IN LIQUID NITROGEN**

T. P. Tolmachev^{1, 2, a)*}, V. P. Pilyugin^{2, 3, b)}, A. M. Patselov^{2, c)},
N.V. Nikolayeva², A.M. Vlasova^{2, d)}

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

²*M.N. Miheev Institute of Metal Physics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
620108, 18 S. Kovalevskoy St., Ekaterinburg, Russian Federation*

³*Ural Federal University, 620002, 19 Mira street, Ekaterinburg, Russian Federation*

- a)  <http://orcid.org/0000-0001-9073-4507>  tolmachev@imp.uran.ru;
b)  <http://orcid.org/0000-0002-5150-6605>  pilyugin@imp.uran.ru;
c)  <http://orcid.org/0000-0001-6438-0725>  patselov@imp.uran.ru;
d)  <http://orcid.org/0000-0003-4091-6761>  alisa-12005@yandex.ru

*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.

Measurements of the shear stress were carried out during mechanical alloying by high-pressure torsion of gold-cobalt powder mixing under cryogenic temperature at various pressures for the first time. The pressures were about 5, 8, 10 and 12 GPa. The Au–Co system is characterized by restricted solubility-and difference in properties of the constituents. It was found that, in comparison with the data obtained at room torsion temperature, the values of the shear stress are higher both at the stage of the initial intensive growth and subsequently, upon reaching saturation. With an increase in pressure of low-temperature mechanical alloying, a corresponding increase in the resistance to shear strain is observed at all stages of processing. In this case, the shape of the curves at each new pressure changes, as does the staging of the strain dependence. This reflects the extreme heterogeneity of the structure formation and phase composition processes of the non-equilibrium alloy. The most intense reflections in the X-ray diffractogram correspond to supersaturated fcc solid solution of cobalt based on gold-base matrix. Also as a result of mechanical alloying, the components of the system are evenly distributed on the fracture surface of the alloy.

Keywords: mechanical alloying, high-pressure torsion, cryogenic deformation, restricted solubility Au–Co system, in situ shear stress vs. strain.

Acknowledgments

The research was financially supported by the RFBR under project No. 19-32-60039 and partially under the state assignment from the Ministry of Education and Science of the Russian Federation (theme Pressure, No. AAAA-A18-118020190104-3). The materials were produced and processed at the IMP UB RAS, Ekaterinburg. The electron microscope investigations were made with the use of the equipment of the Testing Center of Nanotechnology and Advanced Materials shared access center at the IMP UB RAS, Ekaterinburg.

References

1. Okamoto H., Massalski T.B., Hasebe M., Nishizawa T. The Au–Co (Gold–Cobalt) system. *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, 1985, vol. 6, pp. 449–454. DOI: 10.1007/BF02869509.
2. 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).
3. 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.
4. M. E. Drits, ed. *Svoystva elementov* [Properties of Elements: A Handbook]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1985. (In Russian).
5. Yin J., Chen G., Tang H., Qu X. Athermal ω phase transformation from β in Ti-28Ta driven by ultra-rapid quenching. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2020, vol. 92, pp. 105250. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2020.105250.
6. Meng X., Zhang D., Zhang W., Qiu C., Liang G., Chen J. Microstructure and mechanical properties of a high-Zn aluminum alloy prepared by melt spinning and extrusion. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, vol. 819, pp. 152990. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.152990.
7. Belkacemi L.T., Meslin E., Décamps B., Crocombette J.-P., Tissot O., Vandenberghe T., Desgardin P., Sauvage T., Berthier C. Role of displacement cascades in Ni clustering in a ferritic Fe-3.3 at%Ni model alloy: Comparison of heavy and light particle irradiations. *Scripta Materialia*, 2020, vol. 188, pp. 169–173. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2020.07.031.
8. Tejada-Ochoa A., Kametani N., Carreño-Gallardo C., Ledezma-Sillas J.E., Adachi N., Todaka Y., Herrera-Ramirez J.M. Formation of a metastable fcc phase and high Mg solubility in the Ti-Mg system by mechanical alloying. *Powder Technology*, 2020, vol. 374, pp. 348–352. DOI: 10.1016/j.powtec.2020.07.053.
9. Dobromyslov A.V., Taluts N.I., Pilyugin V.P. Severe plastic deformation by high-pressure torsion of Hf and Hf-Ti alloys. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2020, vol. 93, pp. 105354. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2020.105354.
10. Sun J., Ke Q., Chen W. Material instability under localized severe plastic deformation during high speed turning of titanium alloy Ti-6.5AL-2Zr-1Mo-1V. *Journal of Materials Processing Technology*, 2019, vol. 264, pp. 119–128. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2018.09.002.
11. 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.
12. Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications. *Progress in Materials Science*, 2008, vol. 53, pp. 893–979. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2008.03.002.
13. Glezer A., Kozlov E., Koneva N., Popova N., Kurzina I. *Plastic Deformation of Nanostructured Materials*, Boca Raton, CRC Press, 2017. DOI: 10.1201/9781315111964.
14. Teplov V.A., Pilugin V.P., Gaviko V.S., Chernyshov E.G. Non-equilibrium solid solution and nanocrystal structure of Fe–Cu alloy after plastic deformation under pressure. *Philosophical Magazine B*, 1993, vol. 68, pp. 877–881, DOI: 10.1080/13642819308217944.
15. Nomura R., Uesugi K. Note: High-pressure in situ x-ray laminography using diamond anvil cell. *Review of Scientific Instruments*, 2016, vol. 87, pp. 046105. DOI: 10.1063/1.4948315.
16. Towle L.C., Riecker R.E. Shear Strength of Grossly Deformed Solids. *Science*, 1969, vol. 163, pp. 41–47. DOI: 10.1126/science.163.3862.41.
17. Sundeev R.V., Shalimova A.V., Glezer A.M., Pechina E.A., Gorshenkov M.V., Nosova G.I. In situ observation of the “crystalline \Rightarrow amorphous state” phase transformation in Ti₂NiCu upon high-pressure torsion. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, vol. 679, pp. 1–6. DOI: 10.1016/j.msea.2016.10.028.
18. Sundeev R.V., Shalimova A.V., Sitnikov N.N., Chernogorova O.P., Glezer A.M., Presnyakov M.Y., Karateev I.A., Pechina E.A., Shelyakov A.V. Effect of high-pressure torsion on the structure and

properties of the natural layered amorphous-crystalline Ti₂NiCu composite. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, vol. 845, pp 156273. DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.156273.

19. Tolmachev T.P., Pilyugin V.P., Ancharov A.I., Chernyshov E. G., Patselov A. M. The formation, structure, and properties of the Au–Co alloys produced by severe plastic deformation under pressure. *The Physics of Metals and Metallography*, 2016, vol. 117, pp. 135–142. DOI: 10.1134/S0031918X16020125.

20. Tolmachev T.P., Pilyugin V.P., Patselov A.M., Plotnikov A.V., Churbaev R.V. Shear stress in high-pressure torsion and vickers hardness of Au–Co alloys. *AIP Conference Proceedings*, 2020, vol. 2315, pp. 040046. DOI: 10.1063/5.0036671.

21. Tolmachev T.P., Pilyugin V.P., Patselov A.M. Solov'eva Yu.V., Churbaev R.V., Plotnikov A.V. Structural features of the Au–Co alloy after mechanical alloying at cryo- and room temperatures according to X-ray diffractometry. *Russian Physics Journal*, 2021. (In press).

Подана в журнал: 20.04.2021

УДК 669.21'25:539.89

DOI: 10.17804/2410-9908.2021.3.006-016

**ВЛИЯНИЕ БАРИЧЕСКИХ УСЛОВИЙ НА ЗАВИСИМОСТЬ
НАПРЯЖЕНИЯ СДВИГА ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ
В ЖИДКОМ АЗОТЕ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Au–Co**Т. П. Толмачев^{1, 2, а) *}, В. П. Пилюгин^{2, 3, б)}, А. М. Пацелов^{2, в)},
Н. В. Николаева², А. М. Власова^{2, г)}¹Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Российская Федерация²Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Российская Федерация³Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Российская Федерацияа)  <http://orcid.org/0000-0001-9073-4507>  tolmachev@imp.uran.ru;б)  <http://orcid.org/0000-0002-5150-6605>  pilyugin@imp.uran.ru;в)  <http://orcid.org/0000-0001-6438-0725>  patselov@imp.uran.ru;г)  <http://orcid.org/0000-0003-4091-6761>  alisa-12005@yandex.ru* Ответственный автор. Электронная почта: tolmachev@imp.uran.ru

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

Тел.: +7 (343) 378–35–05; факс: (343) 374–52–44

Впервые проведено измерение напряжения сдвига при механическом сплавлении кручением под высоким давлением в условиях криогенной температуры компонентов системы с ограниченной растворимостью золото–кобальт при различных значениях давления обработки, которые составляли около 5, 8, 10 и 12 ГПа. Установлено, что по сравнению с данными, полученными при кручении в условиях комнатной температуры, значения напряжения сдвига выше как на стадии начального интенсивного роста, так и впоследствии – при выходе на насыщение. С повышением давления при низкотемпературном кручении наблюдается соответствующее возрастание сопротивления деформации сдвига на всех этапах обработки. При этом вид кривых при каждом новом давлении изменяется, как изменяется и стадийность деформационной зависимости, что отражает крайнюю неоднородность процессов формирования структуры и фазового состава получаемого сплава. По рентгеновским данным установлено, что в результате низкотемпературной совместной деформации компонентов изучаемой системы формируется преимущественно пересыщенный ГЦК-твердый раствор кобальта на основе золота. Компоненты системы в результате механического сплавления распределены равномерно на поверхности излома сплава.

Ключевые слова: механическое сплавление, кручение под высоким давлением, криодеформация, система ограниченной растворимости золото–кобальт, *in situ* напряжение сдвига от величины деформации.

1. Введение

Система Au–Co характеризуется ограниченной растворимостью, практически нулевой при комнатной и более низких температурах [1, 2]. Даже в жидком состоянии для такой системы уже характерно расслоение вместо однородного твердого раствора согласно модельным представлениям [3]. Кроме того, кобальт и золото различаются по своим физико-механическим характеристикам [2, 4]. Системы ограниченной растворимости, в которых один из компонентов – благородный металл, а второй – ферромагнитный, представляют собой интерес в качестве материалов с управляемой структурой и свойствами. Формируя метастабильные фазы в таких системах, можно последующей обработкой достигать состояний

с заданными параметрами структуры, фазового состава и физико-механическими свойствами. К методам формирования метастабильных фаз относятся следующие: сверхбыстрая заковка из расплава [5, 6], облучение высокоэнергетическими частицами [7], механическое сплавление [8], мегапластическая (большая или интенсивная пластическая) деформация [9, 10]. Механическое сплавление представляет собой обработку порошковой смеси сплавляемых компонентов с помощью большой пластической деформации, в результате чего формируются твердые растворы и/или соединения. В качестве сплавляемых компонентов часто используют металлы и химические соединения. Наиболее распространенный метод механического сплавления – помол в шаровой мельнице.

Метод кручения под высоким квазигидростатическим давлением в камере Бриджмена [11, 12], изначально относившийся к методам мегапластической деформации [12, 13], позволяет осуществлять и механическое сплавление [14]. При этом готовые сплавы представляют собой образцы в цельном объемном виде, пригодном для дальнейшего исследования структуры и физико-механических свойств без дополнительного воздействия. Данный метод позволяет осуществлять и варьирование параметров обработки, что позволяет оказывать воздействие на характеристики структуры и свойств еще на стадии получения готового образца. Большинство исследований свойств механически синтезированных сплавов относятся к периоду после формирования сплава, однако существуют методы измерения и непосредственно в процессе обработки, например [15, 16]. К таковым относят измерение напряжения сдвига во время деформации [16–18].

Влияние температурного режима большой пластической деформации состоит в изменении преимущественных механизмов формирования деформационно-индуцированной структуры, а в случае механического сплавления – в деформационно-индуцированном формировании новых фаз. Ранее было установлено, что в системе золото–кобальт снижение температуры кручения до криогенной, соответствующей температуре кипения жидкого азота, приводит к формированию сплавов с большей долей кобальта в пересыщенном ГЦК-твердом растворе на основе золота, а также к повышению механических свойств итогового сплава [19].

Влияние изменения давления на зависимость напряжения сдвига во время деформирования рассматриваемой системы ранее исследовалось в условиях комнатной температуры [20]. В целом, было установлено увеличение значений напряжения сдвига при выходе деформационной зависимости на стационарную стадию с ростом числа оборотов наковальни. Качественно же вид кривых не изменялся с ростом давления.

Цель работы – выявление влияния изменения барических условий кручения под высоким давлением при криогенной температуре компонентов системы ограниченной растворимости Au–Co на напряжение сдвига во время деформации.

2. Методы и материалы

Кобальт чистотой 99,60 % и золото чистотой 99,99 % в исходном состоянии представляли собой порошки с размером частиц около 50 мкм и около 300 мкм соответственно. Порошковые компоненты смешивали в эквимолярной пропорции и затем подвергали деформации кручения (сдвига) под высоким давлением (КВД) на вращаемых наковальнях Бриджмена при температуре кипящего жидкого азота (около 77,4 К). Тип наковален – с плоскими поверхностями рабочих площадок диаметром 5 мм; материал наковален – ВК-6 твердостью 92 HRC.

Мегапластическую деформацию порошковых смесей проводили при различных давлениях: 5–6, 8, 10 и 12 ГПа. Образцы сплавов после механосплавления имели дискообразную форму диаметром 5 мм и толщиной около 0,1 мм. *In situ* под давлением измеряли сопротивление деформации сдвига образцов от угла поворота с использованием электронного динамометра АЦДС-1И-1 следующим образом. Во время обработки нижняя наковальня приводи-

лась во вращение, в то время как верхняя с помощью рычага передавала на датчик усилие. Напряжение сдвига τ вычисляли по формуле [16]:

$$\tau = \frac{3L}{2\pi a^3} F,$$

$\tau = \frac{3L}{2\pi a^3} \cdot F$ где τ – напряжение сдвига, ГПа; a – радиус наковальни, м; L – длина рычага от наковальни до динамометра, м; F – усилие на динамометре, кН.

Рентгеновский дифракционный анализ проводили на образце сплава после 30 оборотов наковальни Бриджмена в жидком азоте при давлении 8 ГПа. Съёмку проводили в излучении кобальта, в геометрии на отражение со всей поверхности образца на аппарате ДРОН-3. Элементный анализ проводили с помощью сканирующей электронной микроскопии на аппарате QUANTA-200 с приставкой для энерго-дисперсионного анализа EDAX.

3. Результаты и обсуждение

По данным рентгеновского дифракционного анализа, в результате низкотемпературной деформации под давлением 8 ГПа сформировался сплав, содержащий фазы твердых растворов золота и кобальта (рис. 1). Помимо кристаллических фаз имеется и рентгеноаморфная [21]. По наиболее интенсивным рефлексам можно идентифицировать, что преимущественная по удельному объёму кристаллическая составляющая фазового состава сплава это ГЦК-твёрдый раствор.

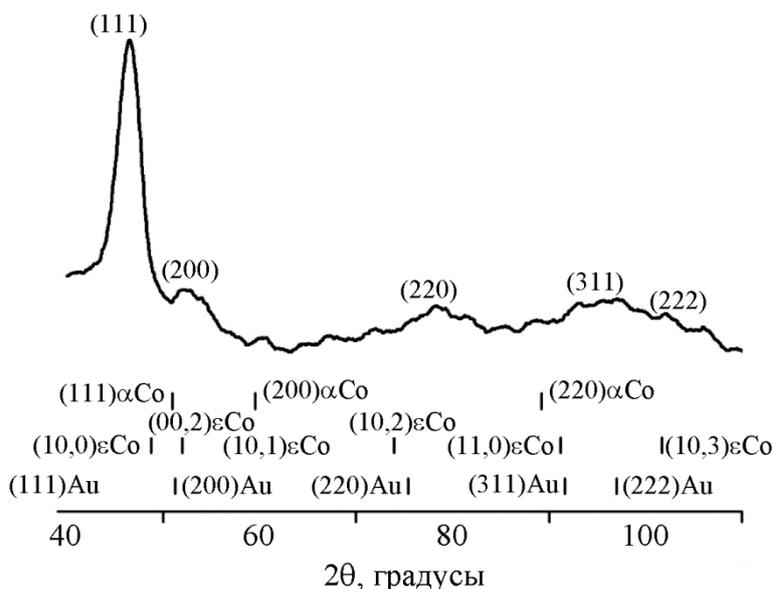


Рис. 1. Рентгеновская дифрактограмма сплава золото–кобальт в результате низкотемпературного кручения под давлением 8 ГПа

Установлено, что фаза твердого раствора имеет период кристаллической решетки 0,397 нм, что соответствует, по разным оценкам, 20–28 ат. % [21]. Близкое значение находится на границе равновесной растворимости в данной системе [2], но только при температурах около 1000 °С. Настоящий же сплав был получен при температуре кипения жидкого азота, т.е. около 77,4 К.

Построение карт распределения компонентов изучаемой системы на изображении излома сплава (рис. 2 а), полученного крио-КВД при 6 ГПа и 30 оборотов наковальни, показало, распределение золота (рис. 2 б) и кобальта практически однородное (рис. 2 в).

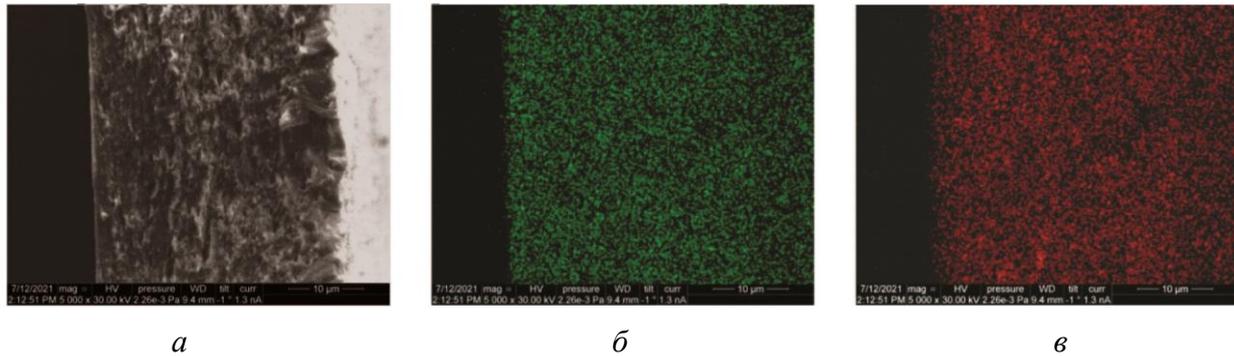


Рис. 2. Карты распределения компонентов системы золото–кобальт на диаметральном срезе после механического сплавления при температуре кипящего жидкого азота и давлении 6 ГПа: *а* – изображение среза; *б* – распределение золота; *в* – распределение кобальта

Таким образом, в результате криодеформации на 30 оборотов смеси порошков Au и Co растворимые компоненты равномерно распределяются по объему образца, при этом в составе сплава формируются фазы, наиболее интенсивная из которых, по данным рентгеновской дифрактометрии, представляет собой пересыщенный ГЦК-твердый раствор замещения кобальта в матрице на основе золота.

Непосредственно процесс формирования сплава при КВД, хотя бы частично, можно проследить по его сопротивлению деформации сдвига. Зависимости напряжения сдвига при совместной деформации показывают вклад добавления растворимого компонента и влияние температуры деформирования смеси на деформационную кривую.

При КВД золота без добавления кобальта напряжение сдвига резко возрастает сразу же после начала обработки и достигает значений около 2,8 ГПа (рис. 3). Далее, уже после первого оборота наковальни обрабатываемый материал перестает показывать рост сопротивления сдвиговой деформации. Данную зависимость снимали при давлении 8 ГПа.

В случае же механосплавления смеси золота и кобальта при 6 ГПа и комнатной температуре [20] из шихты с эквиацтомным соотношением компонентов вместо интенсивного возрастания момента кручения наблюдается его более плавный рост (рис. 3). При значении около 2,8 ГПа рост напряжения сдвига не заканчивается, а продолжается еще достаточно большой промежуток времени. За это время наковальни успевают осуществить 8–10 полных оборотов. Только после достижения 10 оборотов достигается состояние насыщения.

Низкотемпературная зависимость напряжения сдвига смеси компонентов при 6 ГПа свидетельствует, что качественно вид кривой не изменился, а выход на насыщение происходит около 4,2 ГПа (рис. 3 и 4). Однако после 22 оборотов напряжение сдвига выходит из состояния динамического равновесия и продолжает возрастать (рис. 3 и 4).

Повышение давления обработки до 8 ГПа приводит к тому, что зависимость напряжения сдвига изменяется, в том числе и на качественном уровне (рис. 4). После начального интенсивного роста и дальнейшего замедления роста τ выхода на стационарную стадию не наблюдается. Вместо последнего происходит небольшое снижение, и только после него, при обработке в 10–12 оборотов, происходит выход на динамическое равновесие при значениях напряжения сдвига около 7,2 ГПа.

Механическое сплавление при 10 ГПа не выявляет каких-либо качественных отличий для напряжения сдвига от стандартного для обработки при комнатной температуре вида кривой (рис. 3) [19, 20]: стадия начального интенсивного роста напряжения сдвига сменяется его замедлением с последующим выходом на динамическое равновесие, которое происходит после 5–6 оборотов и сохраняется вблизи значений около 9 ГПа на всем протяжении дальнейшей деформации (рис. 4).

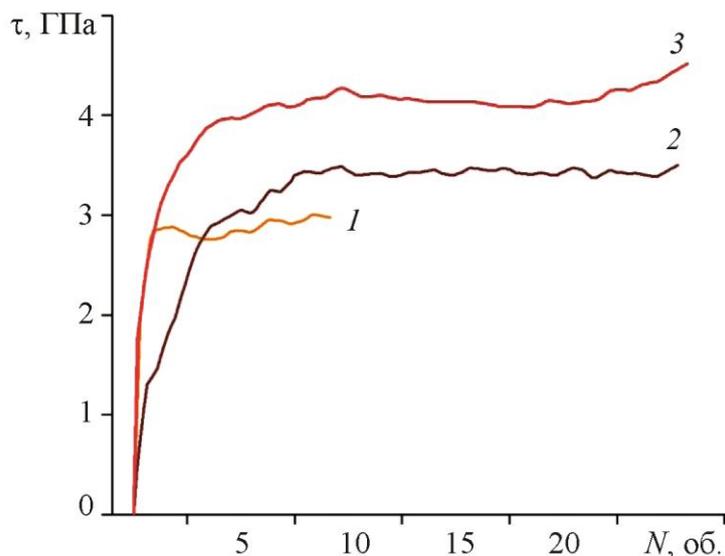


Рис. 3. Зависимости напряжения сдвига при кручении под высоким давлением от числа оборотов наковальни Бриджмена: 1 – золото без добавления кобальта в условиях комнатной температуры и давления 8 ГПа; 2 – смесь Au–Co при комнатной температуре и давлении 6 ГПа; 3 – смесь Au–Co при температуре жидкого азота и давлении 6 ГПа

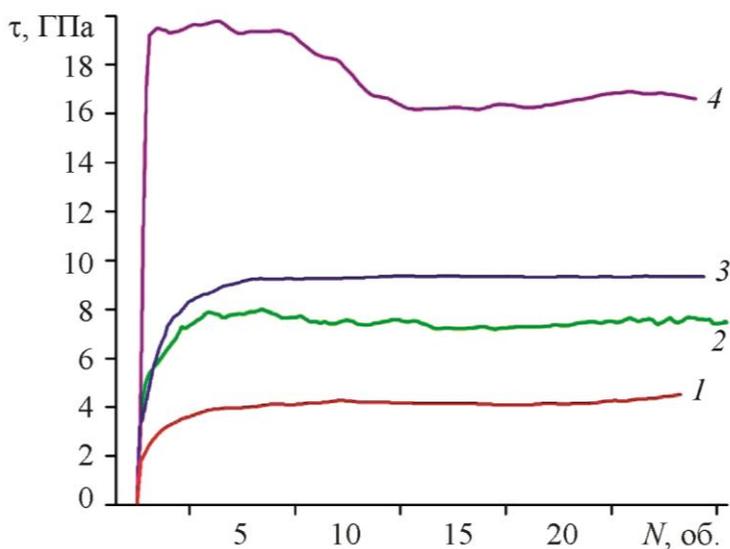


Рис. 4. Зависимости напряжения сдвига от числа оборотов наковальни Бриджмена во время деформации кручением под высоким давлением при температуре жидкого азота и при давлении: 1 – 5 ГПа; 2 – 8 ГПа; 3 – 10 ГПа; 4 – 12 ГПа

КВД при 12 ГПа привело к еще более значительному изменению вида кривой напряжения сдвига (рис. 4). Подобно зависимости при 8 ГПа, после интенсивного роста и его замедления, происходит снижение, причем более значительное по величине. Выход на динамическое равновесие наблюдается при 12 оборотах наковальни и слабо изменяется вблизи значений 16,5 ГПа на протяжении дальнейшей деформации. Отметим что, по данным [19], повышение давления до 12 ГПа приводило к увеличению доли кобальта в составе твердого раствора Au–Co.

Таким образом, напряжение сдвига при КВД, измеренное в разных температурных условиях, начинает различаться уже при первом обороте наковальни: в жидком азоте дефор-

мационная кривая возрастает интенсивнее по сравнению с деформацией при комнатной температуре.

Вместе с тем необходимо учитывать, что зависимости напряжения сдвига от деформации отражают интегральные процессы структурных и фазовых изменений. Особенно это характерно для начальной стадии, когда на периферии образца может быть уже достигнуто ультрамелкозернистое состояние, а в центре образца – еще нет. Отметим, что после достижения большого числа оборотов наковальни структурно-фазовые превращения, характерные для периферии, происходят и в центре образца. Если при комнатной температуре КВД происходит стабилизация сопротивления деформации сдвига на одном уровне, то в условиях криогенных температур практически все деформационные кривые проявляют отличное поведение. Обусловлено это и сменой преимущественных механизмов деформационного измельчения структуры каждого компонента и деформационно-индуцированных процессов взаимного растворения, а также влиянием температурных условий на функционирование оборудования, материалы которого также не исключают деформационных процессов. Последнее может затруднять вычленение и интерпретацию результатов измерений. При этом низкотемпературный режим интенсивной пластической деформации приводит к большему сопротивлению сдвиговой деформации по сравнению с обработкой при комнатной температуре, а также к более сложному виду *in situ* зависимостей напряжения сдвига.

4. Заключение

Методом мегапластической деформации кручением под высоким давлением на 30 оборотов при криогенной температуре были получены сплавы Au–Co из экваторной смеси компонентов в порошковом виде. Давление обработки варьировалось с шагом в 2 ГПа от 5–6 и до 12 ГПа. Во время КВД снимали зависимость напряжения сдвига от величины деформации. Установлено, что по сравнению с данными, полученными в условиях комнатной температуры мегапластической деформации, значения напряжения сдвига выше как на стадии начального роста, так и при выходе их на насыщение. С повышением давления при низкотемпературном режиме наблюдается соответствующее возрастание сопротивления деформации сдвига на всех этапах обработки, как и при комнатной КВД. При этом вид кривых при каждом новом давлении изменяется, как изменяется и стадийность деформационной зависимости, что отражает крайнюю неоднородность процессов формирования структуры и фазового состава получаемого сплава. Наиболее интенсивным рентгеновским линиям на дифрактограмме соответствует фаза пересыщенного ГЦК-твердого раствора Au–Co. Компоненты системы в результате деформации распределены равномерно на поверхностях изломов сплавов.

Благодарность

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-32-60039 и частично в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (тема «Давление», № АААА-А18-118020190104-3). Получение и обработка материалов производились на базе ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург. Электронно-микроскопические исследования проводились на оборудовании ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург.

Литература

1. The Au–Co (Gold–Cobalt) system / Н. Okamoto, Т. В. Massalski, М. Hasebe, Т. Nishizawa // *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*. – 1985. – Vol. 6. – P. 449–454. – DOI: 10.1007/BF02869509.
2. Барабаш О. М., Коваль Ю. Н. Структура и свойства металлов и сплавов. – Киев : Наукова думка, 1986. – 599 с.

3. 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.
4. Свойства элементов : справочник / М. Е. Дриц, П. Б. Будберг, Г. С. Бурханов, А. М. Дриц, В. М. Пановко / под ред. М. Е. Дрица – М. : Металлургия, 1985 – 672 с.
5. Athermal ω phase transformation from β in Ti-28Ta driven by ultra-rapid quenching / J. Yin, G. Chen, H. Tang, X. Qu // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials.* – 2020. – Vol. 92. – P. 105250. – DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2020.105250.
6. Microstructure and mechanical properties of a high-Zn aluminum alloy prepared by melt spinning and extrusion / X. Meng, D. Zhang, W. Zhang, C. Qiu, G. Liang, J. Chen // *Journal of Alloys and Compounds.* – 2020. – Vol. 819. – P. 152990. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.152990.
7. Role of displacement cascades in Ni clustering in a ferritic Fe-3.3 at%Ni model alloy: Comparison of heavy and light particle irradiations / L. T. Belkacemi, E. Meslin, B. Décamps, J.-P. Crocombette, O. Tissot, T. Vandenberghe, P. Desgardin, T. Sauvage, C. Berthier // *Scripta Materialia.* – 2020. – Vol. 188. – P. 169–173. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2020.07.031.
8. Formation of a metastable fcc phase and high Mg solubility in the Ti-Mg system by mechanical alloying / A. Tejada-Ochoa, N. Kametani, C. Carreño-Gallardo, J. E. Ledezma-Sillas, N. Adachi, Y. Todaka, J. M. Herrera-Ramirez // *Powder Technology.* – 2020. – Vol. 374. – P. 348–352. – DOI: 10.1016/j.powtec.2020.07.053.
9. Dobromyslov A. V., Taluts N. I., Pilyugin V. P. Severe plastic deformation by high-pressure torsion of Hf and Hf-Ti alloys // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials.* – 2020. – Vol. 93. – P. 105354. – DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2020.105354.
10. Sun J., Ke Q., Chen W. Material instability under localized severe plastic deformation during high speed turning of titanium alloy Ti-6.5Al-2Zr-1Mo-1V // *Journal of Materials Processing Technology.* – 2019. – Vol. 264. – P. 119–128. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2018.09.002.
11. 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.
12. Zhilyaev A. P., Langdon T. G. Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications // *Progress in Materials Science.* – 2008. – Vol. 53. – P. 893–979. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2008.03.002.
13. 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.
14. Non-equilibrium solid solution and nanocrystal structure of Fe–Cu alloy after plastic deformation under pressure / V. A. Teplov, V. P. Pilugin, V. S. Gaviko, E. G. Chernyshov // *Philosophical Magazine B.* – 1993. – Vol. 68. – P. 877–881. – DOI: 10.1080/13642819308217944.
15. Nomura R., Uesugi K. Note: High-pressure in situ x-ray laminography using diamond anvil cell // *Review of Scientific Instruments.* – 2016. – Vol. 87. – P. 046105. – DOI: 10.1063/1.4948315.
16. Towle L. C., Riecker R. E. Shear Strength of Grossly Deformed Solids // *Science.* – 1969. – Vol. 163. – P. 41–47. – DOI: 10.1126/science.163.3862.41.
17. In situ observation of the “crystalline \Rightarrow amorphous state” phase transformation in Ti₂NiCu upon high-pressure torsion / R. V. Sundeev, A. V. Shalimova, A. M. Glezer, E. A. Pechina, M. V. Gorshenkov, G. I. Nosova // *Materials Science and Engineering: A.* – 2017. – Vol. 679. – P. 1–6. – DOI: 10.1016/j.msea.2016.10.028.
18. Effect of high-pressure torsion on the structure and properties of the natural layered amorphous-crystalline Ti₂NiCu composite / R. V. Sundeev, A. V. Shalimova, N. N. Sitnikov, O. P. Chernogorova, A. M. Glezer, M. Y. Presnyakov, I. A. Karateev, E. A. Pechina, A. V. Shelyakov // *Journal of Alloys and Compounds.* – 2020. – Vol. 845. – P. 156273. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.156273.

19. The formation, structure, and properties of the Au–Co alloys produced by severe plastic deformation under pressure / T. P. Tolmachev, V. P. Pilyugin, A. I. Ancharov, E. G. Chernyshov, A. M. Patselov // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2016. – Vol. 117. – P. 135–142. – DOI: 10.1134/S0031918X16020125.
20. Shear stress in high-pressure torsion and vickers hardness of Au–Co alloys / T. P. Tolmachev, V. P. Pilyugin, A. M. Patselov, A. V. Plotnikov, R. V. Churbaev // *AIP Conference Proceedings*. – 2020. – Vol. 2315. – P. 040046. – DOI: 10.1063/5.0036671.
21. Structural features of the Au–Co alloy after mechanical alloying at cryo- and room temperatures according to X-ray diffractometry / T. P. Tolmachev, V. P. Pilyugin, A. M. Patselov, Yu. V. Solov'eva, R. V. Churbaev, A. V. Plotnikov // *Russian Physics Journal*. – 2021. – (In press).

Received: 08.04.2021

Revised: 10.06.2021

Accepted: 25.06.2021

DOI: 10.17804/2410-9908.2021.3.017-030

STUDYING THE CHEMICAL AND PHASE COMPOSITIONS OF A CHROMIUM-NICKEL-MANGANESE STEEL AFTER OPERATION AT ELEVATED TEMPERATURES IN CORROSIVE ENVIRONMENTS

N. B. Pugacheva^{1, a)} and B. N. Guzanov^{2, b)}

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

²*Russian State Vocational Pedagogical University,
11 Mashinostroiteley St., Ekaterinburg, 620012, Russian Federation*

a)  <http://orcid.org/0000-0001-8015-8120>  nat@imach.uran.ru;

b)  <http://orcid.org/0000-0001-5698-0018>  guzanov_bn@mail.ru

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

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

Tel.: +7 (343) 362 30 43; fax: +7 (343) 374 53 30

In recent years, chromium-nickel-manganese corrosion-resistant steels have been widely used in construction for the manufacture of stair railings and fences, elevators, and heat exchangers used for heat recovery in office premises and in production, including in metallurgical workshops. The purpose of this study is to determine the changes in the chemical and phase compositions of the 12Cr15Mn9NiCu corrosion-resistant steel (Russian analogue of the AISI 201 steel) after commercial operation in structural components of the heat exchanger of a metallurgical workshop. It was found that, during operation, all the studied fragments of the 12Cr15Mn2NiCu steel heat exchanger underwent intense oxidation with the formation of chromium and manganese oxides both on the surface and along the boundaries of the austenite grain. Diffusive penetration of sulfur into the steel with the formation of MnS particles, as well as carbonization of the surface layers, was recorded. As a result, the content of chromium and manganese in the steel significantly decreased, the amount of carbon increased, and the structure changed from austenitic to martensitic with a hardness of 532 HV 5 (48 HRC). Several investigated fragments retained austenite with oxidized grain boundaries. The austenite grain size ranged from 0.031 mm to 0.088 mm, with hardness ranging from 156 to 212 HV 5. It is shown that the use of the 12Cr15Mn9NiCu corrosion-resistant chromium-nickel-manganese steel intended for the manufacture of heat exchangers for metallurgical production is extremely inappropriate.

Keywords: corrosion-resistant steel, oxides, sulfides, microstructure, austenite, martensite, hardness.

Acknowledgments

The research used the facilities of the Plastometriya shared access center at the IES UB RAS. It was performed according to the state assignment on theme No. AAAA-A18-118020790145-0.

We appreciate the effort of E. B. Trushina, who assisted us in the research.

References

1. Ulyanin E.A. *Korrozionnostoykie stali i splavi: Spravochnik [Corrosion-resistant Steels and Alloys: A Handbook]*. Moscow: Metallurgiya Publ., 1991, 255 p. ISBN: 5-229-00808-3. (In Russian).
2. Tufanov D.G., *Korrozionnaya stoikost nerzhaveyushchikh staley, spлавov i chistyykh metallov: Spravochnik [Corrosion Resistance of Stainless Steels, Alloys, and Pure Metals: A Handbook]*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1990, 320 p. ISBN: 5-229-00531-9. (In Russian).
3. Babakov A.A., Pridantsev M.V. *Korrozionnostoykie stali i splavy [Corrosion-resistant steels and alloys]*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1971, 318 p. (In Russian).
4. Shlyamnev A.P., Svistunova T.V., Lapina O.B., Sorokona N.A., Matorin V.I., Stolyarov V.I., Bogolyubskiy S.D., Kozlova N.N., Enderal A.F. *Korrozionnostoykie, zharostoykie i vysokoprochnye stali i splavy [Corrosion-Resistant, Heat-Resistant and High-Strength Steels and Alloys: A Reference Book]*. Moscow, Internet Engineering Publ., 2000, 232 p. ISBN: 5-89594-028-5. (In Russian).
5. Ki Leuk Lai J., Kin Ho Lo, Chan Hung Shek, eds. *Stainless Steels: An Introduction and their Recent Developments*, Bentham Science Publishers, 2012, 168 p. DOI: 10.2174/97816080530561120101.
6. Brooks J.A. Weldability of high N, high Mn austenitic stainless steel. *Welding Research Supplement*, 1975, no. 6, pp. 189–195.
7. Uggowitz P.J., Magdowski R., Speidel M.O. Nickel Free High Nitrogen Austenitic Steels. *ISIJ International*, 1996, vol. 36, no. 7, pp. 901–908. DOI: 10.2355/isijinternational.36.901.
8. Goldshtein M.I., Grachev S.V., Veksler Yu.G. *Spetsialnye stali [Special steels]*. Moscow, MISIS Publ., 1999, 408 p. ISBN: 5-87623-032-4. (In Russian).
9. Robino C.V., Michael J.R., Maguire M.C. The solidification and weld metallurgy of galling resistant stainless steels. *Welding Journal*, 1998, vol. 77, no. 11, pp. 446–457.
10. Tehovnik F., Vodopivec F., Kosce L., Godec M. Hot ductility of austenite stainless steel with a solidification structure. *Materiali in Tehnologije*, 2006, vol. 40, pp. 129–137.
11. Sung J.H., Joo D.W., Kim I.S., Kang C.Y., Sung J.H. Phase changes of Fe-20Mn-13Cr-3Co/1.2Ti alloys during solution nitriding. *Met. Mater. Int.*, 2005, vol. 11, pp. 157–163. DOI: 10.1007/BF03027460.
12. Williamson D.L., Davis J.A., Wilbur P.J. Effect of austenitic stainless steel composition on low-energy, high-flux, nitrogen ion beam processing. *Surf. Coat. Technol.*, 1998, vol. 103–104, pp. 178–184. DOI: 10.1016/S0257-8972(98)00389-2.
13. Samandi M., Shedden B.A., Smith D.I., Collins G.A., Hutching R., Tendys J. Microstructure, corrosion and tribological behaviour of plasma immersion ion-implanted austenitic stainless steel. *Surf. Coat. Technol.*, 1993, vol. 59, pp. 261–266. DOI: 10.1016/0257-8972(93)90094-5.
14. Mändl S., Manova D., Neumann H., Pham M.T., Richter E., Rauschenbach B. Correlation between PIII nitriding parameters and corrosion behavior of austenitic stainless steels. *Surface & Coatings Technology*, 2005, vol. 200, pp. 104–108. DOI: 10.1016/J.SURFCOAT.2005.02.084.
15. Hansen M., Anderko K. *Constitution of binary alloys*, McGraw Hill Book Co., Inc., New York/Toronto, 1958, pp. 670–675.
16. A.G. Rakhstadt and V.V. Bromtrem, eds. *Spravochnik metallista [Metalworker's Guide, in 5 volumes. Vol. 2]*. Moscow, 1976, 720 p. (In Russian).
17. *Materialy v mashinostroenii. Vybora i primenenie*, ed. I.V. Kudryavtseva [Materials in mechanical engineering. Selection and application: reference book in five volumes. Vol. 3. Special steels and alloys, ed. F.F. Himushina]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1968, 217 p. (In Russian).
18. *Stali i splavy. Marochnik: sprav. izd. [Steels and Alloys: Grade Guide, eds. V.G. Sorokin, M.A. Gervasiev]*. M., Internet Inzhiniring Publ., 2003, 608 p. (In Russian).
19. Sung J.H., Joo D.W., Kim I.S., Kang Chang Yong & Sung Jang Hyun. Phase changes of Fe-20Mn-13Cr-3Co/1.2Ti alloys during solution nitriding. *Met. Mater. Int.*, 2005, vol. 11, pp. 157–163. DOI: 10.1007/BF03027460.

20. Klyuch staley. Izgotovlenie i postavka: spravochnik [Key to Steels. Production and Delivery: reference book, trans. Germ.]. M., Intermet Inzhiniring Publ., 2001, 734 p. (In Russian).
21. Ning Liu, Zhonggang Deng, Menggen Huang. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of martensitic-ferritic stainless steel containing 17%Cr and 2%Ni. *Materials Science and Technology*, 1991, vol. 7, pp. 1057–1062. DOI: 10.1179/mst.1991.7.11.1057.
22. Metallographiya zheleza [Metallography of Iron, ed. F.N. Tavadze, transl. Engl. by Z.Sh. Kherodinashvili, L.P. Danilenko. Vol. 3. Crystallization and deformation of steels]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1972. (In Russian).
23. Engel' L. and Klingele G. Rastrovaya elektronnaya mikroskopiya. Razrushenie [Scanning Electron Microscopy. Fracture: A Handbook, Germ. transl.]. Metallurgiya, Moscow, 1986. (In Russian).

Подана в журнал: 08.04.2021

УДК 669.017.16

DOI: 10.17804/2410-9908.2021.3.017-030

ИССЛЕДОВАНИЕ ХИМИЧЕСКОГО И ФАЗОВОГО СОСТАВОВ ХРОМОНИКЕЛЬМАРГАНЦЕВОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ В АГРЕССИВНЫХ СРЕДАХ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Н. Б. Пугачева^{1, а)*}, Б. Н. Гузанов^{2, в)}

¹Институт машиноведения УрО РАН,

д. 34, ул. Комсомольская, г. Екатеринбург, 620049, Российская Федерация
²Российский государственный профессионально-педагогический университет,
д. 11, ул. Машиностроителей, г. Екатеринбург, 620012, Российская Федерация

а)  <http://orcid.org/0000-0001-8015-8120>  nat@imach.uran.ru;

в)  <http://orcid.org/0000-0001-5698-0018>  guzanov_bn@mail.ru

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

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

Тел.: +7 (343) 362–30–43; факс: +7 (343) 374–53–30

В последние годы широко применяют хромоникельмарганцевые коррозионностойкие стали в строительстве для изготовления лестничных перил и ограждений, лифтов, теплообменников, используемых для утилизации тепла в офисных помещениях и на производстве, в том числе и в металлургических цехах. Цель работы – определение изменений химического и фазового составов коррозионностойкой стали марки 12Х15Г9НД (Российский аналог стали AISI 201) после промышленной эксплуатации в элементах конструкции теплообменника металлургического цеха. Установлено, что все исследованные фрагменты теплообменника из стали 12Х15Г2НД при эксплуатации подверглись интенсивному окислению с образованием оксидов хрома и марганца как на поверхности, так и по границам аустенитного зерна. Зафиксировано диффузионное проникновение серы в сталь с образованием частиц MnS, а также науглероживание поверхностных слоев. В результате значительно снизилось содержание хрома и марганца в стали, увеличилось количество углерода, структура изменилась от аустенитной до мартенситной с твердостью 532 HV 5 (48 HRC). В нескольких исследованных фрагментах сохранился аустенит с окисленными границами зерен. Размер аустенитного зерна колебался от 0,031 до 0,088 мм, твердость – от 156 до 212 HV 5. Показано, что использование хромоникельмарганцевой коррозионностойкой стали 12Х15Г9НД для изготовления теплообменников металлургического производства крайне нецелесообразно.

Ключевые слова: коррозионностойкая сталь, оксиды, сульфиды, микроструктура, аустенит, мартенсит, твердость.

1. Введение

Стойкость сталей и сплавов к химической или электрохимической коррозии (атмосферной, почвенной, щелочной, кислотной, солевой), межкристаллитной коррозии и коррозии под напряжением определяется прежде всего их химическим составом [1–5]. Основным принципом легирования коррозионностойких сталей является обеспечение перехода стали в пассивное состояние. Легко пассивирующимися металлами являются алюминий, хром, никель, титан [1–3]. На поверхности этих металлов на воздухе образуется защитная окисная пленка, которая защищает их от коррозионного воздействия атмосферы, воды, агрессивных сред. Максимальными защитными свойствами обладает оксид алюминия Al₂O₃, однако повышать концентрацию алюминия в стали нецелесообразно, поскольку при этом снижаются

технологические свойства, такие как обрабатываемость давлением (ковка, прокатка, прессование). Основным легирующим элементом коррозионноустойчивых сталей является хром, содержание которого обычно находится в интервале от 11 до 30 мас. % [1, 2; 6–8]. Верхний предел концентрации хрома ограничивается образованием охрупчивающей σ -фазы, поэтому в аустенитных сталях рекомендовано не повышать содержание этого элемента выше 22 мас. % [8].

Никель не только повышает коррозионную стойкость, но главным образом, стабилизирует аустенитную структуру стали, обеспечивающую высокую технологическую пластичность при операциях горячей и холодной деформации и хладостойкость при криогенных температурах. К стабилизирующим аустенитную структуру элементам относятся углерод, азот и медь, однако вследствие ограниченной растворимости в кристаллической решетке железа эти элементы могут образовывать избыточные фазы (карбиды, нитриды и интерметаллиды), поэтому их вводят в сталь в весьма ограниченном количестве [6–8]. Медь в небольших количествах способствует улучшению свариваемости коррозионноустойчивых сталей [9].

Титан и ниобий вводят в коррозионноустойчивые стали для связывания углерода в карбиды TiC и NbC. При этом уменьшается вероятность образования карбидов хрома по границам зерен и обеднение приграничных участков по хрому. Таким образом, предотвращается межкристаллитная коррозия, которая особенно опасна в сварных конструкциях [1, 7]. Для снижения опасности возникновения межкристаллитной коррозии целесообразно снижать содержание углерода в коррозионноустойчивых сталях, чтобы исключить образование карбидов хрома по границам зерен. Молибден в количествах от 2 до 4 мас. % также способствует повышению коррозионной стойкости по такому же механизму, что титан и ниобий. Однако повышение его содержания нежелательно, поскольку приводит к появлению феррита в структуре стали [1, 2, 8]. Кремний вводят в очень небольших количествах, как правило, не более 1 мас. %, для повышения защитных свойств оксидной пленки на поверхности стали. При более высоких содержаниях кремний способствует появлению феррита в структуре стали, а также может образовывать силициды хрома, что снижает коррозионную стойкость [8].

Марганец на воздухе образует окисную пленку, но ее нельзя считать защитной, поскольку она быстро разрушается даже при незначительном повышении температуры и в присутствии серы или других активных реагентов, например хлора. В сталях марганец может входить в состав цементита $(Fe, Mn)_3C$, образовывать самостоятельные карбиды, которые повышают твердость и износостойкость, образует сульфиды, фосфиды, бориды, нитриды и другие неметаллические включения. Его вводят в состав коррозионноустойчивых сталей, главным образом для замены дорогостоящего никеля в качестве элемента, стабилизирующего аустенитную структуру. При этом необходимо строго сбалансировать содержание хрома и никеля и ввести азот, поскольку в противном случае существует опасность снижения коррозионной стойкости или появления в структуре стали ферритной составляющей [5, 8, 10]. Именно поэтому в Российских стандартах присутствуют стали марок 10X14Г14Н3; 10X14Г14Н4Т; 10X14АГ15; 15X17АГ14; 12X17Г9АН4; 07X21Г7АН5 [10–13], в которых для обеспечения сочетания высокой коррозионной стойкости и сохранения однофазной аустенитной структуры содержание хрома составляет не менее 14 мас. % при одновременном введении марганца и/или азота.

В справочной литературе [1, 2; 11–13] отмечается, что хромомарганцевоникелевые и безникелевые стали аустенитного класса существенно проигрывают хромоникелевым сталям по коррозионной стойкости. Поэтому они применяются для изготовления бытовых приборов, торгового и пищевого оборудования, пассажирских вагонов, барабанов стиральных машин и др., где температуры их использования не превышают 300 °С [10–12]. Однако в последнее время намечается тенденция расширения области применения сталей группы 200 по стандарту AISI, в частности стали марки 201. Причиной этого является ряд преимуществ сталей этого класса: хорошая свариваемость, пластичность при деформации, например в условиях

глубокой вытяжки, отличная полируемость до зеркального блеска, отсутствие порога хладноломкости, что позволяет использовать изделия при низких температурах (в криогенной технике) [1–5]. В последние годы стали группы 200 чаще рекомендуют к применению для деталей, эксплуатируемых при более высоких температурах. Например, сталь марки AISI 201 применяют для изготовления элементов конструкций теплообменников, используемых для утилизации тепла в офисных помещениях и на производстве, в том числе в металлургических цехах. В последнем случае кроме достаточно высоких температур (600–900 °С) на конструкцию теплообменника воздействует воздушная атмосфера, в которой содержатся такие агрессивные химические соединения, как углекислый газ CO_2 и окись углерода CO (угарный газ), двуокись серы SO_2 (сернистый газ) и трехокись серы SO_2 , SO_3 (серный газ), пары воды, кислород. Из Российских аналогов наиболее близки по химическому составу стали AISI 201 марки 12X17Г9АН4, с более высоким содержанием азота (0,30–0,45 мас. %) и 12X15Г9НД с содержанием азота до 0,2 мас. % и меди до 2,0 мас. %. К сталям этой группы относятся также стали марок AISI 202 (Российский аналог 12X17Г9ФН4), AISI 203 Е2 с меньшим содержанием углерода, марганца и молибдена ($\leq 0,5$ мас. %), AISI 205 с повышенным содержанием азота (до 0,45 мас. %).

Цель исследования – установить изменения химического и фазового составов хромомарганцевой коррозионностойкой стали марки 12X15Г9НД (Российский аналог стали AISI 201) после промышленной эксплуатации в элементах конструкции пластинчатого теплообменника.

2. Материалы и методы исследования

Исследовали фрагменты коллектора газохода, диффузора дыма и гофрированного корпуса пластинчатого теплообменника после эксплуатации в условиях металлургического производства. Выбранные элементы конструкции теплообменника изготовлены из хромомарганцевой коррозионностойкой стали марки 12X15Г9НД, являющейся Российским аналогом стали AISI 201. Теплообменник использовался без подогрева природным газом. Состав отходящих газов, об. %: 1) при штатном режиме работы шахтной печи – 0,1–0,16 SO_2 ; 0,02 SO_3 ; 0,6–5,0 CO ; 3,0–5,0 CO_2 ; 10,0–18,6 O_2 ; 3,8–4,3 H_2O ; N_2 – остальное; 2) при пуске печи 0,1–0,16 SO_2 ; 0,2 SO_3 ; до 10,0 CO ; до 20,0 CO_2 ; 3,0–16,0 O_2 ; 3,8–4,3 H_2O ; N_2 – остальное. Средняя температура дымовых газов составляла 600 °С, кратковременная (длительностью до 2 ч – 700–900 °С). В связи с технологическими особенностями эксплуатации теплообменника, температура дымовых газов отличается существенными колебаниями в указанном диапазоне. Запыленность отходящих газов 5,5–45 г/м³ скорость движения газов 12 м/с.

Химический состав стали исследованных фрагментов теплообменника определяли методом эмиссионной спектроскопии на приборе SPECTROMAXx. Микроструктуру и химический состав неметаллических включений и окисных пленок на поверхности фрагментов исследовали на растровом электронном микроскопе TESCAN VEGA II XMU с энергодисперсионной приставкой INCA ENERGY 450 с ADD детектором OXFORD. Микроструктуру стали исследовали методами оптической (NEOPHOT 21) и растровой электронной микроскопии (микроскоп TESCAN VEGA II XMU). Идентификацию микроструктуры проводили по ГОСТ 8233 – 56. Размер аустенитного зерна определяли методом сравнения с эталонными шкалами по ГОСТ 5639-82. Твердость по Виккерсу измеряли на твердомере AKASHI при нагрузке 49 Н в соответствии с требованиями ГОСТ Р ИСО 6507-1 – 2007.

3. Результаты и их обсуждение

Исследованные фрагменты теплообменника представляли собой пластины толщиной 3–5 мм с шероховатой и сильно окисленной поверхностью (рис. 1 а). В материале фрагмента 1 обнаружены флокены – дефекты в виде разрывов стали под влиянием растворенного в стали водорода и внутренних напряжений (рис. 1 б). Флокены обычно диагностируют по излому отливки (ГОСТ 10243 – 75), на котором они представлены в виде пятен круглой или овальной

формы с кристаллической поверхностью. На поперечных срезах исследованного фрагмента коллектора газохода наблюдали пустоты овальной формы (рис. 1 б; 2 а), появление которых обусловлено проникновением водорода в сталь при забросе рабочих температур теплообменника до 700–900 °С. Растрескивание стали в виде дефекта «вороньей ноги» (рис. 2 б) также является признаком наводороживания стали [14].

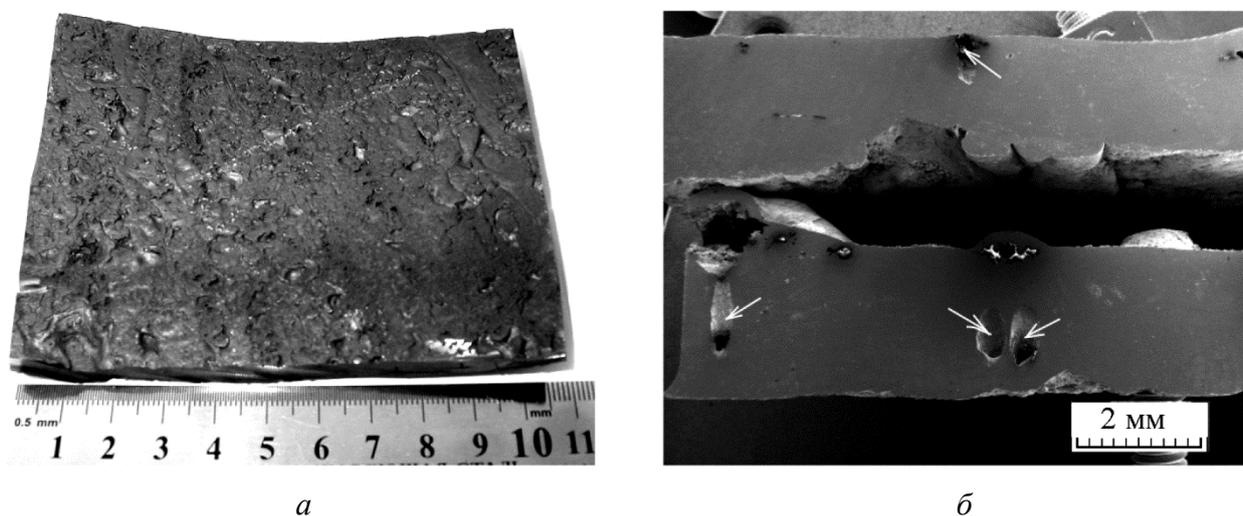


Рис. 1. Внешний вид (а) и внутренние повреждения (б) коллектора газохода теплообменника из стали 12Х15Г9НД после эксплуатации: а – окисленная поверхность с питтингами; б – флокены на поперечном срезе отмечены стрелками (изображение во вторичных электронах)

Таблица 1 – Химический состав стали исследованных фрагментов теплообменника, мас. %

№ фрагмента	Наименование детали	Химические элементы, мас. %				
		С	Cr	Mn	Ni	Cu
1	Коллектор газохода	0,4	8,7	1,9	1,3	2,0
2	Диффузор дыма	0,12	14,0	8,6	1,0	1,9
3	Панель 1	0,12	13,7	5,8	0,9	1,9
4	Панель 2	0,10	14,5	8,9	1,1	1,8
Исходная сталь		0,08	14,8	8,6	1,0	1,5
Fe – остальное						

По данным спектрального химического анализа, в материале фрагмента коллектора газохода содержание хрома уменьшилось в 1,7 раза, а марганца – в 4,5 раза, количество углерода увеличилось до 0,4 мас. %. (в табл. 1; № 1). Микрорентгеноспектральный анализ поверхности поперечных шлифов показал, что вблизи боковой поверхности произошло интенсивное окисление стали с образованием оксидов хрома и марганца (рис. 2 а). Сера из газовой среды теплообменника при высокой температуре легко диффундировала в сталь, провзаимодействовала с марганцем с образованием множественных частиц сульфида марганца (рис. 2 в, г; табл. 2). Вследствие этого содержание марганца и хрома в стали существенно снизилось. Изменение химического состава привело к изменению структуры с аустенитной на мартенситную. Микроструктура материала фрагмента коллектора газохода соответствует среднеигльчатому мартенситу с максимальной длиной игл 10 мкм (рис. 3 а). Твердость стали этого фрагмента составила 532 HV5 или 48–49 HRC, что соответствует закаленному состоянию. Известно, что аустенитные коррозионностойкие стали марок

12X15Г9НД или 12X17Г9АН4 при любых термических обработках сохраняют аустенитную структуру и не претерпевают мартенситного превращения [3, 5]. Очевидно, при эксплуатации теплообменника произошло существенное изменение химического состава стали, что привело к изменению структуры.

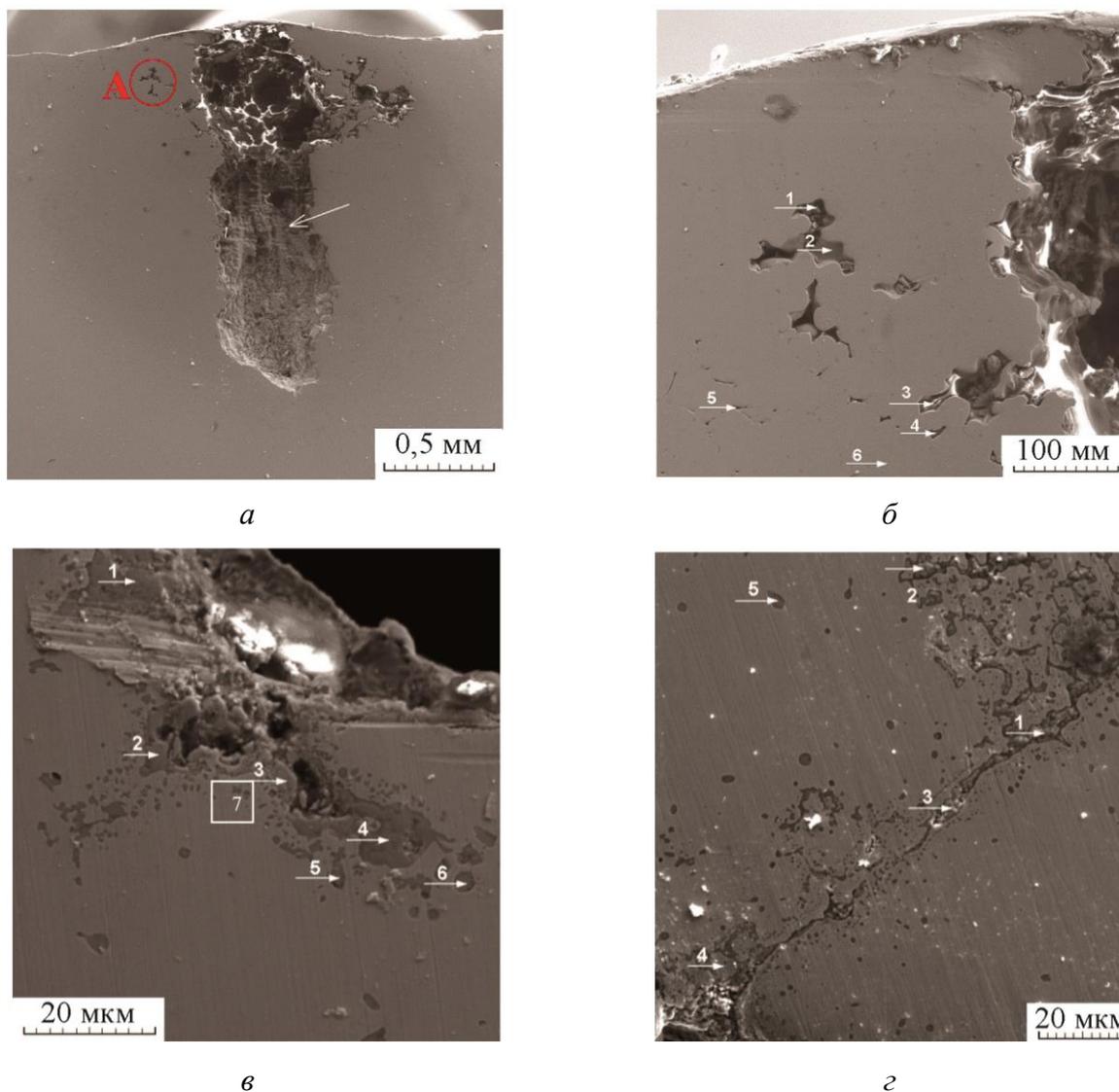


Рис. 2. Повреждения коллектора газохода теплообменника из стали 12X15Г9НД после эксплуатации: *а* – флокен (отмечен стрелкой); *б* – разрывы в виде «вороньей ноги» (рис. *а*; участок А); *в* – окисление поверхности; *г* – сквозное повреждение (оксиды и сульфиды)

На внутренней поверхности фрагмента диффузора дыма наблюдали слой оксидов (фрагмент 2 в табл. 1). Анализ химического состава различных участков поверхности поперечных резов показал наличие оксидов Cr, Mn, Si, Fe, Cu и Ni на внутренней поверхности и сульфидов MnS в стали вблизи поверхности (рис. 4; табл. 3). Зафиксировано присутствие углерода на внутренней поверхности фрагмента диффузора дыма в виде налета и даже проникновение частиц углерода в сталь на глубину 10 мкм (точка 12 на рис. 4 б). На участках вблизи поверхности сталь также, как на фрагменте коллектора газохода, существенно изменила состав: заметно уменьшилось содержание хрома и марганца (точки 11 на рис. 4 б и 1 на рис. 4 в; табл. 3). Твердость стали фрагмента составила 216 HV 5. Микроструктура фрагмента со-

ответствует аустениту с размером зерна от 0,031 мм (7-й балл по ГОСТ 5639-82) до 0,088 мм (4-й балл по ГОСТ 5639-82) (рис. 3 з). Материал фрагмента содержит повышенное количество оксидов точечных, которые образовались при окислении стали в процессе эксплуатации. Аустенитные стали не склонны к росту зерна при нагревах, в исходном состоянии обычно они мелкозернисты – аустенитное зерно соответствует 12–14-му баллу ГОСТ 5639-82 со средним диаметром 0,0027–0,0056 мм. Увеличение размера зерна стали до 4-го балла свидетельствует о кратковременном повышении (не более 1 ч) температуры до 1100–1300 °С.

Таблица 2 – Химический состав участков

№ п. п.	Химические элементы, мас. % (основа – Fe)								Примечание
	C	Cr	Mn	Ni	Cu	S	O	Si	
Участки анализа (рис. 2 б)									
1	1,9	16,3	3,8	0	1,1	0	23,7	0	Оксиды хрома и марганца
2	1,5	8,3	1,7	1,0	0	0	25,1	0	
3	0	34,2	11,2	0	0,7	6,5	24,5	1,3	Cr ₂ O ₃ , MnS
4	1,9	20,3	2,4	1,5	1,0	0	23,2	0,3	Оксиды хрома и марганца, углерод
5	1,8	41,5	21,0	0	0	0	24,5	0,3	
6	0,12	9,7	2,1	1,6	2	0	0	0	Сталь
Участки анализа (рис. 2 в)									
1	11,1	8,2	2,0	0,7	0,2	0	12,8	0	Углерод, Cr ₂ O ₃ , MnO,
2	43,8	3,2	0,6	0,4	0	0,1	18,5	0,1	Углерод, MnS, Cr ₂ O ₃
3	4,8	9,11	1,83	0,2	1,36	0	22,3	0	Оксиды хрома и марганца, углерод
4	1,7	25,4	16,5	0	0	0	26,4	0	
5	10,5	8,66	1,98	1,42	1,38	0	24,0	0	
6	1,5	28,3	17,5	0	0	0	25,8	0	
7	0,5	9,5	1,8	1,4	1,5	0	0	0,1	Сталь
Участки анализа (рис. 2 з)									
1	26,3	11,6	1,44	4,25	0	0,12	13,8	0,15	Углерод, FeO, SiO ₂
2	14,7	8,68	1,85	0,82	0,32	0,14	18,7	0,34	Углерод, FeO, SiO ₂ , SO ₂
3	70,9	1,63	0,44	0	0	0,26	14,8	0	
4	39,8	6,02	2,01	0,91	0,24	0,15	16,1	0	
5	15,9	9,23	1,78	1,24	1,38	0,24	19,2	0,12	
6	0,15	8,62	1,82	1,54	1,44	0	0	0	Сталь

Для фрагментов 3 и 4 (табл. 1) наружного кожуха теплообменника характерно поверхностное окисление (рис. 4 в, з). Глубина окисленного слоя на фрагменте 4 больше, чем у фрагмента 3: 0,6 и 1,0 мм соответственно. Твердость составила 195 HV 5 для фрагмента 3 и 156 HV 5 для фрагмента 4. Для фрагмента 3 как и для фрагмента 2, характерна разностепенность аустенита от 3 до 7 баллов по ГОСТ 5639-82 (рис. 3 в). Фрагмент 4 характеризуется преимущественно крупным аустенитным зерном 3–4 балла по 5639-82 с размерами от 0,088 мм до 0,125 мм (рис. 3 з). Очевидно фрагмент 4 испытывал воздействие высоких температур более длительное время, в нем кроме чрезмерного увеличения аустенитного зерна наблюдали пережог, сопровождающийся окислением границ зерен с образованием оксидов хрома

и марганца. В результате по границам зерен образуются пустоты, заполненные оксидами (рис. 3 *з*), а сталь вблизи границ существенно обеднена по хрому и марганцу. Низкая твердость материала фрагмента *4* обусловлена пережогом стали.

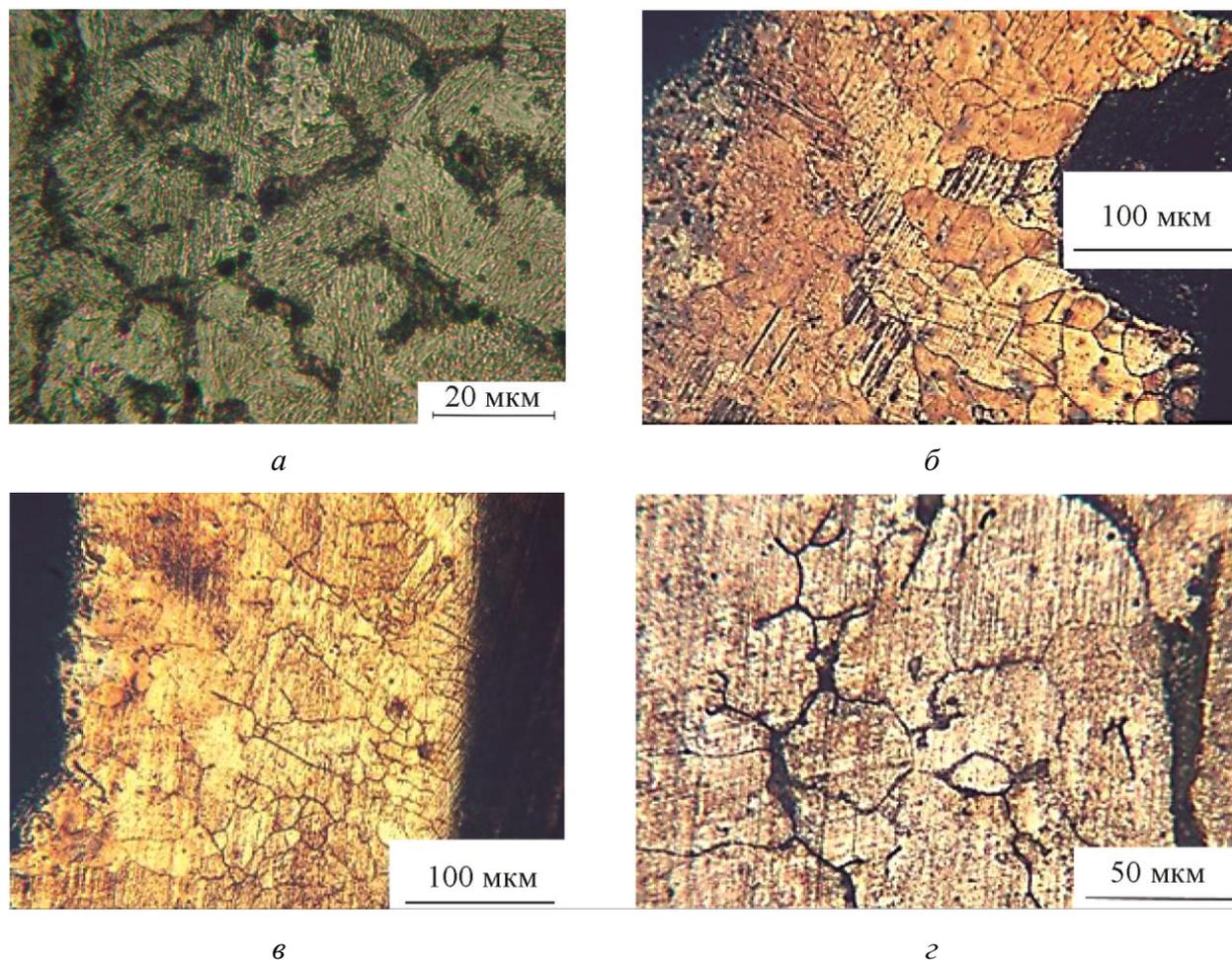


Рис. 3. Микроструктура исследованных фрагментов теплообменника из стали 12X15Г9НД после эксплуатации: *а* – мартенсит и окисленные границы зерен в коллекторе газохода; *б* – крупные аустенитные зерна в диффузоре дыма; *в* – панель; *з* – сквозное повреждение панели (оксиды и сульфиды расположены по границам аустенитных зерен)

Полученные результаты показали, что при выборе материала для изготовления теплообменника следует исходить из условий его эксплуатации. В металлургическом производстве теплообменник (рекуператор) обычно устанавливается в газоход отходящих газов плавильных печей. Поэтому невозможно избежать интенсивного окисления и диффузии серы в сталь, а также науглероживания. Основные требования при выборе марки стали для изготовления пластинчатых оребренных рекуператоров:

- 1) повышенная коррозионная стойкость в интервале температур от 20 до 1000 °С;
- 2) хорошая свариваемость и отсутствие склонности к межкристаллитной коррозии в районе сварных швов;
- 3) эрозионная стойкость поверхности в условиях воздействия скоростного газового потока с частицами пыли.

Учитывая данные Российских справочников по применению коррозионностойких сталей [7, 8], для условий работы рекуператора следует выбрать хромоникелевую сталь аустенитного класса марки 08X18Н10Т или хромоникельмарганцевую сталь марки 10X14Г14Н4Т (ЭИ711).

При этом следует отметить, что сталь марки 08X18H10T выгодно отличается более высокой стойкостью сварных соединений против ножевой и межкристаллитной коррозии, особенно на участках сварных соединений [4].

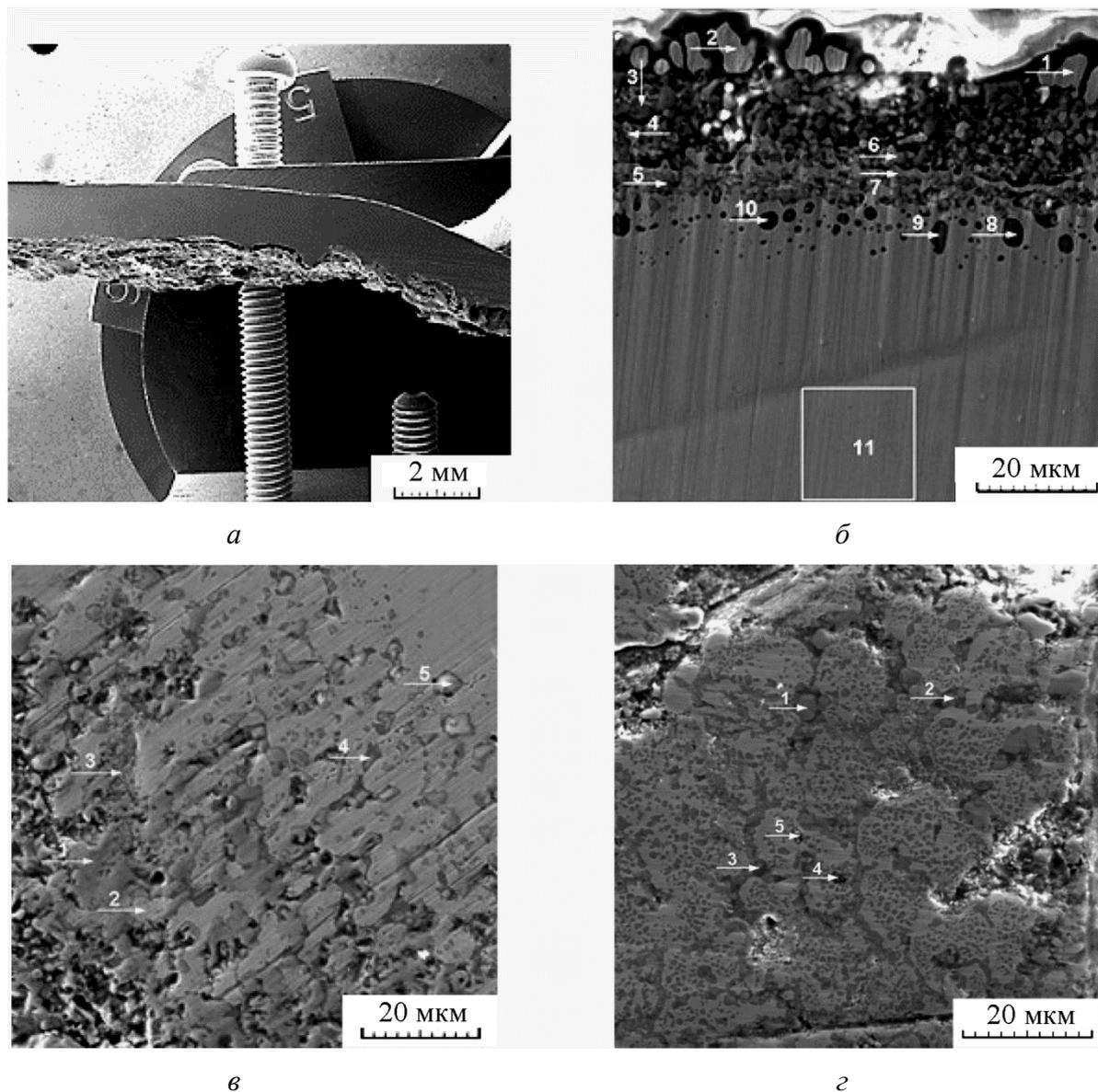


Рис. 4. Окисление поверхности фрагментов теплообменника из стали 12X15Г9НД: *а* – внешний вид поперечного сечения фрагмента диффузора дыма; *б* – окисление внутренней поверхности диффузора дыма; *в* – окисление поверхности панели 1; *з* – окисление поверхности панели 2

При проведении операций холодного формоизменения (штамповка, вытяжка) следует учитывать более высокую способность к наклепу хромомарганцевого аустенита (стали марки 10X14Г14Н4Т) по сравнению с хромоникелевым (сталь марки 08X18H10T). Эрозионная стойкость этих сталей будет определяться качеством обработки поверхности (с увеличением показателей шероховатости возрастает вероятность адгезионного налипания частиц газового потока на поверхность), а также скоростью роста оксидной пленки. Более высокое содержание хрома и никеля в стали 08X18H10T по сравнению со сталью марки 10X14Г14НТ явно позволит получать на поверхности рекуператора оксидную пленку с достаточно высокими защитными свойствами в условиях воздействия скоростного газового потока. Следует пом-

нить, что при эксплуатации хромоникельмарганцевых сталей (например 10X14Г14НТ) в присутствии серосодержащих газов марганец будет активно взаимодействовать с серой с образованием сульфидов [5, 12, 13], обедняя тем самым аустенит. При этом может возникнуть опасность появления ферритной составляющей в структуре стали, что отрицательно повлияет на ее коррозионную стойкость, особенно на склонность к межкристаллитной коррозии.

Таблица 3 – Химический состав участков

№ участка	Химические элементы, масс. % (основа – Fe)								Примечание
	C	Cr	Mn	Ni	Cu	S	O	Si	
Участки анализа (рис. 4 б)									
1	1,8	1,1	0	0	1,8	0	0	0,8	Сталь измененного состава
2	2,4	1,4	0	0	2,2	0	0	0	
3	0	33,8	5,1	0	6,7	1,5	27,9	0,7	Cr ₂ O ₃ , MnO, MnS
4	0	17,4	4,5	1,7	1,1	0	23,2	2,2	
5	2,5	31,7	15,3	0,6	0	0	18,7	0,6	Оксиды + углерод
6	0	15,0	4,2	1,5	1,0	0	14,5	3,5	Оксиды
7	2,1	17,6	8,1	1,6	1,2	19,4	10,7	0,4	MnS, Cr ₂ O ₃ , MnO
8	0	14,9	12,8	1,6	2	0	31,7	22,9	Сталь + оксиды
9	2,2	3,7	34,9	0	0	1,4	25,5	16,1	Оксиды + углерод
10	0	21,4	20,8	0	0	0	26,2	0,8	Cr ₂ O ₃ , MnO,
11	0,2	14,0	8,7	1,1	1,4	0	0	0,4	Сталь
12	84,6	0	0	0	0	0	10,3	0	Углерод
Участки анализа на рис. 4 в									
1	0	11,1	43,7	0	1,0	0	2,8	0,5	Сталь
2	1,4	8,5	0,6	1,6	0	0,13	18,5	0,2	Cr ₂ O ₃ + углерод
3	3,7	3,3	0,6	1,0	1,3	0	2,2	0,1	
4	0	1,9	12,4	0	1,4	0	21,5	1,4	MnO + Cr ₂ O ₃
5	0	39,7	20,4	0	0	0	24,7	0,8	Cr ₂ O ₃ + MnO
Участки анализа на рис. 4 г									
1	1,5	11,8	20,7	0	0	0	22,2	0,8	MnO + Cr ₂ O ₃
2	2,3	24,5	16,3	0	0	0	23,9	0,4	Углерод, Cr ₂ O ₃ , MnO
3	2,5	13,1	17,2	0	0,7	0	22,2	1,6	
4	49,9	6,6	2,6	0,4	0,8	0	9,6	0	
5	46,6	4,8	1,7	0,7	1,9	0,1	7,4	0	

4. Выводы

Во всех исследованных фрагментах теплообменника, изготовленных из стали 12X15Г9НД, после эксплуатации в условиях металлургического цеха произошло интенсивное окисление поверхности с образованием оксидов хрома и марганца, а также сульфидов марганца. Для коллектора газохода характерно сквозное образование оксидов и сульфидов по границам аустенитного зерна по всей толщине.

Для фрагмента коллектора газохода характерно науглероживание стали, что привело к изменению структуры с аустенитной на мартенситную для фрагмента коллектора газохода. Размер аустенитного зерна соответствовал баллу 3–7 ГОСТ 5639–82, что свидетельствует

о высоких рабочих температурах теплообменника. Интенсивное окисление границ аустенитного зерна материала одной из панелей подтверждает перегрев стали.

Сталь марки 12X15Г9НД (AISI 201) при всех ее достоинствах нецелесообразно применять для изготовления промышленных теплообменников, эксплуатируемых в металлургическом производстве, поскольку стали этого класса не предназначены для эксплуатации при высоких температурах в окислительных и серосодержащих средах. Для изготовления пластинчатых оребренных рекуператоров в большей степени подходит сталь марки 08X18Н10Т, обладающая удовлетворительной коррозионной стойкостью, хорошо свариваемая, не склонная к ножевой и межкристаллитной коррозии на участках сварки. Однако следует ограничивать максимальную рабочую температуру рекуператора и избегать значений 900 °С и выше. Оптимальной рабочей температурой является температура 600 °С.

Благодарность

Работа выполнена на оборудовании ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН в соответствии с государственным заданием по теме № АААА-А18-118020790145-0.

Авторы выражают благодарность Е. Б. Трушиной за помощь в проведении исследований.

Список литературы

1. Ульянин Е. А. Коррозионностойкие стали и сплавы : справочник. – М. : Металлургия, 1991. – 255 с.
2. Туфанов Д. Г. Коррозионная стойкость нержавеющей сталей, сплавов и чистых металлов : справочник. – М. : Металлургия, 1990. – 320 с.
3. Бабаков А. А., Приданцев М. В. Коррозионностойкие стали и сплавы. – М. : Металлургия, 1971. – 318 с.
4. Коррозионностойкие, жаростойкие и высокопрочные стали и сплавы : справочное издание / А. П. Шлямнев, Т. В. Свистунова, О. Б. Лапина, Н. А. Сорокина, В. И. Маторин, В. И. Столяров, С. Д. Боголюбский, Н. Н. Козлова, А. Ф. Ендерал. – М. : Интернет инжиниринг, 2000. – 232 с. – ISBN: 5-89594-028-5.
5. Stainless Steels: an Introduction and their Recent Developments / ed. by Ki Leuk Lai, J., Kin Ho Lo, Chan Hung Shek. – Bentham Science Publishers, 2012. – DOI: 10.2174/97816080530561120101. – 168 p.
6. Brooks J. A. Weldability of high N, high Mn austenitic stainless steel // Welding Research Supplement. – 1975. – P. 189–195.
7. Uggowitzer P. J., Magdowski R., Speidel M. O. Nickel Free High Nitrogen Austenitic Steels // ISIJ International. – 1996. – Vol. 36, No. 7. – P. 901–908. – DOI: 10.2355/isijinternational.36.901.
8. Гольдштейн М. И., Грачев С. В., Векслер Ю. Г. Специальные стали. – М. : Изд-во МИСиС, 1999. – 408 с.
9. Robino C. V., Michael J. R., Maguire M. C. The solidification and weld metallurgy of galling resistant stainless steels // Welding Journal. – 1998. – Vol. 77 (11). – P. 446–457.
10. Hot ductility of austenite stainless steel with a solidification structure / F. Tehovnik, F. Vodopivec, L. Kosec, M. Godec // Materiali in Tehnologije. – 2006. – Vol. 40. – P. 129–137.
11. Phase changes of Fe-20Mn-13Cr-3Co/1.2Ti alloys during solution nitriding / J. H. Sung, D. W. Joo, I. S. Kim, C. Y. Kang, J. H. Sung // Met. Mater. Int. – 2005. – Vol. 11. – P. 157–163. – DOI: 10.1007/BF03027460.
12. Williamson D. L., Davis J. A., Wilbur P. J. Effect of austenitic stainless steel composition on low-energy, high-flux, nitrogen ion beam processing // Surf. Coat. Technol. – 1998. – Vols. 103–104. – P. 178–184. – DOI: 10.1016/s0257-8972(98)00389-2.

13. Microstructure, corrosion and tribological behaviour of plasma immersion ion-implanted austenitic stainless steel / M. Samandi, B. A. Shedden, D. I. Smith, G. A. Collins, R. Hutching, J. Tendys // Surf. Coat. Technol. – 1993. – Vol. 59. – P. 261–266. – DOI: 10.1016/0257-8972(93)90094-5.
14. Correlation between PIII nitriding parameters and corrosion behaviour of austenitic stainless steels / S. Mändl, D. Manova, H. Neumann, M. T. Pham, E. Richter, B. Rauschenbach // Surface & Coatings Technology. – 2005. – Vol. 200. – P. 104–108. – DOI: 10.1016/J.SURFCOAT.2005.02.084.
15. Hansen M., Anderko K. Constitution of binary alloys. – New York, Toronto : McGraw Hill Book Co., Inc., 1958. – P. 670–675.
16. Справочник металлиста : в 5 томах / под ред А. Г. Рахштадта и В. В. Бромтрема. – М. : Машиностроение, 1976. – 720 с. – Т. 2.
17. Материалы в машиностроении. Выбор и применение : справочник в пяти томах / под общ. ред. И. В. Кудрявцева. – Т. 3 : Специальные стали и сплавы / под ред. Ф. Ф. Химушина. – М. : Машиностроение, 1968. – 217 с.
18. Стали и сплавы. Марочник : справ. изд. / под ред В. Г. Сорокина и М. А. Гервасьева. – М. : Интермет Инжиниринг, 2003. – 608 с.
19. Phase changes of Fe–20Mn–13Cr–3Co/1.2Ti alloys during solution nitriding / J. H. Sung, D. W. Joo, I. S. Kim, Chang Yong Kang & Jang Hyun Sung. – Met. Mater. Int. – 2005. – Vol. 11. – P. 157–163. – DOI: 10.1007/BF03027460.
20. Ключ сталей. Изготовление и поставка : справочник / пер с нем. – М. : Интермет Инжиниринг, 2001. – 734 с.
21. Ning Liu, Zhonggang Deng, Menggen Huang. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of martensitic-ferritic stainless steel containing 17%Cr and 2%Ni // Materials Science and Technology. – 1991. – Vol. 7. – P. 1057–1062. – DOI: 10.1179/mst.1991.7.11.1057.
22. Металлография железа (с атласом микрофотографий) / под ред. Ф. Н. Тавадзе; пер. с англ. З. Ш. Херодинашвили, Л. П. Даниленко. – Т. 3 : Кристаллизация и деформация сталей. – М., 1972.
23. Энгель Л., Клингеле Г. Растровая электронная микроскопия. Разрушение : справочник / пер. с нем. – М. : Металлургия, 1986. – 232 с.

Received: 23.04.2021

Revised: 22.06.2021

Accepted: 25.06.2021

DOI: 10.17804/2410-9908.2021.3.031-044

NEUTRON STUDIES OF THE V-4Ti-4Cr ALLOY

S. G. Bogdanov^{1, a)*}, I. F. Berger^{1, b)}, V. I. Bobrovskii^{1, c)}, V. I. Voronin^{1, d)},
V. D. Parkhomenko^{1, e)}, and V. M. Chernov^{2, f)}

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

²A. A. Bochvar High-Technology Scientific Research Institute for Inorganic Materials (VNIINM JSC),
5a Rogova St., Moscow, Russian Federation

- a)  <https://orcid.org/0000-0003-2327-1180>  bsg@imp.uran.ru;
b)  <https://orcid.org/0000-0003-1651-4084>  ifberger@yandex.ru;
c)  <https://orcid.org/0000-0002-4692-8889>  bobrovskii@imp.uran.ru;
d)  <https://orcid.org/0000-0002-3901-9812>  voronin@imp.uran.ru;
e)  <https://orcid.org/0000-0002-4332-8992>  parkhomenko@imp.uran.ru;
f)  <https://orcid.org/0000-0002-2049-5667>  VMChernov@bochvar.ru

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

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

Tel.: +7 (343) 374 00 03

Competitive economic indicators for fast-neutron power reactors can be achieved with high coefficients of fuel burnout, which requires remarkable enhancement of radiation resistance of fuel pin claddings. Nowadays, low-activation vanadium alloys are projected as promising fuel cladding materials in view of their high radiation and thermal resistance in wide temperature and damage dose ranges. Neutron diffraction and small-angle neutron scattering are employed to study the microstructure of the V-4Ti-4Cr alloy subjected to irradiation with fast neutrons in the fluence range up to $1 \cdot 10^{20} \text{ cm}^{-2}$. Minor phases precipitated in the system are structurally characterized. The applicability and prospects of neutron diffraction methods in terms of studying the radiation behavior of this kind of alloys are shown.

Keywords: fast reactors, radiation-induced damages, cladding material, vanadium alloys, neutron diffraction, small-angle neutron scattering.

Acknowledgment

The research was carried out at the IMP Neutron Material Science Complex within the state assignment of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (theme Flux No. AAAA-A18-118020190112-8).

References

1. Zeman A., Kaiser R., Inozemtsev V., Beatty R.L. IAEA activities on coordinated research of structural materials for advanced reactor systems. *J. Nucl. Mater.*, 2012, vol. 428, pp. 3–5. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2012.06.024.
2. Was G.S. Fundamentals of Radiation Materials Science. Metals and Alloys. Springer-Verlag, New York, 2007, 1002 p. DOI: 10.1007/978-1-4939-3438-6. ISBN 978-1-4939-3436-2.
3. Voronin V.I., Berger I.F., Proskurnina N.V., Goshchitskii B.N. Neutron diffraction study of structure and phase composition of fuel claddings made of cold-deformed steel ChS68 after normal operation in BN-600 reactor. *J. Nucl. Mater.*, 2018, vol. 509, pp. 218–224. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2018.06.036.

4. Voronin V.I. Neutronography of Irradiated Reactor Austenitic Steels. *Crystallography Reports*, 2021, vol. 66, No. 2, pp. 314–322. DOI: 10.1134/S1063774521020127.
5. Voronin V.I., Arbuzov V.L., Bobrovskii V.I., Danilov S.E., Kozlov K.A., Proskurnina N.V., Sagaradze V.V. Peculiarities of radiation-induced processes in the Cr-Ni-Mo austenitic steels studied by neutron diffraction. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2015, iss. 5, pp. 80–89. DOI: 10.17804/2410-9908.2015.5.080-089. Available at: DREAM_Issue_5_2015_Voronin V.I. et al._080_089.docx
6. Rouxel B., Bisor C., De Carlan Y., Courcelle A., Legris A. Influence of the austenitic stainless steel microstructure on the void swelling under ion irradiation. *EPJ Nuclear Sci. Technol.*, 2016, vol. 2, pp. 30. DOI: 10.1051/epjn/2016023.
7. Arbuzov V.L., Goshchitskii B.N., Sagaradze V.V., Danilov S.E., Zuev Yu.N., Kar'kin A.E., Parkhomenko V.D., Kozlov A.V., Chernov V.M. The accumulation and annealing of radiation-induced defects and effect of hydrogen on the physicomechanical properties of the V-4Ti-4Cr vanadium-based alloys under low-temperature (at 77 K) neutron irradiation. *Physics of Metals and Metallography*, 2016, vol. 117, No. 3, pp. 299–306. DOI: 10.1134/S0031918X16030030.
8. Arbuzov V.L., Goschitskiy B.N., Danilov S.E., Sagaradze V.V., Antonova O.V., Raspopova G.A., Chernov V.M., Kozlov A.V. Microstructure of V-4Ti-4Cr alloy, irradiated by electrons, neutrons and ions of deuterium after various heat treatments. *Voprosy atomnoy nauki i tekhniki (VANT). Series Material science and new materials*, 2018, No. 3 (94), P. 4–12. (In Russian). Available at: <http://www.bochvar.ru/vopros/>
9. Blokhin D.A., Leontyeva-Smirnova M.V., Chernov V.M., Blokhin A.I., Demin N.A., Sipachev I.V. Nuclear Physical Properties of Ferritic-Martensitic Steel EK-181 under Conditions of Long Term Neutron Irradiation in Fast Breeder BN-600 and Fusion DEMO-RF Reactors. *Inorganic Materials: Applied Research*, 2011, vol. 2, No. 2, pp. 129–135. DOI: 10.1134/S2075113311020067.
10. Chernov V.M., Leont'eva-Smirnova M.V., Potapenko M.M., Polekhina N.A., Litovchenko I.Yu., Tyumentsev A.N., Astafurova E.G., and Khromova L.P. Structure–Phase Transformations and Physical Properties of Ferritic–Martensitic 12 % Chromium Steels EK-181 and ChS-139. *Technical Physics*, 2016, vol. 61, No. 1, pp. 97–102. DOI: 10.1134/S1063784216010084.
11. Rodriguez-Carvajal J. Recent advances in magnetic structure determination by neutron powder diffraction. *Physica B*, 1993, vol.192, pp. 55–64. DOI: 10.1016/0921-4526(93)90108-I.
12. Ungar T., Borbely A. The effect of dislocation contrast on x-ray line broadening: a new approach to line profile analysis. *Appl. Phys. Lett.*, 1996, vol. 69 (21), pp. 3173–3175. DOI: 10.1063/1.117951.
13. Balogh L., Brown D.W., Mosbrucker P., Long F., Daymond M.R. Dislocation structure evolution induced by irradiation and plastic deformation in the Zr–2.5Nb nuclear structural material determined by neutron diffraction line profile analysis. *Acta Materialia*, 2012, vol. 60, pp. 5567–5577. DOI:10.1016/j.actamat.2012.06.062.
14. Bale H.D., Schmidt P.W. Small angle X-ray scattering investigation of submicroscopic porosity with fractal properties. *Phys. Rev. Lett.*, 1984, vol. 53, pp. 596–604. DOI: 10.1103/physrevlett.53.596.
15. Debye P., Anderson H.R., Brumberger H. Scattering by an inhomogeneous solid. II. The correlation function and its application. *J. Appl. Phys.*, 1957, vol. 28, pp. 679–684.
16. Bogdanov S.G., Goshchitskii B.N., Parkhomenko V.D., Leontieva-Smirnova M.V., Chernov V.M. Small-Angle Neutron Scattering Investigation of the Nanostructure of Ferritic-Martensitic 12 %-Chromium Steels. *Physics of Solid State*, 2014, vol. 56, No. 1, pp. 1–13. DOI: 10.1134/S1063783414010065.
17. Bogdanov S.G., Goshchitskii B.N., Parkhomenko V.D. Small-Angle Neutron Scattering Investigation of the Substructure of Nickel Irradiated with Fast Neutrons. *Physics of Metals and Metallography*, 2014, vol. 115, No. 6, pp. 566–569. DOI: 10.1134/S0031918X14060039.
18. Feigin L.A., Svergun D.I. *Structure Analysis by Small-Angle X-Ray and Neutron Scattering*, Plenum Press, New York, 1987, 335 p. ISBN 0-306-42629-3.

Подана в журнал: 23.04.2021

УДК 620.186:546.11: 669.15–194.56:539.12.043: 521.039.546.3:669.14

DOI: 10.17804/2410-9908.2021.3.031-044

НЕЙТРОНОГРАФИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СПЛАВА V-4Ti-4Cr

С. Г. Богданов^{1, а)*}, И. Ф. Бергер^{1, б)}, В. И. Бобровский^{1, в)}, В. И. Воронин^{1, г)},
В. Д. Пархоменко^{1, д)}, В. М. Чернов^{2, е)}

¹Институт физики металлов Уральского отделения Российской академии наук, имени М.Н.Михеева,
д.18, ул. С. Ковалевской, г. Екатеринбург, Российская Федерация
²АО «Высокотехнологический научно-исследовательский институт
неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара»,
д. 5а, ул. Рогова, г. Москва, Российская Федерация

- а)  <https://orcid.org/0000-0003-2327-1180>  bsg@imp.uran.ru;
б)  <https://orcid.org/0000-0003-1651-4084>  ifberger@yandex.ru;
в)  <https://orcid.org/0000-0002-4692-8889>  bobrovskii@imp.uran.ru;
г)  <https://orcid.org/0000-0002-3901-9812>  voronin@imp.uran.ru;
д)  <https://orcid.org/0000-0002-4332-8992>  parkhomenko@imp.uran.ru;
е)  <https://orcid.org/0000-0002-2049-5667>  VMChernov@bochvar.ru

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

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

Тел.: +7 (343) 374–00–03; факс: +7 (343) 374–00–03

Достижение конкурентных экономических показателей энергетических реакторов на быстрых нейтронах требует обеспечения высоких коэффициентов выгорания топлива, для чего необходимо существенное повышение радиационной стойкости оболочек топливных элементов. В качестве перспективных оболочечных материалов в настоящее время предлагаются малоактивируемые ванадиевые сплавы, обладающие повышенной радиационной и термической стойкостью в широких интервалах температур и доз радиационной повреждаемости. Методами нейтронной дифракции и малоуглового рассеяния нейтронов исследована микроструктура сплава V-4Ti-4Cr, облученного быстрыми нейтронами в диапазоне флюенсов до $1 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-2}$. Определены характеристики минорных преципитатных фаз в системе. Показана возможность и перспективность использования нейтронографических методов для изучения радиационного поведения этой категории сплавов.

Ключевые слова: реакторы на быстрых нейтронах, радиационные повреждения, оболочечные материалы, ванадиевые сплавы, нейтронная дифракция, малоугловое рассеяние нейтронов.

1. Введение

Решение проблемы достижения высоких экономических показателей реакторов на быстрых нейтронах связано с обеспечением высоких коэффициентов выгорания топлива, т. е. возможности максимально длительной безопасной эксплуатации топливных сборок [1]. Это требует создания материалов оболочек тепловыделяющих элементов (ТВЭЛов), способных работать в условиях значительно более высоких температур, чем в традиционных водяных реакторах, в контакте с жидкометаллическими теплоносителем и при высокодозовом облучении быстрыми нейтронами. К счастью, набор химических элементов, пригодных для использования в оболочечных сплавах для быстрых реакторов, гораздо шире, чем для реакторов на медленных нейтронах вследствие значительно меньших величин сечений захвата быстрых нейтронов по сравнению с медленными. Это дает возможность применять в качестве оболочечных материалов быстрых реакторов сложные многокомпонентные стали и

сплавы [2]. В реакторах на медленных нейтронах такое меню фактически исчерпывается цирконием и алюминием.

В настоящее время в качестве оболочечных материалов ТВЭЛов реакторов на быстрых нейтронах наиболее широко используются аустенитные высоконикелевые стали [3–6]. Эти стали обладают высокой прочностью, жаростойкостью, без проблем выдерживают контакт с жидким натрием и, вдобавок, они высокотехнологичны. Однако при достижении высоких доз нейтронного облучения (выше 70 СНА – смещений на атом) в них развивается вакансионное распухание, ограничивающее возможность эксплуатации изделия пределом порядка (90–100) СНА. В настоящее время в мире предпринимаются интенсивные попытки поднять этот предел. Требуемый экономикой показатель составляет ~150 СНА.

В качестве альтернативных оболочечных материалов предлагаются малоактивируемые ванадиевые сплавы (основной сплав V-4Ti-4Cr), обладающие повышенной радиационной и термической стойкостью в широких интервалах температур и доз радиационной повреждаемости [7, 8]. Однако особенностью сплавов ванадия является появление в них в процессе производства газовых примесей внедрения (кислород, водород, азот, углерод и т. д.), существенно сказывающихся на их физико-механических свойствах.

Рассматриваются также возможность использования некоторых ферритно-мартенситных сталей [9, 10]. Они хорошо противостоят вакансионному распуханию, но зато подвержены радиационному охрупчиванию, угрожающему целостности оболочек ТВЭЛов.

Свойства всех этих систем помимо многокомпонентного состава определяются их микроструктурой – наличием преципитатов минорных фаз, зеренной структурой, текстурой, сеткой дислокаций, созданной в процессе изготовления изделий и эволюционирующей в результате радиационно-индуцированных процессов при их эксплуатации. Осознанное улучшение свойств таких материалов требует понимания механизмов этих процессов, которое может быть достигнуто лишь при комплексном, мультимасштабном их исследовании.

Нашей задачей было изучение возможностей использования нейтронографических методов для исследования радиационно-индуцированных явлений в облученных быстрыми нейтронами оболочечных сплавах на основе ванадия.

2. Материал и методика

Образцы сплава V-4Ti-4Cr, предварительно подвергнутые 30 % «холодной» деформации и термообработкам ТО-1 и ТО-2 и облучению до различных доз нейтронами при температуре 80 °С в реакторе ИВВ-2М, исследовались методами нейтронного структурного анализа и малоуглового рассеяния нейтронов на приборах, установленных на горизонтальных каналах этого же реактора.

Для дифракционных исследований использовался нейтронный дифрактометр высокого разрешения Д7а. Длина волны монохроматических нейтронов $\lambda = 1,5302 \text{ \AA}$, угловое разрешение дифрактометра составляло $\Delta d/d = 0,002$.

Малоугловые измерения выполнены на дифрактометре малоуглового рассеяния на поляризованных нейтронах Дб. Диапазон углов, доступный для измерения на дифрактометре, составлял около 5°, средняя длина волны 0,5 нм, разрешение по длинам волн 30 %. Погрешность определения углового положения детектора не превышала ± 2 мин. Погрешность определения плотности потока нейтронного излучения не более $\pm 0,6$ %. Погрешность измерения интегральной интенсивности нейтронов на контрольном образце не выше $\pm 0,8$ %.

Образцы из сплава V-4Ti-4Cr, представляющего собой твердый ОЦК раствор ванадия, хрома и титана, в объеме которого, как показали данные дальнейших исследований, содержатся преципитаты минорных фаз, были выполнены в виде цилиндров диаметром 6 мм и длиной 40 мм и имели химический состав:

Таблица 1 – Химический состав образцов сплава V-4Ti-4Cr (мас., %)

V	Ti	Cr	Fe	C	O	N	Al	Si	Cu
91,845	4,0	4,0	0,025	0,02	0,04	0,015	0,02	0,025	0,01

Режимы термообработок образцов (вакуум – 10^{-5} мм. рт. ст.; охлаждение с печью):

ТО-1: (350 °C/1 ч) → (550 °C/1 ч) → (650 °C/40 мин) → (1080 °C/1 ч)

ТО-2: (350 °C/1 ч) → (550 °C/1 ч) → (650 °C/40 мин) → (1080 °C/3 ч)

3. Результаты и обсуждение

Необходимо отметить, что некогерентно рассеивающий ванадий и его сплавы являются весьма трудными объектами для нейтронно-дифракционных исследований. Система V-4Ti-4Cr в этом смысле не исключение. Более того, из-за разных знаков амплитуд когерентного рассеяния ($b_V = -0,382$ Фм; $b_{Cr} = 3,635$ Фм; $b_{Ti} = -3,438$ Фм) среднее значение амплитуды рассеяния атомов получается равным $-0,35$ Фм, т. е. твердый раствор представляет собой почти нулевую матрицу. Это факт затрудняет получение качественного дифракционного спектра, но зато способствует выявлению преципитатов. В табл. 2 дана подборка ядерно-физических характеристик составляющих сплав элементов.

Таблица 2 – Амплитуда ядерного рассеяния элементов b и состав образцов сплава V-4Ti-4Cr в массовых и атомных процентах

Элемент	b , Фм (10^{-13} см)	Мас. %	Ат. %
V	-0,382	91,845	91,479
Ti	-3,438	4	4,239
Cr	3,635	4	3,903
Fe	9,45	0,025	0,023
C	6,648	0,02	0,084
O	5,805	0,04	0,127
N	9,26	0,015	0,054
Al	3,449	0,02	0,038
Si	4,149	0,025	0,045
Cu	7,718	0,01	0,059

Нейтронные дифрактограммы были получены для обеих серий образцов (после обработок ТО-1 и ТО-2) как в исходном состоянии, так и после облучения флюенсами нейтронов $1 \cdot 10^{19}$ см⁻², $5 \cdot 10^{19}$ см⁻², $1 \cdot 10^{20}$ см⁻², и дали отчетливые картины, подтверждающие присутствие в материале преципитатов.

Как видно из рис. 1, облучение быстрыми нейтронами вплоть до флюенса 10^{20} н/см² не вносит существенных изменений в нейтронограммы образцов V-4Ti-4Cr. Аналогичный вид имеют и нейтронограммы, полученные для образцов, прошедших обработку ТО-2.

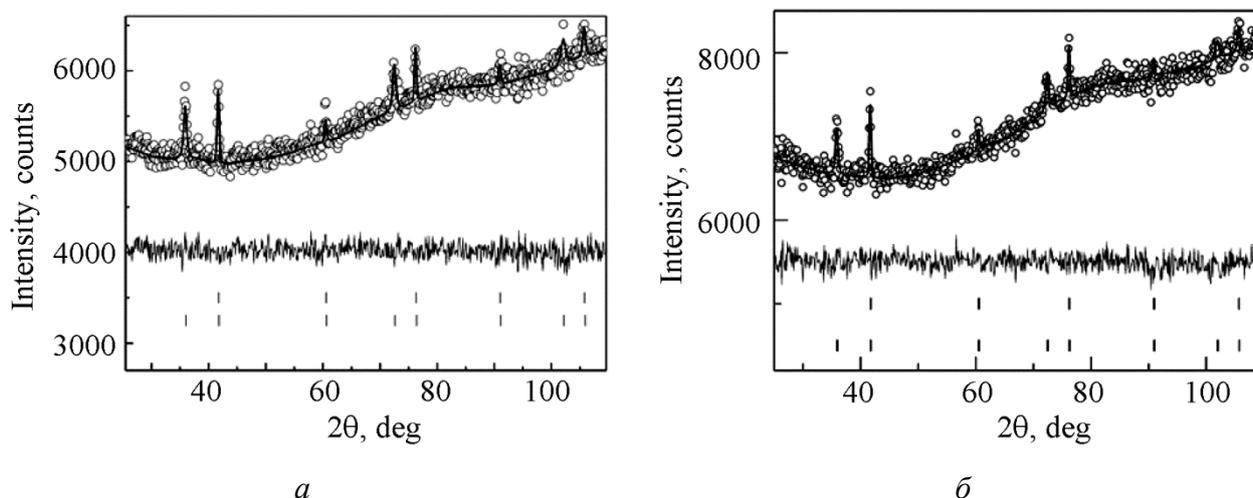


Рис. 1. Нейтронограммы образца V-4Ti-4Cr с обработкой ТО-1 в исходном (а) и облученном (б) состояниях. Флюенс $\Phi = 10^{20}$ н/см². Точки – эксперимент; огибающая черная линия – расчет; нижняя линия – разность между экспериментом и расчетом; верхние штрихи – угловые положения рефлексов фазы ОЦК-матрицы; нижние – оксида титана

С использованием полнопрофильного ритвелдовского анализа спектров, дополненного методикой Вильямсона–Холла, [11–13] удалось идентифицировать преципитаты окиси титана, а также оценить некоторые микроструктурные характеристики образцов.

На рис. 2 показано, как в процессе обработки спектра (образец с обработкой ТО-1, необлученный) программным пакетом FullProf происходит удаление фона и выявление дифракционных пиков ОЦК – матрицы и TiO.

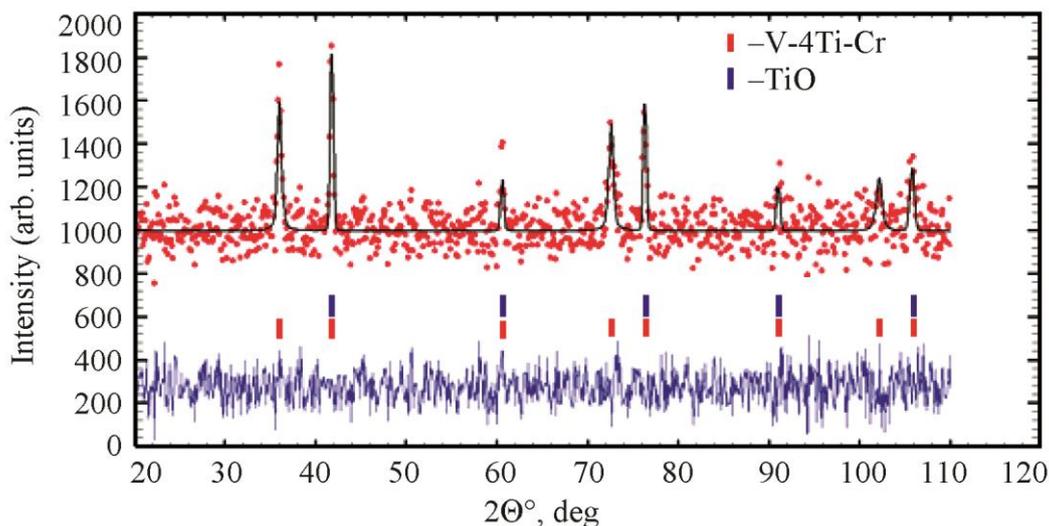


Рис. 2. Обработка нейтронограммы образца ТО-1, $\Phi = 0$ программным пакетом FullProf

Отметим, что для получения пиков от почти нулевой матрицы съемки нейтронограмм пришлось проводить с большой статистикой (5 мин на точке). Для контроля на фрагментах необлученных образцов были выполнены также рентгеноструктурные исследования, подтвердившие наличие в образцах двух окристаллизованных фаз – ОЦК-матрицы и примесной TiO. Примесная фаза была идентифицирована на основе международной базы данных PDF2 (номера карточек 00-029-1361 и 01-086-2352). На рис. 3 для иллюстрации приведены с нало-

жением нейтронный и рентгеновский дифракционные спектры образца после ТО-1, построенные для совпадения масштаба по оси абсцисс в зависимости от $x = q/4\pi = \sin \theta / \lambda$.

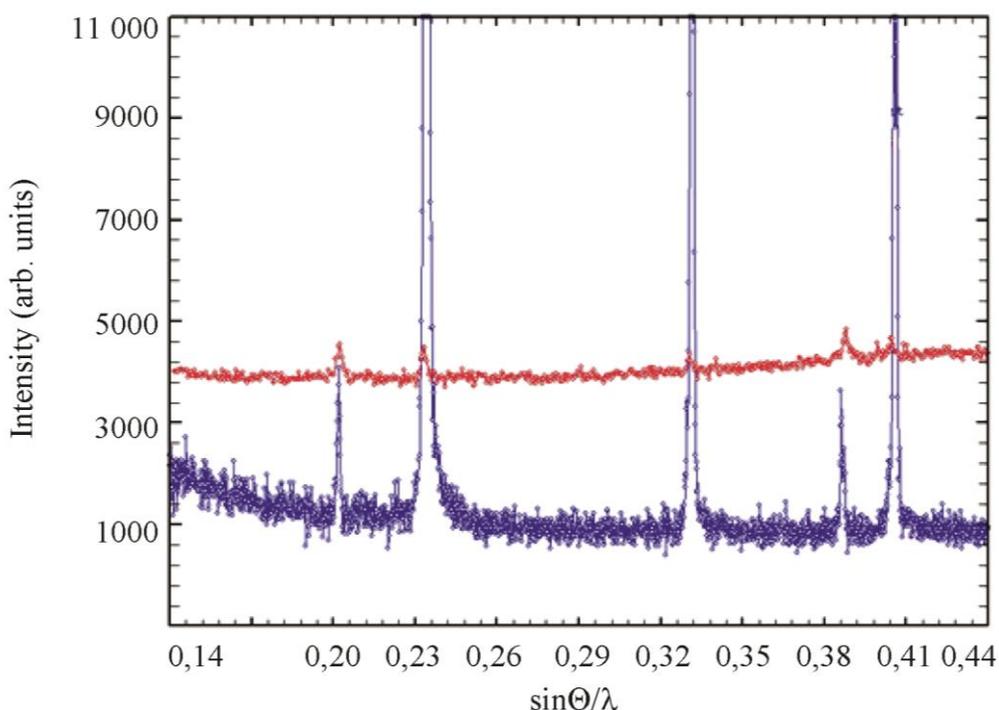


Рис. 3. Рентгеновская (синяя линия) и нейтронная (красная линия) дифрактограммы образца с ТО-1, $\Phi = 0$

Эти данные явились основанием для принятия для дальнейшего анализа двухфазной модели, в ходе использования которой уширения пиков от матрицы были связаны с микро-напряжениями в зернах (крупных с точки зрения дифракции), а в примесной фазе – с малыми размерами ее преципитатов. Напомним, что нейтронографические данные характеризуют объемное структурное состояние образцов в отличие от рентгеновских, показывающих состав поверхности исследованного фрагмента.

Результаты проведенного анализа представлены в табл. 3.

Таблица 3 – Микроструктурные характеристики образцов V-4Ti-4Cr, облученных разными флюенсами быстрых нейтронов

Параметр	$\Phi = 0$	$\Phi = 1 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-2}$	$\Phi = 5 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-2}$	$\Phi = 1 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-2}$	Режим
a, Å	3,0241(5)	3,0258(8)	3,0260(6)	3,0261(6)	ТО-1
$\Delta d/d, 10^{-4}$	0,0	0,0	3,8(6)	5,5(7)	
TiO, вес. %	0,50(5)	0,47(8)	0,42(8)	0,35(7)	
TiO: $L_{\text{окр}}, \text{Å}$	247(50)	306(50)	261(50)	241(50)	
a, Å	3,0250(5)	3,0265(6)	3,0259(6)	3,0254(5)	ТО-2
$\Delta d/d, 10^{-4}$	3,9(7)	0,0	0,0	0,0	
TiO, вес. %	0,54(7)	0,51(8)	0,49(5)	0,50(5)	
TiO: $L_{\text{окр}}, \text{Å}$	277(50)	270(50)	310(50)	260(50)	

Здесь $L_{\text{окр}}$ – размер областей когерентного рассеяния, определенный для преципитатов TiO; $\Delta d/d$ – средняя (по направлениям) величина микродеформаций решетки.

Из табл. 3 следует, что с ростом флюенса происходят небольшие изменения параметра решетки, а также уменьшение содержания оксида титана в виде преципитатов. В образцах, подготовленных в режиме ТО-2, судя по поведению микроскажений решетки, под облучением снимаются изначальные напряжения. В образцах ТО-1, наоборот, микронапряжения возникают после облучения большими флюенсами.

Эффективным методом изучения нанонеоднородностей в системах является малоугловое рассеяние нейтронов (МУРН), проведенное для вышеописанных образцов на дифрактометре D6. На рис. 4 и 5 в логарифмическом масштабе приведены зависимости сечений малоуглового рассеяния от вектора рассеяния q ($q = 4\pi\sin\theta/\lambda$, θ – угол рассеяния; λ – длина волны нейтронов) для образцов, прошедших обработки ТО-1 и ТО-2 соответственно.

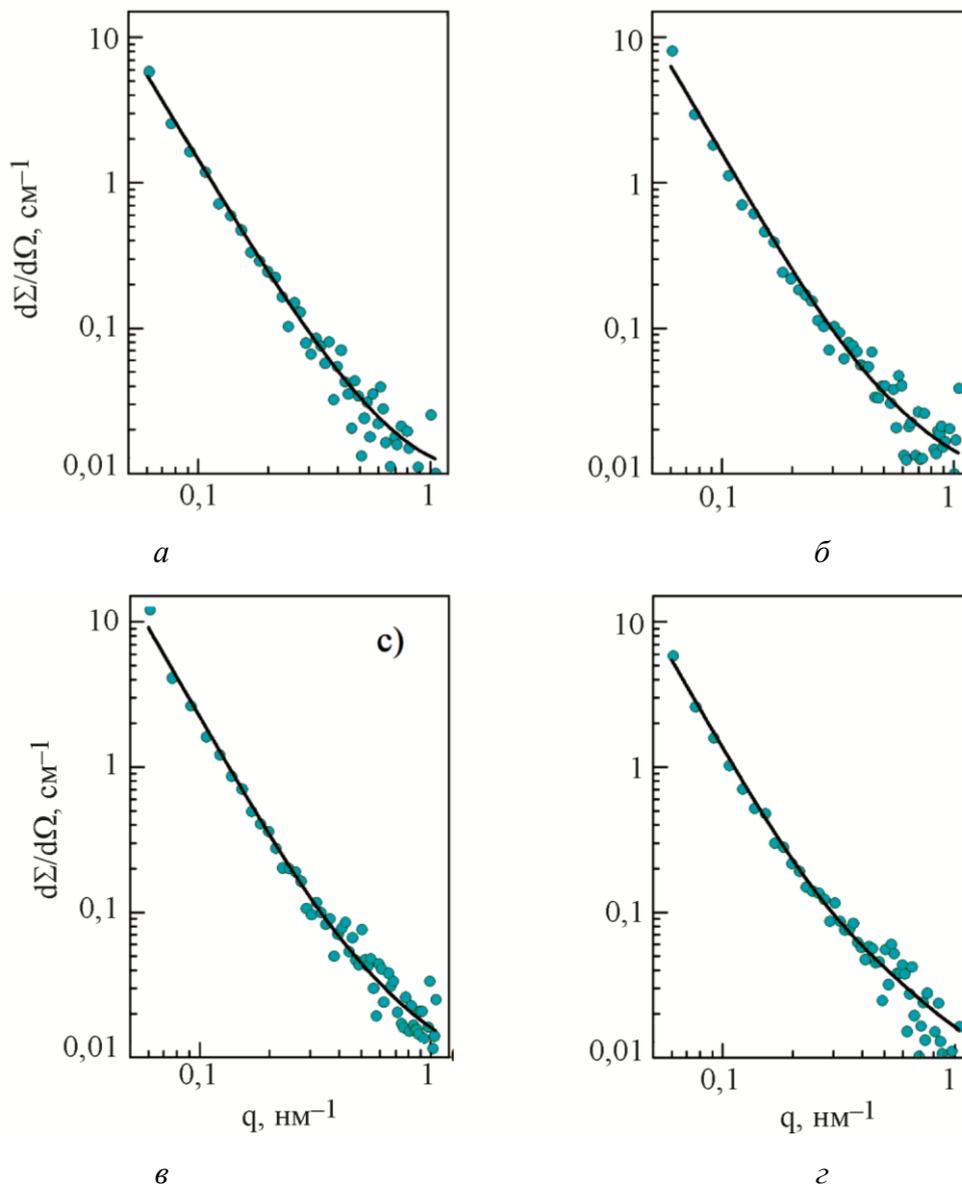


Рис. 4. Дифрактограммы малоуглового рассеяния нейтронов на образцах сплава V-4Ti-4Cr после термообработки ТО-1 и облучения флюенсами быстрых нейтронов: (а) $\Phi = 0 \text{ см}^{-2}$; (б) $\Phi = 1 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-2}$; (в) $\Phi = 5 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-2}$; (г) $\Phi = 1 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-2}$. Точки – эксперимент; линии – модельный расчет

Поведение кривых МУРН свидетельствует о наличии в системе частиц двух характерных размеров. Малые частицы дают основной вклад в правую ветвь кривой рассеяния, относительно крупные – в левую. Такое деление весьма условно, поскольку, судя по небольшой величине «излома», различие в величине размеров «малых» и «больших» частиц невелико.

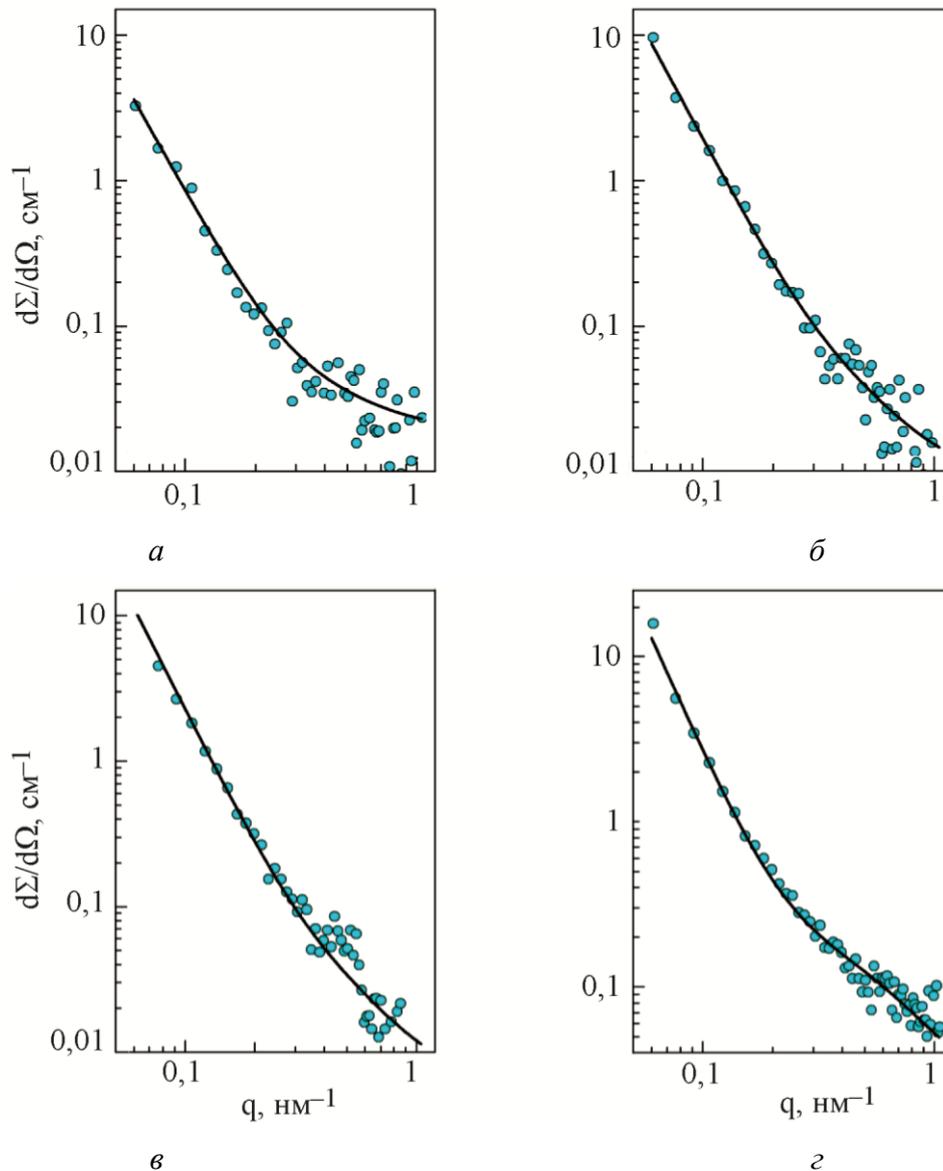


Рис. 5. Дифрактограммы малоуглового рассеяния нейтронов на образцах сплава V-4Ti-4Cr после термообработки ТО-2 и облучения флюенсами быстрых нейтронов: (а) $\Phi = 0 \text{ см}^{-2}$; (б) $\Phi = 1 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-2}$; (в) $\Phi = 5 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-2}$; (з) $\Phi = 1 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-2}$

Для описания вклада в сечение рассеяния от первых частиц (мода 1) использовалась интерполяционная формула Дебая–Порода, пригодная для случая частиц однородного размера с негладкой поверхностью [14, 15]. Вклад от крупных частиц (мода 2) описывался в предположении их степенного распределения по размерам.

$$\left(\frac{d\Sigma}{d\Omega}\right) = \left(\frac{d\Sigma}{d\Omega}\right)_{mod1} + \left(\frac{d\Sigma}{d\Omega}\right)_{mod2}; \quad (1)$$

$$\left(\frac{d\Sigma}{d\Omega}\right)_{mod1} = \frac{8\pi c(1-c)\rho^2 r^3}{(1 + Aq^2 r^2)^{\frac{6-D_S}{2}}}; \quad (2)$$

$$\left(\frac{d\Sigma}{d\Omega}\right)_{mod2} = \left(\frac{4\pi}{3}\right)^3 \rho^2 N_2 (2 + \Delta) R_{min}^6 (qR_{min})^{-4+\Delta} \int_{qR_{min}}^{qR_{max}} x^{-\Delta} J_{3/2}^2(x) dx. \quad (3)$$

Фигурирующий в формуле (2) интерполяционный коэффициент A определяется из соотношения:

$$A^{\frac{6-D_S}{2}} = \frac{2}{\Gamma(5 - D_S) \sin\left(\frac{\pi}{2}(D_S - 1)\right)}, \quad (4)$$

а параметры имеют следующий смысл: ρ – контраст; r – радиус неоднородностей; c – их объемная доля; D_S – поверхностная фрактальная размерность; $\Gamma(x)$ – гамма-функция; $J_{3/2}(x)$ – функция Бесселя.

При малых углах вклад (2) имеет тенденцию к насыщению, а на асимптотике (при $q \rightarrow \infty$) закон рассеяния принимает вид $I \sim q^{-n}$, где n – так называемый параметр Порода, связанный с фрактальной размерностью D_S соотношением $n = 6 - D_S$ и изменяющийся в пределах $3 < n \leq 4$. Для нефрактальных объектов $n = 4$.

Вклад (3) используют в случае объектов со степенным распределением рассеивающих частиц по размерам, характеризуемым параметром Δ и имеющим вид [16, 17]:

$$N(R) = \begin{cases} 0; & R < R_{min} \\ B \cdot \left(\frac{R_{min}}{R}\right)^{3+\Delta}; & R_{min} \leq R \leq R_{max} \\ 0; & R > R_{max} \end{cases} \quad (5)$$

Величина B связана с полным числом частиц N_2 в единице объема s и параметром Δ :

$$B = \frac{N_2(2 + \Delta)}{R_{min}}, \quad (6)$$

она задается условием нормировки:

$$\int_0^{\infty} N(R) dR = N_2. \quad (7)$$

В случае МУРН под контрастом ρ понимается разность плотностей амплитуд когерентного рассеяния нейтронов матрицы ρ_0 и микровключений ρ_i [18], вычисляемых как сумма амплитуд когерентного рассеяния всех атомов элементарной ячейки рассеивателя, деленная на ее объем. Нетрудно понять, что в случае плохо окристаллизованных включений, а таковыми, судя по дифрактограммам на рис. 1–3, являются все микровключения помимо

выявленной там фазы TiO, о возможном составе их можно судить только руководствуясь табл. 2.

Для нашей почти нулевой матрицы оказалось, что $\rho_0 = 3,5 \cdot 10^{-10} \text{ см}^{-2}$. Что касается минорных преципитатов, то для оценки возможных значений ρ_i были проведены вычисления этих величин для целого ряда фаз (оксидов, карбидов, нитридов, оксикарбонитридов ванадия, титана, хрома). Часть наших результатов представлена в табл. 4.

Таблица 4 – Плотность амплитуды когерентного рассеяния нейтронов различных фаз карбидов, нитридов, оксидов ванадия, титана, хрома

Фаза	Структура	$\rho_i, 10^{10} \text{ см}^{-2}$	Фаза	Структура	$\rho_i, 10^{10} \text{ см}^{-2}$
TiC	K5 (тип NaCl)	1,58	VO ₂	T4 (рутил)	1,88
VC	K5 (тип NaCl)	3,49	CrO ₂	T4 (рутил)	5,34
VN	K5 (тип NaCl)	5,02	V ₂ O ₅	Ромбическая	3,16
TiN	K5 (тип NaCl)	3,05	VCrO ₄	Ромбическая	3,85
TiO	K5 (тип NaCl)	1,24	CrO ₃	Ромбическая	5,46
VO	K5 (тип NaCl)	3,13	Cr ₃ C ₂	Ромбическая	4,05
CrN	K5 (тип NaCl)	6,72	V ₂ C	Гексагон	3,17
TiO ₂	T4 (рутил)	2,6	Cr ₂ N	Гексагон	10,5

Как видно из таблицы, диапазон величины плотности амплитуды когерентного рассеяния нейтронов для этих фаз весьма широк: $\rho_i = (1-10) \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Ввиду отсутствия детальных сведений о составе преципитатов при расчетах было выбрано некое среднее значение величины контраста $\rho = 3,5 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

При описании экспериментальных зависимостей модельными функциями (2) и (3) подгоночными параметрами являлись величины (r, c, n) и (R_{\min}, N_2, Δ), соответственно. Верхний предел размера в функции распределения (5) принимался равным $R_{\max} = 0,5 \text{ мкм}$. Ввиду малости эффекта рассеяния в больших углах и невозможности на нашем приборе проследить закон рассеяния на асимптотике фрактальная размерность D_S принималась равной 2 (параметр Порода $n = 4$, что означает пренебрежение фрактальностью частиц). В условиях такого выбора была проведена подгонка модельных кривых к экспериментальным результатам (рис. 4 и 5), а по подгоночным параметрам определены следующие характеристики надатомной структуры образцов:

– объемная доля c частиц моды 1, их размер $2r$ и объемная плотность числа частиц этой моды

$$N_1 = 3c/4\pi r^3 ; \quad (8)$$

– параметр Δ степенного распределения частиц моды 2, их минимальный размер $2R_{\min}$, полная объемная плотность N_2 , а по ним объемная доля C и средний размер частиц $2\bar{R}$ этой моды:

$$C = \frac{4\pi}{3} \int_0^\infty R^3 N(R) dR; \quad (9)$$

$$\bar{R} = \frac{1}{N_2} \int_0^\infty RN(R) dR. \quad (10)$$

Полученные при анализе результаты представлены в табл. 5.

Из изложенного ясно, что результаты МУРН обрабатывались в рамках весьма упрощенной и грубой модели, а ограниченные экспериментальные возможности прибора Дб привели к принятию дополнительных упрощающих предположений. Поэтому результаты, приведенные в табл. 5, носят оценочный, полукачественный характер.

Из рис. 4, 5 и табл. 5 видно, что ни термообработка, ни облучение быстрыми нейтронами не приводят к каким-либо качественным изменениям в картине малоуглового рассеяния нейтронов.

Таблица 5 – Параметры надатомной структуры образцов сплава V-4Ti-4Cr

Образец: Термо- обработка, флюенс, см ⁻²	Мода 1			Мода 2					
	2r, нм	c, %	N ₁ , 10 ²³ м ⁻³	2R _{min} , нм	2R̄, нм	N ₂ , 10 ²¹ м ⁻³	Δ	C, %	
ТО-1	0	1,8	0,025	0,8	3,6	5,1	1,7	1,35	0,03
	1·10 ¹⁹	2,0	0,05	1,2	3,6	5,1	1,6	1,25	0,032
	5·10 ¹⁹	2,0	0,07	1,7	3,6	5,2	2,0	1,2	0,043
	1·10 ²⁰	2,2	0,09	1,6	3,6	5,2	1,2	1,2	0,026
ТО-2	0	2,0	0,05	1,2	3,6	5,3	0,6	1,1	0,015
	1·10 ¹⁹	2,2	0,07	1,3	3,6	5,3	1,1	1,0	0,033
	5·10 ¹⁹	2,2	0,07	1,3	3,6	5,6	0,8	0,8	0,034
	1·10 ²⁰	2,0	0,5	11,2	3,6	5,5	0,9	0,8	0,038

Характеристики больших частиц (мода 2) почти не зависят от типа термообработки и нейтронного облучения. Минимальный размер больших частиц составляет 3,2 нм, а средний размер находится в пределах (5,1–5,6) нм. Плотность и объемная доля больших частиц слабо меняются нерегулярным образом и находятся в пределах $N_2 = (0,6–2) \cdot 10^{21} \text{ м}^{-3}$ и $C = (0,02–0,04) \%$. Вместе с тем, параметр Δ с флюенсом уменьшается примерно на 20 %. Это свидетельствует о том, что «хвосты» кривой степенного распределения (5) с ростом флюенса становятся более затянутыми. (Напомним, что выявленные ранее в ходе нейтронно-дифракционных исследований хорошо окристаллизованные преципитаты TiO имели размеры порядка 30 нм и не дают вклад в наблюдавшийся нами спектр МУРН.)

Из подгоночных расчетов следует, что размер малых частиц (мода 1) составляет около 2 нм и почти не зависит от термообработки и воздействия быстрых нейтронов. Для таких частиц после обработки ТО-1 численная плотность N_1 по порядку величины составляет 10^{23} м^{-3} , а объемная доля – сотые доли процента. С ростом флюенса до $1 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-2}$ происходит двукратное монотонное увеличение N_1 . Поскольку при этом расчет дает также увеличение линейных размеров частиц, то их объемная доля возрастает в 3,6 раза. Примерно такая же картина наблюдалась для малых частиц и после обработки ТО-2 при облучении до флюенса $5 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-2}$. Однако обращает на себя внимание выявленное существенное изменение числа N_1 и концентрации c после облучения флюенсом $1 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-2}$, хорошо заметное также по сдвигу шкалы отсчета на оси ординат рисунка 5d т. е. по явному, экспериментально наблюдаемому усилению интенсивности малоуглового рассеяния.

Отметим, что вид кривой рассеяния определяется в основном большими неоднородностями. Вклад малых частиц проявляется в правой части кривой рассеяния при $q > (0,3–0,4) \text{ нм}^{-1}$. По этой причине погрешность определения параметров малых частиц оказывается большой. Можно утверждать лишь, что размер малых частиц составляет 1–2 нм. Весьма грубым является предположение об одинаковой величине контраста ρ для всех частиц. Как нетрудно ви-

доть из табл. 4, ошибка тут при аддитивном учете в (2) разных фракций может составлять и 100 %, и 200 %.

4. Заключение

Выполненное исследование сплава V-4Ti-4Cr методами нейтронной дифракции и малоуглового рассеяния нейтронов показало применимость и перспективность этих методов для изучения радиационных дефектов даже в таких, не очень удобных с точки зрения нейтронографии, материалах. В ходе исследования удалось определить характеристики микроструктуры сплава, сформированной преципитатами разных размеров, и изучить их радиационно-индуцированные изменения.

Более глубокое исследование обнаруженных с помощью малоуглового рассеяния нейтронов эффектов требует усложнения привлекаемых для анализа экспериментальных данных моделей с привлечением результатов других методик для уточнения их параметров, а также кардинального улучшения характеристик дифрактометра МУРН.

В исследованном диапазоне доз ни термообработка, ни нейтронное облучение не вызвали существенных изменений спектров нейтронной дифракции и малоуглового рассеяния. Очевидно, представляет большой интерес проведение аналогичных исследований данного материала в условиях высокодозного (измеряющегося десятками СНА – смещений на атом) нейтронного облучения.

Благодарность

Работа выполнена с использованием УНУ «НМК ИФМ» в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (тема «Поток» № АААА-А18-118020190112-8).

Литература

1. IAEA activities on coordinated research of structural materials for advanced reactor systems / A. Zeman, R. Kaiser, V. Inozemtsev, R. L. Beatty // J. Nucl. Mater. – 2012. – Vol. 428. – P. 3–5. – DOI: 10.1016/j.jnucmat.2012.06.024.
2. Was G. S. Fundamentals of Radiation Materials Science. Metals and Alloys. – New York : Springer Verlag, 2007. – 1002 p. – ISBN 978-1-4939-3436-2. – DOI: 10.1007/978-1-4939-3438-6.
3. Neutron diffraction study of structure and phase composition of fuel claddings made of cold-deformed steel ChS68 after normal operation in BN-600 reactor / V. I. Voronin, I. F. Berger, N. V. Proskurnina, B. N. Goshchitskii // J. Nucl. Mater. – 2018. – Vol. 509. – P. 218–224. – DOI: 10.1016/j.jnucmat.2018.06.036.
4. Voronin V. I. Neutronography of Irradiated Reactor Austenitic Steels // Crystallography Reports. – 2021. – Vol. 66, No. 2. – P. 314–322. – DOI: 10.1134/S1063774521020127.
5. Peculiarities of radiation-induced processes in the Cr-Ni-Mo austenitic steels studied by neutron diffraction / V. I. Voronin, V. L. Arbuzov, V. I. Bobrovskii, S. E. Danilov, K. A. Kozlov, N. V. Proskurnina, V. V. Sagaradze // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2015. – Iss. 5. – P. 80–89. – DOI: 10.17804/2410-9908.2015.5.080-089. – URL: DREAM_Issue_5_2015_Voronin V.I. et al._080_089.docx
6. Influence of the austenitic stainless steel microstructure on the void swelling under ion irradiation / B. Rouxel, C. Bisor, Y. De Carlan, A. Courcelle, A. Legris // EPJ Nuclear Sci. Technol. – 2016. – Vol. 2. – P. 30. – DOI: 10.1051/epjn/2016023.
7. The accumulation and annealing of radiation-induced defects and effect of hydrogen on the physicomechanical properties of the V-4Ti-4Cr vanadium-based alloys under low-temperature (at 77 K) neutron irradiation / V. L. Arbuzov, B. N. Goshchitskii, V. V. Sagaradze, S. E. Danilov, Yu. N. Zuev, A. E. Kar'kin, V. D. Parkhomenko, A. V. Kozlov, V. M. Chernov // Physics of Metals and Metallography. – 2016. – Vol. 117, No. 3. – P. 299–306. – DOI: 10.1134/S0031918X16030030.

8. Микроструктура сплава V-4Ti-4Cr, облученного электронами, нейтронами и ионами дейтерия после различных термообработок / В. Л. Арбузов, Б. Н. Гощицкий, С. Е. Данилов, В. В. Сагарадзе, О. В. Антонова, Г. А. Распопова, В. М. Чернов, А. В. Козлов // Вопросы атомной науки и техники. Сер. Материаловедение и новые материалы. – 2018. – № 3 (94). – С. 4–12.
9. Nuclear Physical Properties of Ferritic-Martensitic Steel EK-181 under Conditions of Long Term Neutron Irradiation in Fast Breeder BN-600 and Fusion DEMO-RF Reactors / D. A. Blokhin, M. V. Leontyeva-Smirnova, V. M. Chernov, A. I. Blokhin, N. A. Demin, I. V. Sipachev // Inorganic Materials: Applied Research. – 2011. – Vol. 2, No. 2. – P. 129–135. – DOI: 10.1134/S2075113311020067.
10. Structure–Phase Transformations and Physical Properties of Ferritic–Martensitic 12 % Chromium Steels EK-181 and ChS-139 / V. M. Chernov, M. V. Leont'eva-Smirnova, M. M. Potapenko, N. A. Polekhina, I. Yu. Litovchenko, A. N. Tyumentsev, E. G. Astafurova, and L. P. Khromova // Technical Physics. – 2016. – Vol. 61, No. 1. – P. 97–102. – DOI: 10.1134/S1063784216010084.
11. Rodriguez-Carvajal J. Recent advances in magnetic structure determination by neutron powder diffraction // Physica B. – 1993. – Vol. 192. – P. 55–64. – DOI: 10.1016/0921-4526(93)90108-I.
12. Ungar T., Borbely A. The effect of dislocation contrast on x-ray line broadening: a new approach to line profile analysis // Appl. Phys. Lett. – 1996. – Vol. 69 (21). – P. 3173–3175. – DOI: 10.1063/1.117951.
13. Dislocation structure evolution induced by irradiation and plastic deformation in the Zr–2.5Nb nuclear structural material determined by neutron diffraction line profile analysis / L. Balogh, D. W. Brown, P. Mosbrucker, F. Long, M. R. Daymond // Acta Materialia. – 2012. – Vol. 60. – P. 5567–5577. – DOI:10.1016/j.actamat.2012.06.062.
14. Bale H. D., Schmidt P. W. Small angle X-ray scattering investigation of submicroscopic porosity with fractal properties // Phys. Rev. Lett. – 1984. – Vol. 53. – P. 596–604. – DOI: 10.1103/physrevlett.53.596.
15. Debye P., Anderson H. R., Brumberger H. Scattering by an inhomogeneous solid. II. The correlation function and its application // J. Appl. Phys. – 1957. – Vol. 28. – P. 679–684.
16. Small-Angle Neutron Scattering Investigation of the Nanostructure of Ferritic- Martensitic 12 %-Chromium Steels / S. G. Bogdanov, B. N. Goshchitskii, V. D. Parkhomenko, M. V. Leontieva-Smirnova, V. M. Chernov // Physics of Solid State. – 2014. – Vol. 56, No. 1. – P. 1–13. – DOI: 10.1134/S1063783414010065.
17. Small-Angle Neutron Scattering Investigation of the Substructure of Nickel Irradiated with Fast Neutrons / S. G. Bogdanov, B. N. Goshchitskii, V. D. Parkhomenko // Physics of Metals and Metallography. – 2014. – Vol. 115, No. 6. – P. 566–569. – DOI: 10.1134/S0031918X14060039.
18. Feigin L. A., Svergun D. I. Structure Analysis by Small-Angle X-Ray and Neutron Scattering // New-York : Plenum Press, 1987. – 335 p. – ISBN 0-306-42629-3.

Received: 30.04.2021
Revised: 21.06.2021
Accepted: 25.06.2021
DOI: 10.17804/2410-9908.2021.3.045-054

ON THE RATIONAL CHOICE OF THE PROPERTIES OF STRUCTURAL ELEMENTS CONSTITUTING UNIDIRECTIONAL COMPOSITIONS

V. V. Struzhanov

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

 <http://orcid.org/0000-0002-3669-2032>  stru@imach.uran.ru

Corresponding author: E-mail: stru@imach.uran.ru
Address for correspondence: 34 Komsomolskaya St., 620049, Ekaterinburg, Russian Federation
Tel.: +7(343)362 30 19

A technique is proposed that makes it possible to implement a rational choice of fibers constituting a unidirectional tensile composite. The choice is made in such a way as to avoid catastrophic failure. The tensile properties of the fibers are characterized by complete deformation diagrams with falling branches. It is shown that the fibers must have different properties since it is impossible to avoid a catastrophe (dynamic fracture of the composite) if the properties are identical.

Keywords: unidirectional composite, tension, rational choice, complete deformation diagram, fracture.

Acknowledgment

The work was performed according to the state assignment on theme No. AAAA-A18-118020790145-0.

References

1. Bataev A.A., Bataev V.A. *Kompozitsionnye materialy: stroenie, poluchenie, primeneniye* [Composite Materials : Structure, Production, application: Textbook]. Novosibirsk, Izd-vo NGTU Publ., 2002, 384 p. (In Russian).
2. Mikhailin Yu.A. *Konstruktsionnye polimernye kompozitsionnye materialy* [Structural Polymer Composite Materials]. SPb, Nauchnye Osnovy i Tekhnologii Publ., 2010, 822 p. (In Russian).
3. Matthews F., Rawlings R. *Kompozitsionnye materialy i konstruktsii*, Engl. transl. [Composite materials. Engineering and science, Cambridge, CRC Press, Woodhead Publishing, 1999, 480 p.]. Moscow, Technosphaera Publ., 2004, 407p. (In Russian).
4. Warden K. *Novye intellektualnue materialy i konstruktsii* [New Intellectual Materials and Designs]. Moscow, Technosphere Publ., 2006, 223 p. (In Russian).
5. Pobedrya B.Ye. *Mechanics of composite materials* [Mekhanika kompozitsionnykh materialov]. MGU Publ., 1984, 336 p. (In Russian).
6. Garishin, O.K. and Lebedev, S.N., Investigation of structure stresses in dispersion-filled elastomeric nanocomposite, *Mekh. Kompoz. Mater. Konstr.*, 2006, vol. 12, No. 3, pp. 289.
7. Zhigun V.I., Plume E.Z. Evaluation of carrying capacity of carbon-carbon composites in plane stress state. *Mekhanika kompozitsionnykh materialov i konstruktsiy*, 2017, vol. 23, No. 1, pp. 25–40.
8. Khaliulin V.I., Shapaev I.I. *Technology of Composite Parts Production*. Kazan, KGTU Publ., 2003, 368p. (In Russian).

9. Perepelkin K.E. *Armiruyushchie volokna i voloknistye polimernye kompozity* [Reinforcing fibers and fibrous polymer composites]. Moscow, NOT Publ., 2009, 658 p. (In Russian).
10. Sedov L.I. *Mekhanika sploshnoy sredy* [Continuum mechanics, vol. 1]. M, Nauka Publ., 1970, 492p.
11. Poston T. and Stewart I. *Teoriya katastrof i ee prilozheniya* [Catastrophe Theory and Its Application, London, Pitman, 1978]. Moscow, Mir Publ., 1980. (In Russian).
12. Vildeman V.E., Chausov N.G. Conditions of strain softening upon stretching of the specimen of special configuration. *Zavodskaya Laboratoriya. Diagnostika Materialov*, 2007, vol. 73, No. 10, pp. 55–59. (In Russian).
13. Wildemann V.E., Tretyakov M.P. Tests of Materials with Construction of Complete Deformations Curves. *Probl. Mashinostr. Nadezhn. Mashin*, 2013, No. 2, pp. 93–98. (In Russian).
14. Struzhanov V.V., Korkin A.V., Chaikin A.E. One approach to determination of the ultimate load-bearing capacity of mechanical systems with softening elements. *Vestn. Samar. Gos. Tekhn. Univ., Ser. Fiz.-Mat. Nauki* [J. Samara State Tech. Univ., Ser. Phys. Math. Sci.]. 2018, vol. 22, No. 4, pp. 762–773. DOI: 10.14498/vsgtu1624. (In Russian).
15. Struzhanov V.V., Mironov V.I. *Deformatsionnoe razuprochnenie materiala v elementakh konstruktsiy* [Deformational softening of material in structural elements]. Yekaterinburg, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences Publ., 1995, 190 p. (In Russian).
16. Struzhanov V.V., Korkin A.V. Regarding stretching process stability of one bar system with softening elements. *Vestnik Uralskogo Gosudarstvennogo Universiteta Putey Soobshcheniya*, 2016, 3 (31), pp. 4–17. DOI: 10.20291/2079-0392-2016-3-4-17. (In Russian).
17. Pars L. *Analytical Dynamics*, Engl. transl., Moscow, Mir Publ., 1989, 655 p.
18. Horn R., Johnson C. *Matrix analysis*, Engl. transl., Moscow, Mir Publ., 1989, 655 p.

Подана в журнал: 30.04.2021

УДК 539.3:539.382

DOI: 10.17804/2410-9908.2021.3.045-054

О РАЦИОНАЛЬНОМ ВЫБОРЕ СВОЙСТВ СТРУКТУРНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ, СОСТАВЛЯЮЩИХ ОДНОНАПРАВЛЕННЫЕ КОМПОЗИЦИИ

В. В. Стружанов

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
«Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук»,
д. 34 ул. Комсомольская, 620049, г. Екатеринбург, Российская Федерация*

 <http://orcid.org/0000-0002-3669-2032>  stru@imach.uran.ru

Ответственный автор. Электронная почта: stru@imach.uran.ru

Адрес для переписки: ул. Комсомольская, 34, г. Екатеринбург, Российская Федерация
Тел.: +7(343)362–30–19

Предложена методика, позволяющая реализовать рациональный выбор волокон, составляющих однонаправленный композит, работающий на растяжение. Выбор осуществляется таким образом, чтобы избежать катастрофического разрушения. Свойства волокон при растяжении характеризуются полными диаграммами деформирования с падающими ветвями. Показано, что волокна должны иметь разные свойства, так как при их совпадающих свойствах катастрофы (динамического разрушения композита) не возможно избежать.

Ключевые слова: однонаправленный композит, растяжение, рациональный выбор, полная диаграмма деформирования, разрушение.

1. Введение

Композиционные материалы благодаря их уникальным свойствам находят широкое применение в промышленности при изготовлении различных элементов конструкций [1–4].

Основное внимание при разработке материала для конкретного изделия уделяется расчету напряженно-деформированного состояния в компонентах композита с целью оценить их прочность и сопротивление внешним нагрузкам [5–7].

Как правило рассматриваются различные варианты компоновки элементов композита, из которых выбирают наиболее подходящие [8]. Вопросом же оптимального проектирования материала по заданным внешним нагрузкам на изделие уделяется значительно меньше внимания.

Одним из распространенных классов композиционных материалов являются однонаправленные композиты, обладающие повышенной прочностью при растяжении вдоль волокон [9]. В работе разработана методика рационального выбора волокон, чтобы избежать динамического разрушения. Свойства волокон при растяжении описываются полными диаграммами деформирования с падающими ветвями. Под разрушением понимается невозможность равновесия [10].

Для анализа устойчивости равновесия применяется аппарат математической теории катастроф [11]. Установлено, что при совпадающих свойствах волокон динамическое разрушение композита неизбежно.

2. Постановка задачи

Рассмотрим композицию, составленную из однонаправленных элементов (однонаправленный композит). Нагружение осуществляем таким образом, чтобы все элементы работали только на растяжение. При этом элементы могут находиться как в стадии упрочнения,

так и в стадии разупрочнения. Полагаем также, что прочность связующего, объединяющего элемента в единое целое пренебрежимо мало. Тогда данную композицию можно представить в виде системы из n параллельных стержней, подвергаемой растяжению в специальном устройстве (рис. 1).

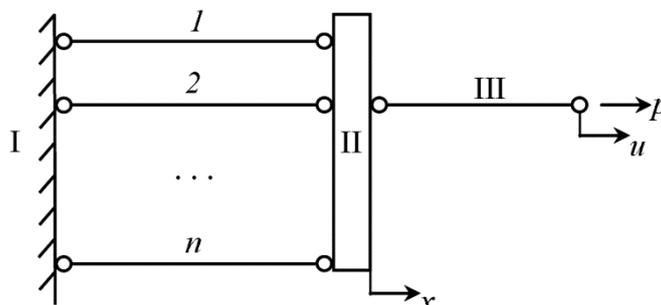


Рис. 1. Стержневая система, представляющая аналог однонаправленной композиции:
I – неподвижная жесткая стенка; II – поршень; III – стержень

Одним концом стержни соединены с неподвижной жесткой стенкой I, а другим с абсолютно жестким поршнем II, который перемещается на расстояние x под действием растягивающего усилия, передающегося стержнем III. Стержень III упругий и имеет жесткость при растяжении, равную C . Растяжение системы осуществляем, задавая перемещение u свободному концу стержня III (жесткое нагружение) или прикладывая растягивающую силу p (мягкое нагружение). Нагружение происходит квазистатически при постоянной температуре.

Деформационные свойства растягиваемых стержней $1, 2, \dots, n$ определяют, соответственно, функции $q_1(x), q_2(x), \dots, q_n(x)$, где x – удлинение стержней. Эти функции представляют собой полные диаграммы растяжения и имеют восходящие и ниспадающие до нуля ветви. Восходящие ветви характеризуют свойства стержней на стадиях упругости и упрочнения, ниспадающие ветви – на стадии разупрочнения (неустойчивого растяжения) [12, 13].

При упругом деформировании жесткость стержней равна $\lambda_1, \lambda_2, \dots, \lambda_n$, свойства неупругого деформирования заданы касательными модулями к функциям $q_n(x)$, а именно, $\lambda_1^p, \lambda_2^p, \dots, \lambda_n^p$. Разгрузка происходит по линейному закону с модулями $\lambda_1, \lambda_2, \dots, \lambda_n$.

При жестком нагружении система имеет одну обобщенную координату x (параметр состояния) и один параметр управления u . При мягком нагружении система имеет две обобщенные координаты x, u (параметр состояния) и один параметр управления p .

Так как разрушение происходит в момент потери устойчивости процесса растяжения системы [10, 14], то задача состоит в следующем: необходимо подобрать стержни с такими свойствами, чтобы потеря устойчивости происходила как можно позднее или вообще возможно было бы избежать потери устойчивости и провести процесс растяжения полностью равновесно.

3. Система с одним разупрочняющимся стержнем

Приведем общие положения по определению момента потери устойчивости композиции в виде системы параллельных стержней на примере растяжения одного разупрочняющегося стержня [15, 16].

Выпишем лагранжиан системы сначала при жестком нагружении. Имеем:

$$W_1^u = \int_0^x q_1(x) dx + 0,5C(u - x)^2.$$

Далее, используя уравнение Лагранжа II рода [11], получаем уравнение равновесия

$$\frac{\partial W_1^u}{\partial x} = q_1(x) - C(u - x) = 0. \quad (1)$$

Решения уравнения (1) при квазистатическом возрастании параметра u есть критические точки функции W_1^u . Вырожденные критические точки, где происходит переход в неустойчивое состояние равновесия, определяются совместным решением уравнения (1) и уравнения [11]:

$$\frac{\partial^2 W_1^u}{\partial x^2} = \frac{\partial q_1}{\partial x} + C = \lambda_1^p(x) + C = 0.$$

Следовательно, потеря устойчивости системы произойдет в том случае, если на падающей ветви диаграммы деформирования стержня касательный модуль $\lambda_1^p = -C$.

В случае мягкого нагружения лагранжиан системы равен [17]

$$W_1^p = W_1^u - \int_0^u p du.$$

В силу того, что в данном случае имеется две обобщенные координаты, получаем систему уравнений равновесия

$$\frac{\partial W_1^p}{\partial x} = \frac{\partial W_1^u}{\partial x} = q_1(x) - C(u - x) = 0; \quad \frac{\partial W_1^p}{\partial u} = C(u - x) - p = 0. \quad (2)$$

Вырожденные критические точки системы определяются совместным решением уравнений (2) и уравнения, полученного приравнением к нулю детерминанта матрицы Гессе лагранжиана, которая имеет вид [11, 18]:

$$H(W_1^p) = \begin{pmatrix} \frac{\partial^2 W_1^p}{\partial x^2} & \frac{\partial^2 W_1^p}{\partial u \partial x} \\ \frac{\partial^2 W_1^p}{\partial u \partial x} & \frac{\partial^2 W_1^p}{\partial u^2} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \lambda_1^p(x) + C & -C \\ -C & C \end{pmatrix}.$$

В результате приравнения детерминанта к нулю получаем уравнение:

$$\det H(W_1^p) = C(\lambda_1^p + C) - C^2 = 0.$$

Тогда потеря устойчивости системы произойдет при $\lambda_1^p(x) = 0$, т. е. когда будет достигнута наивысшая точка на диаграмме деформирования разупрочняющегося стержня.

4. Система с двумя разупрочняющимися стержнями

В этом случае лагранжиан системы имеет вид:

$$W_2^u = \int_0^x q_1(x)dx + \int_0^x q_2(x)dx + 0,5C(u - x)^2.$$

Уравнение равновесия

$$\frac{\partial W_2^u}{\partial x} = q_1(x) + q_2(x) - C(u - x) = 0.$$

Вырожденные критические точки, в которых происходит смена типа равновесия, определяются из уравнения

$$\frac{\partial^2 W_2^u}{\partial x^2} = \frac{\partial q_1}{\partial x} + \frac{\partial q_2}{\partial x} + C = \lambda_1^p(x) + \lambda_2^p(x) + C = 0. \quad (3)$$

Рассмотрим фазовую плоскость с декартовыми координатами λ_1^p, λ_2^p . На этой плоскости равенство (3) задает прямую $\lambda_1^p + \lambda_2^p + C = 0$ (рис. 2; прямая 1), разделяющую области устойчивости системы при квазистатическом возрастании величины u (зона I) и неустойчивости (зона II).

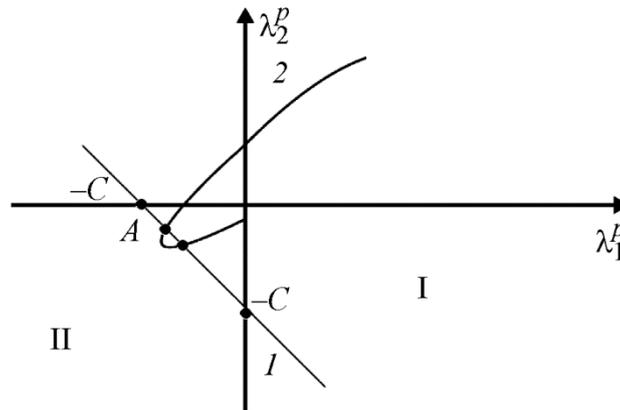


Рис. 2. Фазовый портрет процесса растяжения

Параметрическое уравнение кривой, отражающей процесс деформирования разупрочняющихся стержней, задано функциями $\lambda_1^p(x), \lambda_2^p(x)$. Изменяя параметр x , получаем кривую 2 (рис. 2). При пересечении кривой 2 и линии 1 в некоторой точке А происходит скачкообразный переход системы в новое положение равновесия (потеря устойчивости процесса растяжения)

Очевидно, что потери устойчивости не произойдет, если кривая 2 не будет пересекать прямую 1. Следовательно, расстояние от каждой точки $\{\lambda_1^p(x)\lambda_2^p(x)\}$ до прямой 1 должно быть всегда больше или равно нулю для каждого значения x :

$$\delta = \frac{\lambda_1^p(x) + \lambda_2^p(x) + C}{\sqrt{2}} \geq 0. \quad (4)$$

Используя условие (4), можно осуществить рациональный выбор материалов разупрочняющихся стержней по следующей схеме. Пусть имеется набор стержней с характеристиками $\lambda_k^p(x)$ ($k = 1, 2, \dots, K$). Сформируем множество функций:

$$\delta_{em} = \frac{\lambda_e^p(x) + \lambda_m^p(x) + C}{\sqrt{2}}, (e, m = 1, 2, \dots K).$$

Затем находим $\min_x \delta_{em}$, т. е. минимальные расстояния точек кривых, определяемых функциями $\lambda_e^p(x)$ и $\lambda_m^p(x)$ от прямой l . После этого вычисляем $\max_{e,m} \min_x \delta_{em}$. Отсюда получаем такие значения e и m , при которых минимальное расстояние точек фазовой кривой 2 от прямой l максимально. Если для данных e и m выполняется условие (4), то растяжение системы с характеристиками λ_e^p и λ_m^p происходит без катастрофического скачка и система обладает необходимой живучестью, т. е. имеет способность сохранять по крайней мере ограниченную несущую способность при повреждении или разрушении отдельных элементов. В том случае, когда в данном наборе материалов нет комбинаций, обеспечивающих выполнение условия (4), необходимо выключить в этот набор новые материалы.

Отметим, что при равенстве свойств разупрочняющихся стержней $\lambda_1^p(x) = \lambda_2^p(x) = \lambda^p(x)$. Пусть деформирования на фазовой плоскости представляется прямой 3 (рис. 3), которая пересекает прямую l в точке B с координатами $\lambda_1^p = -\frac{C}{2}$; $\lambda_2^p = -\frac{C}{2}$.

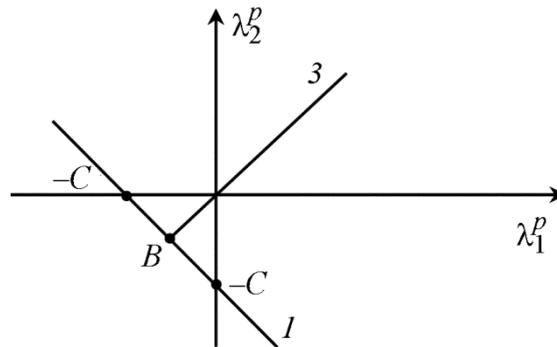


Рис. 3. Фазовый портрет растяжения стержней с одинаковыми свойствами

При увеличении параметра u потеря устойчивости системы обязательно происходит и наступает раньше чем в системе с одним стержнем.

Перейдем к мягкому нагружению. Имеем Лагранжиан:

$$W_2^p = \int_0^x q_1(x) dx + \int_0^x q_2(x) dx + 0,5C(u - x)^2 - \int_0^u pdu$$

и уравнения равновесия

$$\frac{\partial W_2^p}{\partial x} = q_1(x) + q_2(x) - C(u - x) = 0,$$

$$\frac{\partial W_2^p}{\partial u} = C(u - x) - p = 0.$$

Вырожденные критические точки определяются уравнением, получающимся приравнением к нулю детерминанта матрицы Гессе:

$$\begin{vmatrix} \frac{\partial^2 W_2^p}{\partial x^2} & \frac{\partial^2 W_2^p}{\partial x \partial u} \\ \frac{\partial^2 W_2^p}{\partial x \partial u} & \frac{\partial^2 W_2^p}{\partial x^2} \end{vmatrix} = \begin{vmatrix} \lambda_1^p(x) + \lambda_2^p(x) + C & -C \\ -C & C \end{vmatrix} = \quad (5)$$

$$= (\lambda_1^p + \lambda_2^p + C)C - C^2 = \lambda_1^p(x) + \lambda_2^p(x) = 0.$$

На фазовой плоскости равенство (5) задает прямую

$$\lambda_1^p + \lambda_2^p = 0, \quad (6)$$

проходящую через начало координат под углом $\frac{\pi}{4}$ к осям координат. Эта прямая разделяет области устойчивости системы при квазистатическом возрастании величины p (зона I) и неустойчивости (зона II) (рис. 2).

Потеря устойчивости процесса растяжения не произойдет, если фазовая кривая (5) не будет пересекать прямую (6). В этом случае расстояние от каждой точки фазовой кривой до прямой (6) должно быть больше или равно нулю:

$$\gamma = \frac{\lambda_1^p(x) + \lambda_2^p(x)}{\sqrt{2}} \geq 0.$$

Так же осуществим рациональный выбор материалов из набора стержней с характеристиками $\lambda_k^p(x)$. Сформируем множество функций

$$\gamma_{em} = \frac{\lambda_e^p(x) + \lambda_m^p(x)}{\sqrt{2}}.$$

Находим $\max_{e,m} \min_x \gamma_{em}$. Отсюда получаем такие значения e и m , при которых расстояние точек фазовой кривой 5 от прямой 6 максимально.

Отметим, что при равенстве свойств разупрочняющихся стержней потеря устойчивости (разрушения) обязательно произойдет, когда $\lambda_1^p = \lambda_2^p = 0$.

5. Общий случай

Пусть система имеет n разупрочняющихся стержней. Тогда, опираясь на методику, изложенную выше, при жестком нагружении имеем уравнение равновесия:

$$q_1(x) + \dots + q_n(x) - C(u - x) = 0$$

и вырожденные критические точки лагранжиана определяются из уравнения

$$\frac{\partial q_1}{\partial x} + \dots + \frac{\partial q_n}{\partial x} + C = \lambda_1^p(x) + \dots + \lambda_n^p(x) + C = 0. \quad (7)$$

В фазовом n -мерном евклидовом пространстве с декартовой системой координат $\lambda_1^p, \dots, \lambda_n^p$ равенство (7) задает плоскость

$$\lambda_1^p + \dots + \lambda_n^p + C = 0, \quad (8)$$

разделяющую области устойчивости системы при квазистатическом возрастании величины u и неустойчивости.

Система всегда находится в области устойчивости, если расстояние точек фазовой кривой, заданной функциями $\lambda_1^p(x), \dots, \lambda_n^p(x)$, будет больше или равно нулю:

$$\beta = \frac{\lambda_1^p(x) + \dots + \lambda_n^p(x) + C}{\sqrt{n}} \geq 0.$$

Тогда рациональный выбор материалов разупрочняющихся стержней осуществляем по следующей схеме. Используя набор стержней с характеристиками $\lambda_k^p(x)$, сформируем множество функций:

$$\beta = \frac{\lambda_e^p(x) + \dots + \lambda_m^p(x) + C}{\sqrt{n}}.$$

Вычисляем $\max_{e,m} \min_x \beta_{em}$ и отсюда получаем значение e и m , при которых расстояние точек фазовой кривой от плоскости (8) будет минимально.

Отметим, что при равенстве свойств стержней $\lambda_1^p = \lambda_2^p = \dots = \lambda_n^p = \lambda^p$ потеря устойчивости растяжения обязательно наступает, когда касательные модули стержней равняются λ_n^p . Этот случай практически не отличается от мягкого нагружения системы с одним разупрочняющимся стержнем, когда потеря устойчивости растяжения происходит при $\lambda^p = 0$.

При мягком нагружении, приравнявая детерминант матрицы Гессе к нулю, получаем:

$$\lambda_1^p(x) + \dots + \lambda_n^p(x) = 0.$$

Используя данное равенство, формируем множество функций:

$$\varphi_{em} = \frac{\lambda_e^p(x) + \dots + \lambda_m^p(x)}{\sqrt{n}}.$$

Тогда рациональный выбор стержней определяем из условия $\max_{e,m} \min_x \varphi_{em}$.

6. Заключение

Разработана методика рационального выбора элементов однонаправленных композитов с целью увеличения живучести композиции при растяжении вдоль волокон. Установлено, что равенство свойств волокон не способствует живучести композиции, а наоборот, приводит к быстрому разрушению.

Благодарность

Работа выполнена в соответствии с государственным заданием по теме № АААА-А18-118020790145-0.

Литература

1. Батаев А. А., Батаев В. А. Композиционные материалы: строение, получение, применение. – Новосибирск : Изд-во НГТУ, 2002. – 384 с.
2. Михайлин Ю. А. Конструкционные полимерные композитные материалы. – М. : Изд-во Научные основы и технологии, 2008. – 822 с.
3. Мэттьюз Ф., Ролингс Р. Композиционные материалы и конструкции. – Механика и технологии. – М. : Техносфера, 2004. – 407 с.

4. Уорден К. Новые интеллектуальные материалы и конструкции. – М. : Техносфера, 2006. – 223 с.
5. Победря Б. Е. Механика композиционных материалов. – М. : Изд-во МГТУ, 1984. – 336 с.
6. Гаришин О. К., Лебедев С. Н. Исследование структурных напряжений в дисперсно наполненных эластомерных нанокompозитах // Механика композиционных материалов. – 2006. – № 3. – С. 289–299.
7. Жигун В. И., Плуме Э. З. Оценка несущей способности углерод-углеродных композитов при плоском напряженном состоянии // Механика композиционных материалов. – 2017. – Т. 23, № 1. – С. 25–40.
8. Халиулин В. И., Шапаев И. И. Технология производства композитных изделий : учебное пособие. – Казань : Изд-во КГТУ, 2003. – 368 с.
9. Перепелкин К. Е. Армирующие волокна и волокнистые полимерные композиты. – М. : Изд-во Научные основы и технологии, 2009. – 658 с.
10. Седов Л. И. Механика сплошной среды. Т.1. – М. : Наука, 1970. – 492 с.
11. Постон Т. Стюарт И. Теория катастроф и ее приложения. – М. : Мир, 1980. – 608 с.
12. Вильдеман В. Э., Чаусов Н. Г. Условия деформационного разупрочнения материала при растяжении образца специальной конфигурации // Заводская лаборатория: Диагностика материалов, 2007. – Т. 73, № 10. – С. 55–59.
13. Вильдеман В. Э., Третьяков М. П. Испытания материалов с построением полных диаграмм деформирования // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 2013. – № 2. – С. 93–98.
14. Стружанов В. В., Коркин А. В., Чайкин А. Е. Об одном подходе к определению предельной несущей способности механических систем с разупрочняющимися элементами // Вестн. Сам. Гос. тех. ун-та сер. Физ.-мат науки. – 2018. – Т. 22, № 4. – С. 762–773.
15. Стружанов В. В., Миронов В. И. Деформационное разупрочнение материала в элементах конструкций. – Екатеринбург : Изд-во УрО РАН, 1995. – 190 с.
16. Стружанов В. В., Коркин А. В. Об устойчивости процесса растяжения одной стержневой системы с разупрочняющимися элементами // Вестник Уральского гос. ун-та путей сообщения. – 2016. – № 3. – С. 4–17.
17. Парс Л. Аналитическая динамика / пер. с англ. – М. : Мир, 1989. – 655 с.
18. Хорн Р., Джонсон Ч. Матричный анализ / пер. с англ. – М. : Мир, 1989. – 655 с.

Received: 08.04.2021

Revised: 19.06.2021

Accepted: 25.06.2021

DOI: 10.17804/2410-9908.2021.3.055-070

ANALYSIS OF SPECIFIC KINETIC ENERGY FOR THE BIRIKH–OSTROUMOV SHEAR DIFFUSION FLOW

N. V. Burmasheva^{a)*} and E. Yu. Prosviryakov^{b)}

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

^{a)}  <https://orcid.org/0000-0003-4711-1894>  nat_burm@mail.ru;

^{b)}  <https://orcid.org/0000-0002-2349-7801>  evgen_pros@mail.ru

*Corresponding author. E-mail: nat_burm@mail.ru

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

Tel.: +7 (343) 375 35 76; fax: 374 53 30

The article presents a new exact solution for stratified steady-state shear diffusion flows of a viscous fluid in an infinite horizontal layer with impenetrable boundaries. The announced exact solution belongs to the Ostroumov–Birikh family. Two components of the velocity vector depend on the vertical (transverse) coordinate. The concentration field and the pressure field are described by linear forms relative to horizontal (longitudinal) coordinates, with coefficients depending on the third coordinate. The components of the velocity field and the shear stress field are analyzed in detail, and the behavior of the specific kinetic energy is studied. It is shown that this exact solution is capable of describing the stratification of the shear stress field and the nonmonotonic behavior of flow velocity. The relation of flow velocities and shear stresses to the distribution of specific kinetic energy is revealed.

Keywords: concentration convection, Navier–Stokes equation, exact solution, shear flow, stratification.

References

1. Zuev A.L., Kostarev K.G. Experimental study of the features of concentration-capillary convection. *Vestnik Permskogo nauchnogo tsentra UrO RAN*, 2009, no. 4, pp. 4–15. (In Russian).
2. Birikh R.V., Mazunina E.S., Mizev A.I., Rudakov R.N. Solutal convection induced by submerged source of surface-active substance. *Konvektivnye Techeniya*, 2009, no. 4, pp. 063–084. (In Russian).
3. Evstratova K.I., Kupina N.A., Malakhova E.E. *Fizicheskaya i kolloidnaya khimiya* [Physical and colloidal chemistry]. Moscow, Vysshaya shkola, 1990, 487 p. (In Russian).
4. Petrov N.Kh. A fluorescence spectroscopy study of preferential solvation in binary solvents. *High Energy Chemistry*, 2006, vol. 40, no. 1, pp. 22–34. DOI: 10.1134/S001814390601005X.
5. Gurevich A.E., Kapchenko L.N., Kruglikov N.M. *Teoreticheskiye osnovy neftyanoy gidrogeologii* [Theoretical foundations of petroleum hydrogeology]. Leningrad, Nedra Publ., 1972, 272 p. (In Russian).
6. Petrov T.G., Treyvus E.B., Kasatkin A.P. *Vyrashchivaniye kristallov iz rastvorov* [Growing crystals from solutions]. Leningrad, Nedra Publ., 1983, 200 p. (In Russian).
7. Kartsev A.A. *Gidrogeologiya neftyanykh i gazovykh mestorozhdeniy* [Hydrogeology of oil and gas fields, 2nd edition, rev. and add.]. Moscow, Nedra Publ., 1972, 280 p. (In Russian).
8. Aristov S.N., Prosviryakov E.Yu., Spevak L.F. Nonstationary laminar thermal and solutal Marangoni convection of a viscous fluid. *Vychislitel'naya mekhanika sploshnykh sred* [Computa-

- tional Continuum Mechanics*], 2015, vol. 8, no. 4, pp. 445–456. DOI: 10.7242/1999-6691/2015.8.4.38.27. (In Russian).
9. Beschastnov M.V., Sokolov V.M., Katz M.I. *Avarii v khimicheskikh proizvodstvakh i mery ikh preduprezhdeniya* [Accidents in chemical industries and measures for their prevention]. Moscow, Khimiya Publ., 1976, 368 p. (In Russian).
 10. Pryanikov V.I. *Tekhnika bezopasnosti v khimicheskoy promyshlennosti* [Safety in the chemical industry]. Moscow, Khimiya Publ., 1989, 288 p. (In Russian).
 11. Surguchev M.L., Zheltkov Yu.V., Simkin E.M. *Fiziko-khimicheskiye mikroprotsessy v neftegazonosnykh plastakh* [Physicochemical microprocesses in the oil and gas-bearing formations]. Moscow, Nedra Publ., 1984, 215 p. (In Russian).
 12. Walmsley H.L. The calculation of the electrostatic potentials that occur when tanks are filled with charged liquids. *J. Electrostatics*, 1991, vol. 26, pp. 201–226. DOI: 10.1016/0304-3886(91)90016-9.
 13. Walmsley H.L. Threshold potentials and discharge charge transfers for the evaluation of electrostatic hazards in road -tanker loading. *J. Electrostatics*, 1991, vol. 26, pp. 157–174. DOI: 10.1016/0304-3886(91)90013-6.
 14. Walmsley H.L., Mills J.S. Electrostatic ignition hazards in road tanker loading: Part 1. *J. Electrostatics*, 1992, vol. 28, pp. 61–88. DOI: 10.1016/0304-3886(92)90028-R.
 15. Walmsley H.L., Gregory K.E. Electrostatic ignition hazards in road tanker loading: Part 2. *J. Electrostatics*, 1992, vol. 28, pp. 99–124. DOI: 10.1016/0304-3886(92)90065-2.
 16. Walmsley H.L., Gregory K.E. Electrostatic ignition hazards in road tanker loading: Part 3. *J. Electrostatics*, 1992, vol. 28, pp. 125–148. DOI: 10.1016/0304-3886(92)90066-3.
 17. Fung P., Chen H., Touchard G.G., Radke C.J. A nonlinear corrosion double layer model for laminar flow electrification of hydrocarbon liquids in long metal pipes. *J. Electrostatics*, 1997, vol. 40, pp. 45–54. DOI: 10.1016/S0304-3886(97)00013-2.
 18. Gershuni G.Z., Zhukhovitskii E.M. *Convective stability of incompressible fluids. Israel Program for Scientific Translations*, Jerusalem, Keter Publishing House, 1976, 330 p.
 19. Ryzhkov I.I., Stepanova I.V. Group properties and exact solutions of equations for vibrational convection of a binary mixture. *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*, 2011, vol. 52, no. 4, pp. 560–570. DOI: 10.1134/S0021894411040080.
 20. Burmasheva N.V., Prosviryakov E.Yu. Exact solution for stable convective concentration flows of a Couette type. *Vychislitel'naya mekhanika sploshnykh sred* [Computational Continuum Mechanics], 2020, vol. 13, no. 3, pp. 337–349. DOI: 10.7242/1999-6691/2020.13.3.27. (In Russian).
 21. Lin C.C. Note on a class of exact solutions in magneto-hydrodynamics. *Arch. Rational Mech. Anal.*, 1957, vol. 1, pp. 391–395. DOI: 10.1007/BF00298016.
 22. Sidorov A.F. Two classes of solutions of the fluid and gas mechanics equations and their connection to traveling wave theory. *J. Appl. Mech. Tech. Phys.*, 1989, vol. 30, no. 2, p. 197–203. DOI: 10.1007/BF00852164.
 23. Aristov S.N., Prosviryakov E.Y. A new class of exact solutions for three-dimensional thermal diffusion equations. *Theor. Found. Chem. Eng.*, 2016, vol. 50, pp. 286–293. DOI: 10.1134/S0040579516030027.
 24. Burmasheva N.V., Prosviryakov E.Yu. On Marangoni shear convective flows of inhomogeneous viscous incompressible fluids in view of the Soret effect. *Journal of King Saud University-Science*, 2020, vol. 32, iss. 8, pp. 3364–3371. DOI: 10.1016/j.jksus.2020.09.023.
 25. Knyazev D.V. Two-dimensional flows of a viscous binary fluid between moving solid boundaries. *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*, 2011, vol. 52, no. 2, pp. 212–217. DOI: 10.1134/S0021894411020088.
 26. Ostroumov G.A. Free convection under the condition of the internal problem. Washington, NACA Technical Memorandum 1407, National Advisory Committee for Aeronautics, 1958.

27. Birikh R.V. Thermocapillary convection in a horizontal layer of liquid. *J. Appl. Mech. Tech. Phys.*, 1966, no. 7, p. 43–44.
28. Su T.C. Obtaining the exact solutions of the Navie-Stokes equations. *International Journal of Non-linear Mechanics*, 1985, vol. 20, no. 1, pp. 9–19.
29. Petrov A.G. Exact solution of the Navier–Stokes equations in a fluid layer between the moving parallel plates. *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*, 2012, vol. 53, no. 5, pp. 642–646. DOI: 10.1134/S0021894412050021.
30. Pukhnachev V.V. Symmetries in the Navier–Stokes equations. *Uspekhi matematiki*, 2006, vol. 4, no. 1, pp. 6–76. (In Russian).
31. Riabouchinsky D. *Quelques considerations sur les mouvements plans rotationnels d' un liquid*. C. R. Hebdomadaires Acad. Sci., 1924, vol. 179, pp. 1133–1136.
32. Pukhnachev V.V. Group properties of the Navier–Stokes equations in the plane case. *Prikladnaya Mekhanika i Tekhnicheskaya Fizika*, 1960, no. 1, pp. 83–90. (In Russian).
33. Aristov S.N., Knyazev D.V., Polyanin A.D. Exact solutions of the Navier–Stokes equations with the linear dependence of velocity components on two space variables. *Theoretical Foundations of Chemical Engineering*, 2009, vol. 43, no. 5, pp. 642–662. DOI: 10.1134/S0040579509050066.
34. Prosviryakov E.Yu. Exact solutions of three-dimensional potential and vortical Couette flows of a viscous incompressible fluid. *Vestnik NIYaU MIFI*, 2015, vol. 4, no. 6, pp. 501–506. DOI: 10.1134/S2304487X15060127. (In Russian).
35. Polyanin A.D., Zhurov A.I. Integration of linear and some model non-linear equations of motion of incompressible fluids. *International Journal of Non-Linear Mechanics*, 2013, vol. 49, pp. 77–83. DOI: 10.1016/j.ijnonlinmec.2012.08.004.
36. Ludlow D.K., Clarkson P.A., Bassom A. Nonclassical symmetry reductions of the three-dimensional incompressible Navier–Stokes equations. *Journal of Physics A General Physics*, 1999, vol. 31, no. 39, 7965. DOI: 10.1088/0305-4470/31/39/012.
37. Aristov S.N., Polyanin A.D. Exact solutions of unsteady three-dimensional Navier–Stokes equations. *Doklady Physics*, 2009, vol. 54, no. 7, pp. 316–321. DOI: 10.1134/S1028335809070039.
38. Pukhnachev V.V. Symmetries in the Navier–Stokes equations. *Uspekhi Mekhaniki*, 2006, no. 6, pp. 3–76. (In Russian).
39. Kuznetsova Ju.L., Skul'skiy O.I., Pyshnograi G.V. *Pressure driven flow of a nonlinear visco-elastic fluid in a plane channel*. *Vychislitel'naya mekhanika sploshnykh sred [Computational Continuum Mechanics]*, 2010, vol. 3, no. 2, pp. 55–69. (In Russian).
40. Aristov S.N., Skulsky O.I. Exact solution of the problem of flow of a six-constant model of Jeffreys fluid in a plane channel. *Prikladnaya Mekhanika i Tekhnicheskaya Fizika*, 2002, vol. 43, no. 6, pp. 39–45. (In Russian).
41. Knyazev D.V., Kolpakov I.Yu. The exact solutions of the problem of a viscous fluid flow in a cylindrical domain with varying radius. *Nelineynaya Dinamika [Russian Journal of Nonlinear Dynamics]*, 2015, vol. 11, no. 1, pp. 89–97.
42. Goncharova O.N., Rezanova E.V., Lyulin Y.V., Kabov O.A. Analysis of a convective fluid flow with a concurrent gas flow with allowance for evaporation. *High Temperature*, 2017, vol. 55, no. 6, pp. 887–897. DOI: 10.1134/S0018151X17060074.
43. Burmasheva N.V., Prosviryakov E.Yu. A large-scale layered stationary convection of an incompressible viscous fluid under the action of shear stresses at the upper boundary. Velocity field investigation. *Vestnik SamGTU. Seriya fiziko-matematicheskie nauki [Journal of Samara State Technical University, Ser. Physical and Mathematical Sciences]*, 2017, vol. 21, no. 1, pp. 180–196. DOI: 10.14498/vsgtu1527. (In Russian).
44. Burmasheva N.V., Prosviryakov E.Yu. Temperature field investigation in layered flows of a vertically swirling viscous incompressible fluid under two thermocapillar forces at a free boundary. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2019, iss. 1, pp. 6–42. DOI: 10.17804/2410-9908.2019.1.006-042.

45. Burmasheva N.V., Larina E.A., Prosviryakov E.Yu. Unidirectional convective flows of a viscous incompressible fluid with slippage in a closed layer. *AIP Conference Proceedings*, 2019, vol. 2176, 030023. DOI: 10.1063/1.5135147.
46. Burmasheva N.V., Prosviryakov E.Yu., Thermocapillary convection of a vertical swirling liquid. *Theoretical Foundations of Chemical Engineering*, 2020, vol. 54, no. 1, pp. 230–239. DOI: 10.1134/S0040579519060034.
47. Burmasheva N.V., Prosviryakov E.Yu. Exact solution of Navier–Stokes equations describing spatially inhomogeneous flows of a rotating fluid. *Trudy Instituta Matematiki i Mekhaniki UrO RAN*, 2020, vol. 26, no. 2, pp. 79–87. DOI: 10.21538/0134-4889-2020-26-2-79-87. (In Russian).
48. Burmasheva N.V., Larina E.A., Prosviryakov E.Yu. Unidirectional convective flow of viscous incompressible fluid in a closed horizontal layer with the perfect slip condition. *AIP Conference Proceedings*, 2020, vol. 2315, 020010. DOI: 10.1063/5.0036714. (In Russian).
49. Burmasheva, N.V., Privalova, V.V., Prosviryakov, E.Y. Layered Marangoni convection with the Navier slip condition. *Sādhanā*, 2021, vol. 46, 55. DOI: 10.1007/s12046-021-01585-5.
50. Burmasheva N.V., Prosviryakov E.Yu. Analysis of non-one-dimensional shear concentration convective flows of a viscous incompressible fluid in a plane horizontal layer with motionless boundaries. *AIP Conference Proceedings*, 2020, vol. 2315, 020007. DOI: 10.1063/5.0036710.
51. Sedov L.I. *Continuum Mechanics*, vol. 1. Moscow, Nauka Publ., 1970, 492 p. (In Russian).
52. Truesdell C. *Pervonachalnyi kurs ratsionalnoy mekhaniki sploshnykh sred* [A First Course in Rational Continuum Mechanics, Engl. transl.]. Moscow, Mir Publ., 1975. (In Russian).
53. Vallander S.V. *Lektsii po gidroaeromekhanike* [Lectures on hydroaeromechanics]. Leningrad, Izdatel'stvo Leningradskogo universiteta Publ., 1978. (In Russian).
54. Pokrovsky V.N. *Statisticheskaya mekhanika razbavlennykh suspenziy* [Statistical mechanics of dilute suspensions]. Moscow, Nauka Publ., 1978. (In Russian).

Подана в журнал: 08.04.2021

УДК 51-72

DOI: 10.17804/2410-9908.2021.3.055-070

АНАЛИЗ УДЕЛЬНОЙ КИНЕТИЧЕСКОЙ ЭНЕРГИИ В СДВИГОВОМ ДИФфуЗИОННОМ ТЕЧЕНИИ БИРИХА–ОСТРОУМОВА

Н. В. Бурмашева^{а)}*, Е. Ю. Просвирыков^{б)}

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

^{а)}  <https://orcid.org/0000-0003-4711-1894>  nat_burm@mail.ru;

^{б)}  <https://orcid.org/0000-0002-2349-7801>  evgen_pros@mail.ru

*Ответственный автор. Электронная почта: nat_burm@mail.ru

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

Тел.: +7 (343) 375–35–76; факс: 374–53–30

В статье представлено новое точное решение для слоистых установившихся сдвиговых диффузионных течений вязкой жидкости в бесконечном горизонтальном слое с непроницаемыми границами. Анонсируемое точное решение принадлежит семейству Остроумова–Бириха. Две компоненты вектора скорости зависят от вертикальной (поперечной) координаты. Поле концентрации и поле давления описываются линейными формами относительно горизонтальных (продольных) координат с коэффициентами, зависящими от третьей координаты. Проведен подробный анализ компонент поля скорости и поля касательных напряжений, изучен характер поведения удельной кинетической энергии. Показано, что данное точное решение способно описывать расслоение поля касательных напряжений и немонотонный характер изменения скорости течения. Выявлена связь скоростей течения и касательных напряжений с распределением удельной кинетической энергии.

Ключевые слова: концентрационная конвекция, уравнение Навье–Стокса, точное решение, сдвиговое течение, стратификация.

1. Введение

Концентрационная конвекция возникает в результате повышенной минерализации одних слоев жидкости по сравнению с уровнем минерализации других ее слоев. Этот вид конвекции наиболее сильно проявляется для рассолов поверхностных водоемов, солончаков, соленосных пород и других природных явлений и техногенных факторов [1–8]. Однако концентрационная конвекция возникает не только в природных водоемах, но и в технических устройствах вследствие неоднородности распределения различного рода примеси в рабочей жидкости. Распределение примеси при этом существенно влияет на свойства потока жидкости, его вязкость, среднюю скорость течения, возможность возникновения зон с обратным течением.

Возможность управления противотечениями оказывается особенно важна в технических устройствах, поскольку наблюдаемый при некоторых сочетаниях задаваемых параметров эффект попеременного ослабления и усиления скоростей жидкости относительно стенок может приводить к увеличению электризации жидкости в насосах, расходомерах и других подобных устройствах [9–17]. В предельном случае электризация может привести к воспламенению горючих сред искровыми разрядами с электростатически заряженных материалов.

Статья посвящена сдвиговому диффузионному течению вязкой несжимаемой жидкости в горизонтальном слое, вызванному неравномерным распределением концентрации примеси; приведено новое точное решение системы уравнений концентрационной конвекции

с учетом прилипания жидкости к твердым непроницаемым стенкам, ограничивающим слой. Основное внимание уделено анализу свойств поля скоростей течения. Показано, что приведенное точное решение обеспечивает отсутствие зон с обратным течением, при этом характеристики течения (кинетическая энергия, средняя скорость и др.) зависят от распределения примеси на одной из границ рассматриваемого слоя.

2. Постановка задачи

Рассматривается краевая задача, описывающая сдвиговое установившееся диффузионное течение вязкой несжимаемой жидкости в бесконечном горизонтальном слое толщины h . В определяющую систему уравнений входят уравнение Навье–Стокса, уравнения несжимаемости и уравнение изменения концентрации легкой фазы бинарной смеси [18–20]:

$$\begin{aligned}(\mathbf{V} \cdot \nabla)\mathbf{V} &= -\nabla P + \nu \Delta \mathbf{V} + g\beta C \mathbf{k}; \\ (\mathbf{V} \cdot \nabla)C &= d\Delta C; \\ \nabla \cdot \mathbf{V} &= 0.\end{aligned}\tag{1}$$

Здесь $\mathbf{V} = (V_x(x, y, z), V_y(x, y, z), 0)$ – вектор скорости; $P(x, y, z)$ – отклонение от гидростатического давления, деленное на среднюю плотность жидкости; $C(x, y, z)$ – отклонение концентрации легкой фазы смеси от равновесного значения. Параметры ν , d – кинематическая (молекулярная) вязкость жидкости и коэффициент диффузии соответственно; g – ускорение свободного падения; β – коэффициент концентрационного расширения, \mathbf{k} – орт вертикальной оси Oz .

Решение системы уравнений концентрационной конвекции (1) ищем в классе Линя [20–25]:

$$V_x = U(z); \quad V_y = V(z); \quad V_z = 0\tag{2}$$

$$P = P_0(z) + xP_1(z) + yP_2(z); \quad C = C_0(z) + xC_1(z) + yC_2(z).\tag{3}$$

В результате допущений (2) и (3) относительно установившихся гидродинамических полей система уравнений Обербека–Буссинеска редуцируется к следующей эквивалентной системе линейных обыкновенных дифференциальных уравнений с постоянными коэффициентами:

$$\begin{aligned}C_1'' &= 0; \quad C_2'' = 0; \\ P_1' &= g\beta C_1; \quad P_2' = g\beta C_2; \\ \nu V'' &= P_2, \quad \nu U'' = P_1, \\ dC_0'' &= UC_1 + VC_2, \\ P_0' &= g\beta C_0.\end{aligned}\tag{4}$$

Штрихом в системе (4) обозначена операция дифференцирования по переменной z . Системы дифференциальных уравнений, подобные системе (4), также исследовались различными авторами для термодиффузионных задач и задач тепловой и концентрационной конвекции [8, 19, 20, 23–49].

Общее решение системы (4) получаем последовательным интегрированием. Сначала определяется зависимость горизонтальных градиентов от вертикальной координаты:

$$C_1 = c_1 z + c_2; \quad C_2 = c_3 z + c_4.$$

Далее однократным интегрированием получено распределение горизонтальных градиентов давления по толщине слоя:

$$P_1 = g\beta \left(c_1 \frac{z^2}{2} + c_2 z + c_5 \right); \quad P_2 = g\beta \left(c_3 \frac{z^2}{2} + c_4 z + c_6 \right).$$

Скорости течения жидкости описываются многочленами четвертой степени:

$$U = \frac{g\beta}{\nu} \left(c_1 \frac{z^4}{4!} + c_2 \frac{z^3}{3!} + c_5 \frac{z^2}{2} + c_7 z + c_8 \right); \quad V = \frac{g\beta}{\nu} \left(c_3 \frac{z^4}{4!} + c_4 \frac{z^3}{3!} + c_6 \frac{z^2}{2} + c_9 z + c_{10} \right).$$

Для вычисления фоновой концентрации C_0 подставим выражения для скоростей и горизонтальных градиентов концентрации:

$$\begin{aligned} dC_0'' &= UC_1 + VC_2 = \frac{g\beta}{\nu} \left(c_1 \frac{z^4}{4!} + c_2 \frac{z^3}{3!} + c_5 \frac{z^2}{2} + c_7 z + c_8 \right) (c_1 z + c_2) + \\ &\quad + \frac{g\beta}{\nu} \left(c_3 \frac{z^4}{4!} + c_4 \frac{z^3}{3!} + c_6 \frac{z^2}{2} + c_9 z + c_{10} \right) (c_3 z + c_4) = \\ &= \frac{g\beta}{\nu} \left(c_1^2 \frac{z^5}{4!} + c_1 c_2 \frac{z^4}{3!} + c_1 c_5 \frac{z^3}{2} + c_1 c_7 z^2 + c_1 c_8 z \right) + \frac{g\beta}{\nu} \left(c_1 c_2 \frac{z^4}{4!} + c_2^2 \frac{z^3}{3!} + c_2 c_5 \frac{z^2}{2} + c_2 c_7 z + c_2 c_8 \right) + \\ &+ \frac{g\beta}{\nu} \left(c_3^2 \frac{z^5}{4!} + c_3 c_4 \frac{z^4}{3!} + c_3 c_6 \frac{z^3}{2} + c_3 c_9 z^2 + c_3 c_{10} z \right) + \frac{g\beta}{\nu} \left(c_3 c_4 \frac{z^4}{4!} + c_4^2 \frac{z^3}{3!} + c_4 c_6 \frac{z^2}{2} + c_4 c_9 z + c_4 c_{10} \right) = \\ &= \frac{g\beta}{\nu} \left(5c_1^2 \frac{z^5}{5!} + 4c_1 c_2 \frac{z^4}{4!} + 3c_1 c_5 \frac{z^3}{3!} + 2c_1 c_7 \frac{z^2}{2!} + c_1 c_8 z \right) + \frac{g\beta}{\nu} \left(c_1 c_2 \frac{z^4}{4!} + c_2^2 \frac{z^3}{3!} + c_2 c_5 \frac{z^2}{2} + c_2 c_7 z + c_2 c_8 \right) + \\ &+ \frac{g\beta}{\nu} \left(5c_3^2 \frac{z^5}{5!} + 4c_3 c_4 \frac{z^4}{4!} + 3c_3 c_6 \frac{z^3}{3!} + 2c_3 c_9 \frac{z^2}{2!} + c_3 c_{10} z \right) + \frac{g\beta}{\nu} \left(c_3 c_4 \frac{z^4}{4!} + c_4^2 \frac{z^3}{3!} + c_4 c_6 \frac{z^2}{2!} + c_4 c_9 z + c_4 c_{10} \right) = \\ &= \frac{g\beta}{\nu} \left[5(c_1^2 + c_3^2) \frac{z^5}{5!} + 5(c_1 c_2 + c_3 c_4) \frac{z^4}{4!} + (3c_1 c_5 + 3c_3 c_6 + c_2^2 + c_4^2) \frac{z^3}{3!} + \right. \\ &\quad \left. + (2c_1 c_7 + 2c_3 c_9 + c_2 c_5 + c_4 c_6) \frac{z^2}{2!} + (c_1 c_8 + c_3 c_{10} + c_2 c_7 + c_4 c_9) z + c_2 c_8 + c_4 c_{10} \right]. \end{aligned}$$

Тривиальные выкладки, проведенные выше, даны для лучшего понимания физического смысла последующих формул и полноты исследования математических особенностей точных решений уравнений Обербека–Буссинеска. Выражение для функции C_0 после интегрирования последнего обыкновенного дифференциального уравнения второго порядка запишем следующим образом:

$$C_0 = \frac{g\beta}{d\nu} \left[5(c_1^2 + c_3^2) \frac{z^7}{7!} + 5(c_1c_2 + c_3c_4) \frac{z^6}{6!} + (3c_1c_5 + 3c_3c_6 + c_2^2 + c_4^2) \frac{z^5}{5!} + \right. \\ \left. + (2c_1c_7 + 2c_3c_9 + c_2c_5 + c_4c_6) \frac{z^4}{4!} + (c_1c_8 + c_3c_{10} + c_2c_7 + c_4c_9) \frac{z^3}{3!} + (c_2c_8 + c_4c_{10}) \frac{z^2}{2!} + c_{11}z + c_{12} \right].$$

Для завершения записи точного общего решения системы уравнений (4) приведем выражение для фонового давления:

$$P_0 = \frac{g^2\beta^2}{d\nu} \left[5(c_1^2 + c_3^2) \frac{z^8}{8!} + 5(c_1c_2 + c_3c_4) \frac{z^7}{7!} + (3c_1c_5 + 3c_3c_6 + c_2^2 + c_4^2) \frac{z^6}{7!} + \right. \\ \left. + (2c_1c_7 + 2c_3c_9 + c_2c_5 + c_4c_6) \frac{z^5}{5!} + (c_1c_8 + c_3c_{10} + c_2c_7 + c_4c_9) \frac{z^4}{4!} + (c_2c_8 + c_4c_{10}) \frac{z^3}{3!} + c_{11} \frac{z^2}{2!} + c_{12}z + c_{13} \right].$$

Таким образом, получен набор формул для описания диффузионной конвекции, принадлежащих классу многочленов. Эти формулы сравнительно простые, но, как будет показано далее, содержат ряд интересных физически содержательных результатов.

3. Краевая задача и ее точное решение

В качестве краевых условий взяты следующие возмущения гидродинамических полей на обеих плоских границах бесконечно протяженной горизонтальной полосы. Нижняя граница слоя жидкости $z=0$ считается гидрофильной (жидкость прилипает) и непроницаемой для растворенного вещества:

$$U(0) = V(0) = 0, \quad C_0'|_{z=0} = C_1'|_{z=0} = C_2'|_{z=0} = 0. \quad (5)$$

На верхней неподвижной границе $z=h$ задано однородное давление, отвечающее атмосферному, неоднородное распределение концентрации примеси (горизонтальные градиенты) и условие прилипания:

$$U(h) = V(h) = 0; \quad P|_{z=h} = S_0; \quad C_0(h) = 0; \quad C_1(h) = a; \quad C_2(h) = b. \quad (6)$$

Решение краевой задачи (4)–(6) имеет следующий вид [50]:

$$U = \psi Z(-2+Z)(-1+Z); \\ V = \gamma Z(-2+Z)(-1+Z); \\ C_1 = a; \quad C_2 = b; \\ C_0 = \lambda(-1+Z)(8+8Z+8Z^2-12Z^3+3Z^4); \\ P_1 = \xi_1(-1+Z); \quad P_2 = \xi_2(-1+Z); \\ P_0 = S_0 + \xi_3(-1+Z)^2(11+6Z+Z^2-4Z^3+Z^4). \quad (7)$$

В выражениях (7) для удобства дальнейшего анализа и наглядности введены следующие обозначения:

$$Z = \frac{z}{h}; \quad \psi = \frac{ag\beta h^3}{6\nu}; \quad \gamma = \frac{bg\beta h^3}{6\nu}; \quad \lambda = (a^2 + b^2) \frac{gh^5\beta}{360d\nu};$$

$$\xi_1 = ag\beta h; \quad \xi_2 = bg\beta h; \quad \xi_3 = (a^2 + b^2) \frac{g^2 h^6 \beta^2}{720d\nu}.$$

Решение (7) является обобщением решения Пуазейля на неоднородный случай диффузионных течений. Далее подробно проанализированы неоднородное поле скоростей течения, поле касательных напряжений, им порождаемое, и удельная кинетическая энергия.

4. Анализ решения для поля скоростей

Из [50] было следует, что решение (7) описывает однонаправленное диффузионное течение (если ψ или γ равно нулю) или в противном случае сводится к однонаправленному течению путем поворота горизонтальных осей. При этом каждая из проекций вектора скорости на горизонтальные оси координат не имеет нулевых точек внутри рассматриваемого слоя вязкой жидкости. За счет того, что обе скорости обращаются в нуль на обеих границах слоя, описываемое решением (7) течение является возвратным (рис. 1).

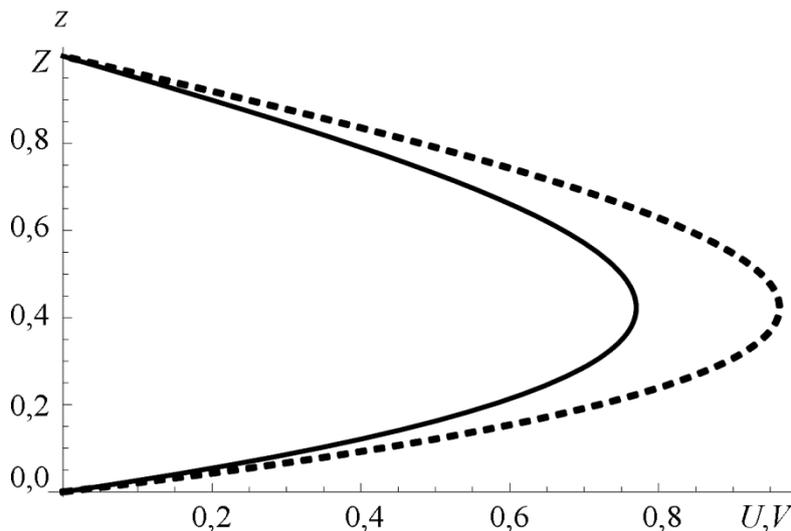


Рис. 1. Профили проекций U (сплошная линия) и V (пунктирная линия) вектора скорости при $\psi = 2$; $\gamma = 2,5$

В силу указанных обстоятельств получается, что годографом вектора скорости будет отрезок, лежащий на одной из горизонтальных осей (если ψ или γ равно нулю) или на прямой общего вида (в противном случае), но в обоих случаях обязательно одним из концов данного отрезка будет начало координат. При этом через любую точку указанного отрезка (кроме второго его конца) годограф проходит дважды (рис. 2).

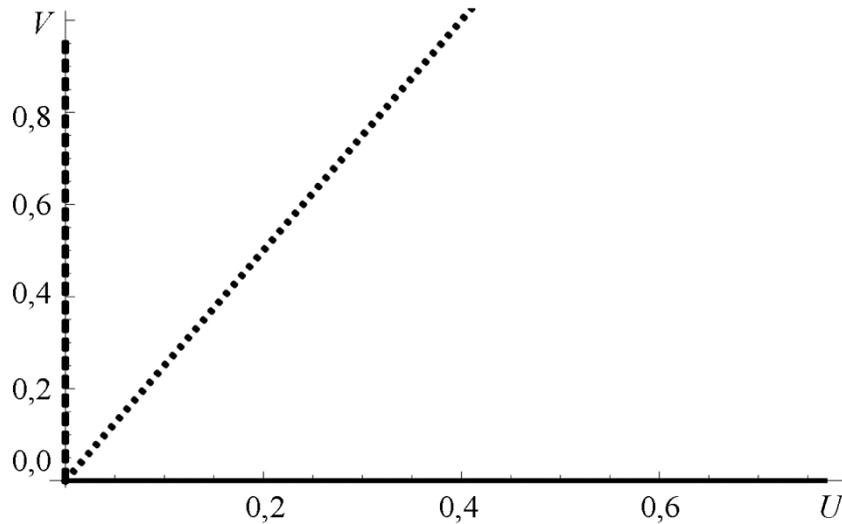


Рис. 2. Годографы вектора скорости при $\psi = 2; \gamma = 0$ (сплошная линия); при $\psi = 0; \gamma = 2,5$ (штриховая линия) и при $\psi = 2; \gamma = 5$ (пунктирная линия)

5. Исследование свойств поля касательных напряжений

Рассмотрим теперь, какими свойствами обладает поле касательных напряжений, порождаемой скоростями (7). Компоненты тензора касательных напряжений согласно [51–54] определяются по формулам:

$$\begin{aligned} \tau_{xy} = \tau_{yx} &= \eta \left(\frac{\partial V_x}{\partial y} + \frac{\partial V_y}{\partial x} \right); \\ \tau_{xz} = \tau_{zx} &= \eta \left(\frac{\partial V_x}{\partial z} + \frac{\partial V_z}{\partial x} \right); \\ \tau_{yz} = \tau_{zy} &= \eta \left(\frac{\partial V_y}{\partial z} + \frac{\partial V_z}{\partial y} \right), \end{aligned}$$

где η – коэффициент динамической вязкости. С учетом структуры поля скорости (2) ненулевыми будут только два касательных напряжения:

$$\begin{aligned} \tau_{xz} &= \eta \frac{\partial U}{\partial z} = \frac{\eta}{h} \frac{\partial U}{\partial Z} = \frac{\psi \eta}{h} (3Z^2 - 6Z + 2); \\ \tau_{yz} &= \eta \frac{\partial V}{\partial z} = \frac{\eta}{h} \frac{\partial V}{\partial Z} = \frac{\gamma \eta}{h} (3Z^2 - 6Z + 2). \end{aligned} \tag{8}$$

Очевидно, что касательные напряжения (8) обращаются в нуль одновременно, т. е. одновременно меняют тип с растягивающего на сжимающее (или наоборот). Кроме того, это происходит не более двух раз, так как обе функции (8) являются квадратичными параболой. И только одна из этих точек – точка

$$Z_* = \frac{3 - \sqrt{3}}{3} = 1 - \frac{\sqrt{3}}{3} \approx 0,42265 -$$

будет принадлежать рассматриваемому слою жидкости (рис. 3). Эта точка соответствует локальному, экстремуму, который является глобальным на области течения. В точке экстремума, расположенной ближе к нижней границе слоя, скорости жидкости принимают значения:

$$U(Z_*) = \psi \left(\frac{3-\sqrt{3}}{3} \right) \left(-2+1-\frac{\sqrt{3}}{3} \right) \left(-1+1-\frac{\sqrt{3}}{3} \right) = \psi \left(\frac{3-\sqrt{3}}{3} \right) \left(1+\frac{\sqrt{3}}{3} \right) \frac{\sqrt{3}}{3} =$$

$$= \psi \left(\frac{3-\sqrt{3}}{3} \right) \left(\frac{3+\sqrt{3}}{3} \right) \frac{\sqrt{3}}{3} = \psi \left(\frac{9-3}{9} \right) \frac{\sqrt{3}}{3} = \frac{2\sqrt{3}}{9} \psi$$

и соответственно

$$V(Z_*) = \frac{2\sqrt{3}}{9} \gamma.$$

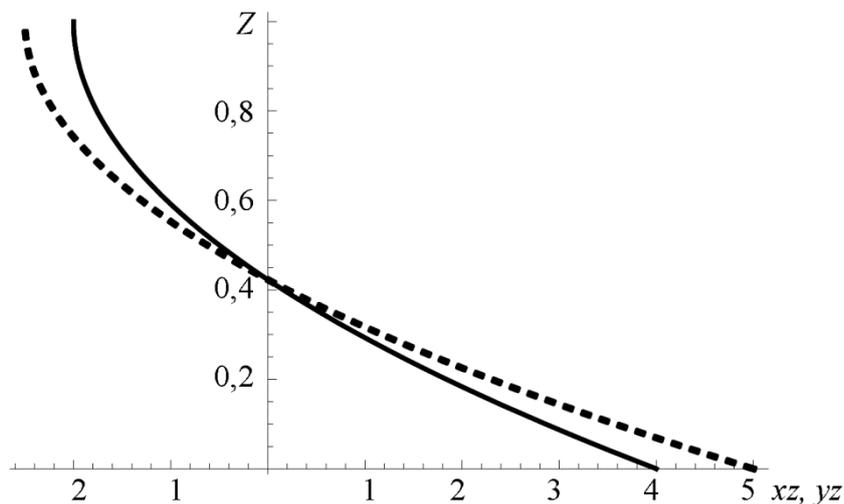


Рис. 3. Профили касательных напряжений τ_{xz} (сплошная линия) и τ_{yz} (пунктирная линия) при $\psi = 2$; $\gamma = 2,5$

Обратим внимание на следующее обстоятельство:

$$rot\mathbf{V} = \begin{vmatrix} \mathbf{i} & \mathbf{j} & \mathbf{k} \\ \frac{\partial}{\partial x} & \frac{\partial}{\partial y} & \frac{\partial}{\partial z} \\ V_x & V_y & V_z \end{vmatrix} = \begin{vmatrix} \mathbf{i} & \mathbf{j} & \mathbf{k} \\ \frac{\partial}{\partial x} & \frac{\partial}{\partial y} & \frac{\partial}{\partial z} \\ U & V & 0 \end{vmatrix} = \frac{\partial V}{\partial z} \mathbf{i} - \frac{\partial U}{\partial z} \mathbf{j} = \frac{\tau_{yz}}{\eta} \mathbf{i} - \frac{\tau_{xz}}{\eta} \mathbf{j}.$$

Другими словами, ненулевые компоненты вектора завихренности $\mathbf{\Omega} = rot\mathbf{V}$ с точностью до постоянного множителя совпадают с касательными напряжениями τ_{xz} и τ_{yz} . Как было показано выше, в точке Z_* оба напряжения одновременно принимают нулевое значение. Это означает, что в подслое Z_* течение становится безвихревым (вырождение в потенциальное).

6. Анализ свойств удельной кинетической энергии

Удельная кинетическая энергия

$$E_k = \frac{\rho}{2}(V_x^2 + V_y^2) = \frac{\rho}{2}(U^2 + V^2),$$

очевидно, обращается в нуль только тогда, когда становятся равными нулю обе скорости U, V одновременно. Это происходит только на обеих границах рассматриваемого слоя и нигде более. При этом она не равна тождественно нулю. Это означает, что у кинетической энергии имеются точки экстремума. Найдем их:

$$\frac{dE_k}{dZ} = \frac{\rho}{2} \left(2U \frac{dU}{dZ} + 2V \frac{dV}{dZ} \right) = \rho \left(U \frac{\tau_{xz} h}{\eta} + V \frac{\tau_{yz} h}{\eta} \right) = \frac{\rho h}{\eta} (U \tau_{xz} + V \tau_{yz}).$$

Подставим в правую часть последнего равенства решение (7) для компонент поля скорости и выражения (8) для отвечающих им напряжений:

$$\frac{dE_k}{dZ} = \frac{\rho h}{\eta} (\psi^2 + \gamma^2) Z^2 (-2 + Z)(-1 + Z)(3Z^2 - 6Z + 2).$$

Таким образом, получаем, что точками экстремума кинетической энергии E_k являются либо границы слоя, либо точка

$$Z_* = \frac{3 - \sqrt{3}}{3},$$

где обращаются в нуль оба касательных напряжения (рис. 4).

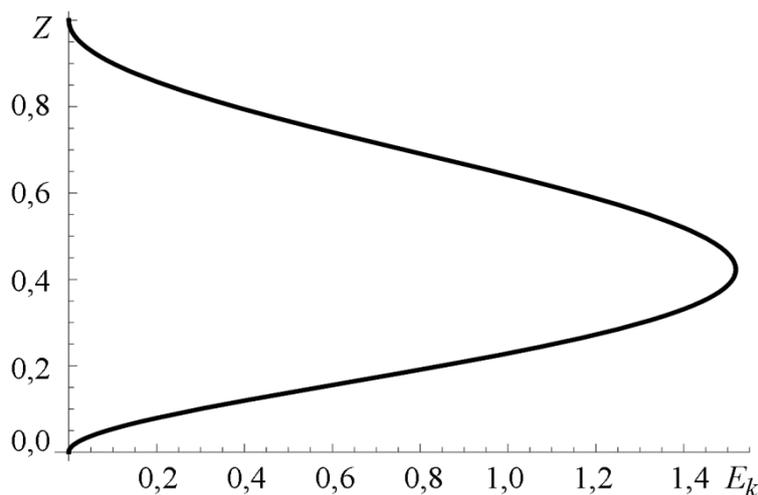


Рис. 4. Профиль кинетической энергии E_k при $\psi = 2$; $\gamma = 2,5$

7. Анализ средней скорости течения

Одной из характеристик течения помимо проанализированных выше, является его средняя скорость. С точностью до константы, отвечающей площади сечения, через которое проходит жидкость, средняя скорость совпадает с расходом жидкости.

Расход жидкости Q_x в направлении оси Ox определяется следующим интегралом:

$$Q_x = \int_0^1 U(Z) dZ = \psi \int_0^1 [Z(-2+Z)(-1+Z)] dZ = \psi \int_0^1 [Z^3 - 3Z^2 + 2Z] dZ = \psi \left[\frac{Z^4}{4} - Z^3 + Z^2 \right]_0^1 = \frac{\psi}{4}.$$

Аналогичным образом рассчитывается расход жидкости в направлении оси Oy :

$$Q_y = \int_0^1 V(Z) dZ = \gamma \int_0^1 [Z(-2+Z)(-1+Z)] dZ = \frac{\gamma}{4}.$$

Таким образом, средняя скорость потока в обоих направлениях оказывается прямо пропорциональна величине горизонтальных градиентов концентрации a и b , определяющих значения ψ и γ .

Заметим, что если в последних двух выражениях положить $\psi = \gamma = 0$, расход жидкости в обоих горизонтальных направлениях будет нулевым. Именно ввиду этого обстоятельства построенное решение (7) можно рассматривать как обобщение классического течения Бириха–Остроумова [26, 27]. С другой стороны, в случае $\psi = \gamma = 0$ обе проекции вектора скорости, определяемые формулами (7), оказываются тождественно нулевыми и движение жидкости как таковое отсутствует. Таким образом, необходимым условием существования концентрационного течения, отвечающего поставленным краевым условиям (5) и (6), является условие ненулевого расхода жидкости.

8. Заключение

В статье представлено обобщение течения Бириха–Остроумова на случай неоднородных диффузионных течений при неоднородном распределении поля концентрации на верхней границе рассматриваемого горизонтального слоя. Полученное точное решение описанной краевой задачи неспособно описывать возникновение зон с обратным течением, но отражает наблюдаемый в жидкости эффект попеременного усиления/ослабления скоростей течения в выделенных направлениях. Отличительной особенностью построенного решения является возможность управления числом точек стратификации поля касательных напряжений, определяемых по точному решению для скоростей течения. Максимальное число зон, на которое расслаивается поле напряжений, равно двум. В одной из них напряжение является растягивающим, во второй – сжимающим. Проведенный анализ показал, что если точки стратификации обоих касательных напряжений совпадают, то эта точка будет определять экстремум кинетической энергии.

Литература

1. Зуев А. Л., Костарев К. Г. Экспериментальное исследование особенностей концентрационно-капиллярной конвекции // Вестник Пермского научного центра УрО РАН. – 2009. – № 4. – С. 4–15.
2. Концентрационная конвекция, инициируемая затопленным источником ПАВ / Р. В. Бирих, Е. С. Мазунина, А. И. Мизев, Р. Н. Рудаков // Конвективные течения. – 2009. – № 4. – С. 063–084.
3. Евстратова К. И., Купина Н. А., Малахова Е. Е. Физическая и коллоидная химия. – М.: Высшая школа, 1990. – 487 с.
4. Петров Н. Х. Исследование процессов выборочной сольватации в бинарных растворителях методами флуоресцентной спектроскопии // Химия высоких энергий. – 2006. – Т. 40, № 1. – С. 25–39.

5. Гуревич А. Е., Капченко Л. Н., Кругликов Н. М. Теоретические основы нефтяной гидрогеологии. – Л. : Недра, 1972. – 272 с.
6. Петров Т. Г., Трейвус Е. Б., Касаткин А. П. Выращивание кристаллов из растворов. – Л. : Недра, 1983. – 200 с.
7. Карцев А. А. Гидрогеология нефтяных и газовых месторождений. – 2-е изд., перераб. и доп. – М. : Недра, 1972. – 280 с.
8. Аристов С. Н., Просвирыков Е. Ю., Спевак Л. Ф. Нестационарная слоистая тепловая и концентрационная конвекция Марангони вязкой несжимаемой жидкости // Вычислительная механика сплошных сред. – 2015. – Т. 8, № 4. – С. 445–456. – DOI: 10.7242/1999-6691/2015.8.4.38.
9. Бесчастнов М. В., Соколов В. М., Кац М. И. Аварии в химических производствах и меры их предупреждения. – М. : Химия, 1976. – 368 с.
10. Пряников В. И. Техника безопасности в химической промышленности. – М. : Химия, 1989. – 288 с.
11. Сургучев М. Л., Желтков Ю. В., Симкин Э. М. Физико-химические микропроцессы в нефтегазоносных пластах. – М. : Недра, 1984. – 215 с.
12. Walmsley H. L. The calculation of the electrostatic potentials that occur when tanks are filled with charged liquids // J. Electrostatics. – 1991. – Vol. 26. – P. 201–226. – DOI: 10.1016/0304-3886(91)90016-9.
13. Walmsley H. L. Threshold potentials and discharge charge transfers for the evaluation of electrostatic hazards in road-tanker loading // J. Electrostatics. – 1991. – Vol. 26. – P. 157–174. – DOI: 10.1016/0304-3886(91)90013-6.
14. Walmsley H. L., Mills J. S. Electrostatic ignition hazards in road tanker loading: Part 1 // J. Electrostatics. – 1992. – Vol. 28. – P. 61–88. – DOI: 10.1016/0304-3886(92)90028-R.
15. Walmsley H. L., Gregory K. E. Electrostatic ignition hazards in road tanker loading: Part 2 // J. Electrostatics. – 1992. – Vol. 28. – P. 99–124. – DOI: 10.1016/0304-3886(92)90065-2.
16. Walmsley H. L., Gregory K. E. Electrostatic ignition hazards in road tanker loading: Part 3 // J. Electrostatics. – 1992. – Vol. 28. – P. 125–48. – DOI: 10.1016/0304-3886(92)90066-3.
17. Fung P., Chen H., Touchard G. G., Radke C. J. A nonlinear corrosion double layer model for laminar flow electrification of hydrocarbon liquids in long metal pipes // J. Electrostatics. – 1997. – Vol. 40. – P. 45–54. – DOI: 10.1016/S0304-3886(97)00013-2.
18. Гершуни Г. З., Жуховицкий Е. М. Конвективная устойчивость несжимаемой жидкости. – М. : Наука, 1972. – 392 с.
19. Рыжков И. И., Степанова И. В. Групповые свойства и точные решения модели вибрационной конвекции бинарной смеси // Прикладная механика и техническая физика. – 2011. – Т. 52, № 4. – С. 72–83.
20. Бурмашева Н. В., Просвирыков Е. Ю. Точное решение для установившихся конвективных концентрационных течений типа Куэтта // Вычислительная механика сплошных сред. – 2020. – Т. 13, № 3. – С. 337–349. – DOI: 10.7242/1999-6691/2020.13.3.27.
21. Lin C. C. Note on a class of exact solutions in magneto-hydrodynamics // Arch. Rational Mech. Anal. – 1957. – Vol. 1. – P. 391–395. – DOI: 10.1007/BF00298016.
22. Сидоров А. Ф. О двух классах решений уравнений механики жидкости и газа и их связи с теорией бегущих волн // Прикл. мех. и техн. физ. – 1989. – № 2. – С. 34.
23. Аристов С. Н., Просвирыков Е. Ю., Новый класс точных решений уравнений термодиффузии // Теоретические основы химической технологии. – 2016. – Т. 50, № 3. – С. 294–301. – DOI: 10.7868/S0040357116030027.
24. Burmasheva N. V., Prosviryakov E. Yu. On Marangoni shear convective flows of inhomogeneous viscous incompressible fluids in view of the Soret effect // Journal of King Saud University – Science. – 2020. – Vol. 32, iss. 8. – P. 3364–3371. – DOI: 10.1016/j.jksus.2020.09.023.

25. Князев Д. В. Плоские течения вязкой бинарной жидкости между подвижными твердыми границами // Прикладная механика и техническая физика. – 2011. – Т. 52, № 2 (306). – С. 66–72.
26. Остроумов Г. А. Свободная конвекция в условиях внутренней задачи. – М. : Гос. изд-во технико-теорет. лит-ры, 1952. – 256 с.
27. Бирих Р. В. О термокапиллярной конвекции в горизонтальном слое жидкости // ПМТФ. – 1966. – № 3. – С. 69–72.
28. Su T. C. Obtaining the exact solutions of the Navie – Stokes equations // International journal of non-linear mechanics. – 1985. – Vol. 20, No. 1. – P. 9–19.
29. Петров А. Г. Точное решение уравнений Навье–Стокса в слое жидкости между движущимися параллельно пластинами // Прикладная механика и техническая физика. – 2012. – Т. 53, № 5. – С. 13–18.
30. Пухначев В. В. Симметрии в уравнениях Навье–Стокса // Успехи механики. – 2006. – Т. 4, № 1. – С. 6–76.
31. Riabouchinsky D. Quelques considerations sur les mouvements plans rotationnels d' un liquide // C. R. Hebdomadaires Acad. Sci. – 1924. – Vol. 179. – P. 1133–1136.
32. Пухначев В. В. Групповые свойства уравнений Навье–Стокса в плоском случае // ПМТФ. – 1960. – № 1. – С. 83–90.
33. Аристов С. Н., Князев Д. В., Полянин А. Д. Точные решения уравнений Навье–Стокса с линейной зависимостью компонент скорости от двух пространственных переменных // Теорет. основы хим. технологии. – 2009. – Т. 43, № 5. – С. 547–566.
34. Просвирыков Е. Ю. Точные решения трехмерных потенциальных и завихренных течений Куэтта вязкой несжимаемой жидкости // Вестник НИЯУ МИФИ. – 2015. – Т. 4, № 6. – С. 501–506. – DOI: 10.1134/S2304487X15060127.
35. Polyanin A. D., Zhurov A. I. Integration of linear and some model non-linear equations of motion of incompressible fluids // International Journal of Non-Linear Mechanics. – 2013. – Vol. 49. – P. 77–83. – DOI: 10.1016/j.ijnonlinmec.2012.08.004.
36. Ludlow D. K., Clarkson P. A., Bassom A. Nonclassical symmetry reductions of the three-dimensional incompressible Navier–Stokes equations // Journal of Physics A General Physics. – 1999. – Vol. 31, No. 39. – 7965. – DOI: 10.1088/0305-4470/31/39/012.
37. Аристов С. Н., Полянин А. Д. Точные решения трехмерных нестационарных уравнений Навье–Стокса // Доклады АН. – 2009. – Т. 427, № 1. – С. 35–40.
38. Пухначев В. В. Симметрии в уравнениях Навье–Стокса // Успехи механики. – 2006. – № 6. – С. 3–76.
39. Кузнецова Ю. Л., Скульский О. И., Пышнограй Г. В. Течение нелинейной упруговязкой жидкости в плоском канале под действием заданного градиента давления // Вычислительная механика сплошных сред. – 2010. – Т. 3, № 2. – С. 55–69.
40. Аристов С. Н., Скульский О. И. Точное решение задачи течения шестиконстантной модели жидкости Джеффриса в плоском канале // Прикл. мех. и технич. физика. – 2002. – Т. 43, № 6. – С. 39–45.
41. Князев Д. В., Колпаков И. Ю. Точные решения задачи о течении вязкой жидкости в цилиндрической области с меняющимся радиусом // Нелинейная динамика. – 2015. – Т. 11, № 1. – С. 89–97.
42. Гончарова О. Н., Резанова Е. В., Люлин Ю. В., Кабов О. А. Изучение конвективных течений жидкости и спутного потока газа с учетом испарения // Теплофизика высоких температур. – 2017. – Т.55, № 6. – С. 720–732. – DOI: 10.7868/S0040364417060072.
43. Бурмашева Н. В., Просвирыков Е. Ю. Крупномасштабная слоистая стационарная конвекция вязкой несжимаемой жидкости под действием касательных напряжений на верхней

- границе. Исследование поля скоростей // Вестн. Сам. гос. техн. ун-та. Сер. Физ.-мат. науки. – 2017. – Т. 21, № 1. – С. 180–196. – DOI: 10.14498/vsgtu1527.
44. Burmasheva N. V., Prosviryakov E. Yu. Temperature field investigation in layered flows of a vertically swirling viscous incompressible fluid under two thermocapillar forces at a free boundary // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2019. – Iss. 1. – P. 6–42. – DOI: 10.17804/2410-9908.2019.1.006-042.
45. Burmasheva N. V., Larina E. A., Prosviryakov E. Yu. Unidirectional convective flows of a viscous incompressible fluid with slippage in a closed layer // *AIP Conference Proceedings*. – 2019. – Vol. 2176. – 030023. – DOI: 10.1063/1.5135147.
46. Бурмашева Н. В., Просвирыков Е. Ю. Термокапиллярная конвекция вертикально завихренной жидкости // *Теоретические основы химической технологии*. – 2020. – Т. 54, № 1. – С. 114–124. – DOI: 10.31857/S0040357119060034.
47. Бурмашева Н. В., Просвирыков Е. Ю. Точное решение уравнений Навье–Стокса, описывающее пространственно неоднородные течения вращающейся жидкости // *Труды института математики и механики УрО РАН*. – 2020. – Т. 26, № 2. – С. 79–87. – DOI: 10.21538/0134-4889-2020-26-2-79-87.
48. Burmasheva N. V., Larina E. A., Prosviryakov E. Yu. Unidirectional convective flow of viscous incompressible fluid in a closed horizontal layer with the perfect slip condition // *AIP Conference Proceedings*. – 2020. – Vol. 2315. – 020010. – DOI: 10.1063/5.0036714.
49. Burmasheva N. V., Privalova V. V., Prosviryakov E. Y. Layered Marangoni convection with the Navier slip condition // *Sādhanā*. – 2021. – Vol. 46 (1). – 55. – DOI: 10.1007/s12046-021-01585-5.
50. Burmasheva N. V., Prosviryakov E. Yu. Analysis of non-one-dimensional shear concentration convective flows of a viscous incompressible fluid in a plane horizontal layer with motionless boundaries // *AIP Conference Proceedings*. – 2020. – Vol. 2315. – 020007. – DOI: 10.1063/5.0036710.
51. Седов Л. И. *Механика сплошной среды*. Том 1. – М. : Наука, 1970. – 492 с.
52. Трусделл К. *Первоначальный курс рациональной механики сплошных сред*. – М. : Наука, 1975. – 592 с.
53. Валландер С. В. *Лекции по гидроаэромеханике*. Учеб. пособие. – Л. : Изд-во Ленингр. ун-та, 1978. – 296 с.
54. Покровский В. Н. *Статистическая механика разбавленных суспензий*. – М. : Наука, 1978. – 136 с.