
Diagnostics, Resource and Mechanics *of materials and structures*

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

Editorial Council

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

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

Editorial Board

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

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

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

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

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

Редакционный совет:

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

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

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

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

Грум Янез, Ph.D, (Республика Словения)

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Шао Вэнь-чжу, профессор (Китай)

Редакционная коллегия:

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Верстакова Елена Евгеньевна – редактор перевода текста на английский язык

Циклина Ирина Михайловна – редактор текста

Гариева Анна Валерьевна – верстальщик текста

Торлопова Галина Викторовна – помощник редактора

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

Адрес редакции:

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

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

e-mail: dream-journal@mail.ru

<http://dream-journal.org>

CONTENTS

Shubina A. N., Babailov N. A. Modeling the radial forging of hollow ingots in multi-die units.	6
Burmasheva N. V., Prosviryakov E. Yu. Exact solutions for natural convection of layered flows of a viscous incompressible fluid with specified tangential forces and the linear distribution of temperature on the layer boundaries.	16
Belyaev A. K., Mansyrev D. E., Polyanskiy V. A., Polyanskiy A. M., Tretyakov D. A., Yakovlev Yu. A. Boundary layer of hydrogen concentration under plastic deformation.	32
Filin S. A., Rogalin V. E., Kaplunov I. A., Tretiakov S. A. A brief review of methods for increasing the service life of laser metal optics.	44
Pushin V. G., Muryshev E. Yu., Belosludtseva E. S., Kuranova N. N., Pushin A. V., Svirid A. E., Uksusnikov A. N. The features of structural-phase transformations in the 12Kh18N10T stainless steel subjected to high-frequency hydrodynamic effects under high pressure.	52
Pugacheva N. B., Khudorozhkova Yu. V., Trushina E. B., Gerasimova A. V., Antenorova N. P. Reasons for cracking of die-forged CuZn34Mn3Al2FeNi brass blanks.	61
Panin S. V., Marushchak P. O., Vlasov I. V., Eremin A. V., Byakov A. V., Syromyatnikova A. S., Stankevich R. Structure and fatigue durability of 09Mn2Si pipe steel after long-term operation in far north conditions.	81

СОДЕРЖАНИЕ

Шубина А. Н., Бабайлов Н. А. Моделирование радиальной ковки полый заготовки в многобойковых блоках.	6
Бурмашева Н. В., Просвиряков Е. Ю. Точные решения для естественной конвекции слоистых течений вязкой несжимаемой жидкости при задании тангенциальных сил и линейного распределения температуры на границах слоя.	16
Беляев А. К., Мансырев Д. Э., Полянский В. А., Полянский А. М., Третьяков Д. А., Ю. А. Яковлев Пограничный слой концентрации водорода при пластической деформации.	32
Филин С. А., Рогалин В. Е., Каплунов И. А., Третьяков С. А. Краткий обзор методов повышения ресурса лазерной металлооптики.	44
Пушин В. Г., Мурышев Е. Ю., Белослудцева Е. С., Куранова Н. Н., Пушин А. В., Свирид А. Э., Уксусников А. Н. Особенности структурно-фазовых превращений в нержавеющей стали 12X18H10T, подвергнутой высокочастотному гидродинамическому воздействию под высоким давлением.	52
Пугачева Н. Б., Худорожкова Ю. В., Трушина Е. Б., Герасимова А. В., Антенорова Н. П. Причины растрескивания штампованных заготовок из латуни ЛМцАЖН.	61
Panin S. V., Marushchak P. O., Vlasov I. V., Eremin A. V., Byakov A. V., Syromyatnikova A. S., Stankevich R. Structure and fatigue durability of 09Mn2Si pipe steel after long-term operation in far north conditions.	81

MODELING THE RADIAL FORGING OF HOLLOW INGOTS IN MULTI-DIE UNITS

A. N. Shubina, N. A. Babailov*

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

*Corresponding author. E-mail: babailov@imach.uran.ru
Address for correspondence: 34, ul. Komsomolskaya, 620049, Ekaterinburg, Russian Federation
Tel.: +7 (343) 375 35 96; fax: +7 (343) 374 53 30

The paper reports on the results of modeling the swaging of hollow preforms in a multi-die forging unit. The deformation of a continuously cast hollow preform produced by casting-deformation modules to be rolled, e.g. in multi-roll mills, is studied. To estimate the adequacy of the theoretical model of forming in the deformation of the hollow preform, we studied the deformation of the preform on model materials, particularly, with the use of lead. Critical strain is determined, i. e. the strain at the moment of hollow closing to obtain a solid billet. The main parameters affecting critical reduction are the initial geometry of the hollow ingot and the relative feed of the ingot into the dies. The ingots are deformed on a special experimental 8-die unit providing a closed deformation zone in the whole interval when the dies close up. The device is designed to model swaging of preforms made of a model material, up to 45 mm in diameter. The deformation is performed by radial swaging with displacement. The processing of the experimental data by regression analysis offers the values of the coefficients of approximating equations for the obtained experimental data. The experimental data are compared with the calculation results for a mathematical model of hollow ingot deformation, based on Kolmogorov's variational method. The use of the Fisher criterion demonstrates a good agreement of the measurement results with the theoretical data obtained from mathematical models.

Keywords: continuously cast ingot, multi-die unit, swaging, modeling material, critical reduction.

DOI: 10.17804/2410-9908.2017.4.006-015

References

1. Korshunov E.A., Kobayakov N.S., Kostrov V.P., Melnikov E.V. Continuous casting and combined metal processing with a repeated upward billet discharge from the mold. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya*, 1987, no. 10, pp. 140–141. (In Russian).
2. Burkin S.P., Korshunov E.A., Shakhpazov E.Kh., Smirnov V.K., Babailov N.A., Loginov Yu.N. Minimization of consumable power during manufacturing the steel rolled products in the casting-and-deforming modules. *Stal*, 1996, no. 6, pp. 29–33. (In Russian).
3. Bourkine S.P., Loginov Y.N., Shimov V.V., Babailov N.A. Energy analysis of a through-put radial forging machine. *Journal of Materials Processing Technology*, 1999, vol. 86, iss. 1–3, pp. 291–299. DOI: 10.1016/S0924-0136(98)00319-7.
4. Bourkin S.P., Korshunov E.A., Loginov Y.N., Mironov G.V. A method of production of steel and the unit for its implementation. *RU Patent 2133650*, 1999. (In Russian).
5. Bourkin S.P., Mironov G.V., Korshunov E.A., Loginov Y.N. Metal complex to produce. *RU Patent 2106930*, 1998. (In Russian).
6. Burkin S.P., Korshunov E.A., Shimov V.V., Babailov N.A., Andryukova E.A. *Razrabotka mashin i tekhnologiy metallurgii pri innovatsionnom riske* [Development of Machinery and Technologies of Metallurgy with Innovation Risk, S.P. Burkin, ed.: Textbook]. Ekaterinburg, UrFU Publ, 2010, 498 p. (In Russian).

7. Volodin A.M., Lazorkin V.A., Petrov N.P., Nikitin V.V. Four-die forging apparatus. *RU Patent 2314175*, 2008, Bul. no. 1. (In Russian).
8. Volodin A.M., Lazorkin V.A. On the advantage of bar forging on a hydraulic forging presses in four-die forging devices. *Kuznechno-Shtampovochnoe Proizvodstvo. OMD*, 2009, no. 11, pp. 17–23. (In Russian).
9. *Kovka na radialno-obzhimnykh mashinakh* [V.A. Tyurin, V.A. Lazorkin, I.A. Pospelov, G.P. Flakhovsky, eds. Forging on Radial-Swaging Machines]. M., Mashinostroenie, 1990, 256 p. (In Russian).
10. Kolmogorov V.L. *Mekhanika obrabotki metallov davleniem* [Mechanics of Metal Forming]. Ekaterinburg, UGTU–UPI Publ., 2001, 836 p. (In Russian).
11. Burkin S.P., Babailov N.A. Studying the forming of a hollow continuously cast billet. *Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya*, 1997, no. 9, pp. 40–44. (In Russian).
12. Burkin S.P., Babailov N.A. Energy and force parameters of a hollow billet under radial swaging. *Kuznechno-Shtampovochnoe Proizvodstvo*, 1997, no. 8, pp. 8–10. (In Russian).
13. Babailov N.A., Bourkin S.P. The mathematical model of radial forging of a hollow continuously cast ingot. In: R.J. Furness et al. eds. *Proceedings of the ASME Manufacturing Engineering Division, MED*, vol. 11, NY, ASME, 2000, pp. 515–522.
14. Babailov N.A., Burkin S.P., Loginov Yu.N. On the determination of strain resistance in radial swaging by a multi-die unit. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya*, 1998, no. 6, pp. 31–32. (In Russian).
15. Babailov N.A., Loginov Yu.N. Forging press block having a yoke with a rotary drive. *RU Patent 2016131011*, 2017, Bul. no. 20. (In Russian).
16. Kassandrova O.N., Lebedev V.V. *Obrabotka rezultatov nabludeniy* [Processing of Observation Results]. M., Nauka Publ., 1970, 104 p. (In Russian).

Подана в журнал: 17.08.2017

УДК 621.73.012

DOI: 10.17804/2410-9908.2017.4.006-015

МОДЕЛИРОВАНИЕ РАДИАЛЬНОЙ КОВКИ ПОЛОЙ ЗАГОТОВКИ В МНОГОБОЙКОВЫХ БЛОКАХ

А. Н. Шубина, Н. А. Бабайлов*

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

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

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

Тел.: +7 (343) 375–35–96; факс: +7 (343) 374–53–30

В статье представлены результаты моделирования протяжки полых заготовок в многобойковом ковочном блоке. Исследуется процесс деформации непрерывно-литой полый заготовки, получаемой на литейно-деформационных модулях, с целью дальнейшей прокатки, например, в многовалковых прокатных станах. Для оценки адекватности теоретической модели формоизменения при деформации полый заготовки проведено исследование деформации заготовки на модельных материалах, в частности с использованием свинца. В работе определялась критическая степень деформации – момент заковки полости заготовки (или смыкания стенок заготовки), с целью получения сплошной заготовки. Основные параметры, влияющие на критическое обжатие – начальная геометрия полый заготовки и относительная подача заготовки в бойки блока. Деформация заготовок была осуществлена на специальном 8-бойковом экспериментальном блоке, который обеспечивает замкнутый очаг деформации во всем интервале при смыкании бойков. Это устройство предназначено для моделирования проходной радиальной ковки заготовок из модельного материала с диаметром до 45 мм. При деформации заготовки осуществляется процесс радиального обжатия со сдвигом. При обработке опытных данных с помощью методов регрессионного анализа получены значения коэффициентов аппроксимирующих уравнений для полученных экспериментальных данных. Приведено сравнение опытных данных с расчетными результатами для математической модели деформации полый заготовки на основе вариационного метода В.Л. Колмогорова. Использование критерия Фишера в данной работе показало хорошую сходимость полученных результатов измерений и полученных теоретических данных на основе математических моделей.

Ключевые слова: непрерывно-литая заготовка, многобойковый блок, проходная радиальная ковка, протяжка, заковка полости, модельный материал, критическое обжатие.

1. Введение

В настоящее время актуальным направлением развития металлургических технологий является использование ресурсосберегающих совмещенных процессов литья и пластической деформации заготовок [1–7], а также создание литейно-деформационных агрегатов (модулей) различного состава и конструкции. Такие технологии и машины позволяют значительно уменьшить расход энергии на вторичный нагрев металла заготовок перед пластической деформацией, а также повысить производительность процессов обработки металлов давлением (например, ковки, прокатки и др.).

В работе рассмотрен вопрос изготовления сплошной заготовки из полый непрерывно-литой заготовки для последующей сортовой прокатки в многовалковых прокатных блоках. В литературе известны конструкции машин и технологические особенности ковки на радиально-обжимных машинах (РОМ) или радиально-ковочных машинах (РКМ) [8–10]. В лите-

ратуре также рассматривается деформация заготовки при сочленении машин непрерывного литья заготовок с РОМ или РКМ, имеющих в своей конструкции 4 и более бойков.

В работе исследован процесс получения сплошной заготовки методом проходной многобойковой ковки на плоских бойках. Непрерывно-литая полая заготовка получается разливкой вверх [3] с целью получения качественного коркового мелкозернистого металла. В дальнейшем кованая заготовка предназначена для последующей непрерывной прокатки.

Для определения формоизменения полой заготовки ранее получены решения с использованием математической модели, разработанной на основе вариационного метода В.Л. Колмогорова [11]. В работах [12, 13, 14] на основе минимума полной мощности деформации определено перераспределение металла между радиальным и осевым направлением, изменение толщины стенки полой заготовки (утонение или утолщение) и критическое обжатие, т. е. момент заковки полости заготовки (смыкание стенок заготовки).

2. Материал и методика

В работе представлены результаты физического моделирования заковки полости непрерывно-литой заготовки из модельного материала. Известно, что свинцовые сплавы являются широко используемым модельным материалом в обработке металлов давлением при моделировании горячей деформации стали и др. материалов. Эксперименты выполнены на полых цилиндрических образцах с концентрическим отверстием. Образцы изготавливались из предварительно прессованной заготовки диаметром 18 мм (из свинца марки С1 по ГОСТ 3778-98 «Свинец. Технические условия»). Длина заготовки после поперечной разрезки прутка составляла от 80 до 100 мм. Для снижения эксцентриситета внутреннее отверстие в заготовке изготовлено сверлением на токарном станке.

Исследованы особенности заковки полости заготовки в зависимости от следующих относительных параметров процесса:

- геометрического параметра сечения полой заготовки $k = D_0/d_0$, зависящего от начальных размеров заготовки;
- относительной подачи заготовки в бойки блока $l_0 = L_0/L_B$, являющейся технологическим параметром процесса ковки (протяжки), где D_0 и d_0 – наружный и внутренний диаметры полой заготовки соответственно; L_0 – подача заготовки в бойки ковочного блока; L_B – ширина плоских бойков многобойкового блока.

В работе экспериментально определена относительная деформация в момент заковки полости, или так называемое критическое обжатие, по формуле [15]:

$$q_K = (D_0 - D_{0K})/D_0, \quad (1)$$

где D_{0K} – диаметр вписанной окружности поперечного сечения образца в момент заковки полости.

Величина подачи заготовки в бойки при ковке (протяжке) ограничивается величиной обжатия заготовки (т. е. вытяжки заготовки вдоль направления деформации) и шириной плоских бойков ковочных агрегатов. При проведении экспериментов ширина бойков лабораторной установки может варьироваться за счет использования сменных накладок бойков.

Деформация полой (трубчатой) заготовки осуществляется до момента смыкания стенок заготовки (трубы) и закрытия полости, схема процесса радиального обжатия полой заготовки приведена на рис. 1 а.

Экспериментальные исследования выполнены на 8-бойковом ковочном блоке, предназначенном для деформирования заготовок из модельных материалов с максимальным диаметром до 45 мм. Блок был смонтирован на универсальной испытательной машине УИМ-30 (в исследовательской лаборатории кафедры «Обработка металлов давлением» Уральского федерального университета) [15].

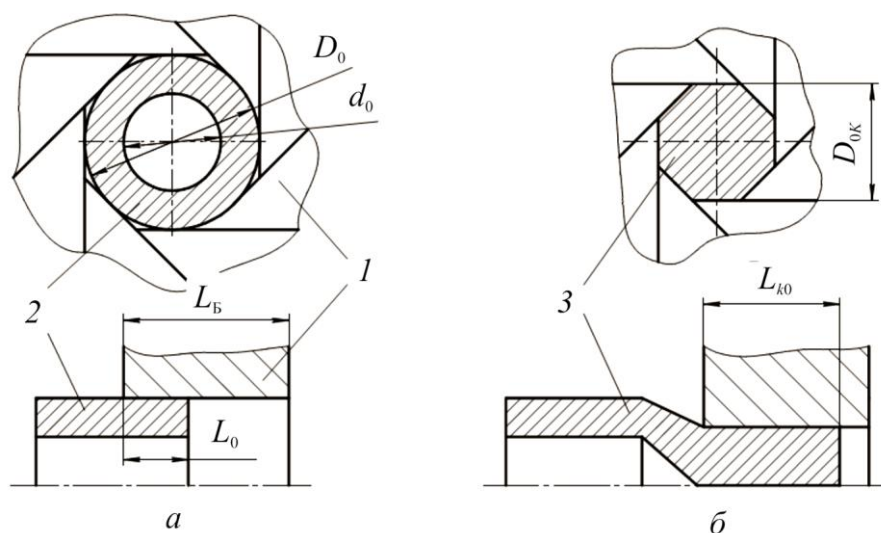


Рис. 1. Схема деформации полой заготовки до деформации (а) и после деформации (б): 1 – бойки; 2 – исходная заготовка; 3 – деформированная заготовка с закованной полостью (стрелкой показано направление подачи заготовки)

Деформация полой заготовки осуществляется до момента смыкания стенок заготовки (трубы) и закрытия полости, схема процесса приведена на рис. 1 б.

Экспериментальные исследования выполнены на 8-бойковом ковочном блоке, предназначенном для деформирования заготовок из модельных материалов с максимальным диаметром до 45 мм. Блок был смонтирован на универсальной испытательной машине УИМ-30 (в исследовательской лаборатории кафедры Обработка металлов давлением Уральского федерального университета) [15].

Многобойковый ковочный блок представлен на рис. 2. Восемь бойков (поз. 1) перемещаются по направляющим 2, закрепленным в обойме 3. Количество бойков может быть 3, 4, 6 или 8, причем большее их число нежелательно из-за высоких потерь на трение между бойками. Корпус ковочного блока устанавливается на нижнюю траверсу испытательной машины УИМ-30. Обойма 3 закрепляется на колоннах испытательной машины посредством двух специальных зажимов, состоящих из полукольца 4 и корпуса зажима 5. Корпус зажима на обойме 3 закрепляется двумя болтами.

Привод бойков осуществляется при повороте обоймы 3 относительно корпуса ковочного блока 4 за счет приложенного крутящего момента. Механизм перемещения бойков сверху закрыт накладкой, прикрепляемой к бойку 1 тремя винтами.

На рис. 2 представлена 8-бойковая экспериментальная установка для моделирования процессов проходной радиальнойковки (протяжки) заготовок [16]. Установка предназначена для радиального обжатия сплошных и полых свинцовых заготовок с наружным диаметром до 45 мм. Особенностью конструкции ковочного блока является, то, что при деформации заготовки за счет поперечного к оси подачи заготовки смещения бойков осуществляется процесс радиального обжатия со сдвигом.

Величина подачи заготовки в бойки при ковке (протяжке) ограничивается величиной обжатия заготовки (вытяжки заготовки вдоль направления деформации) и шириной бойков ковочных агрегатов. Ширина бойков блока L_b лабораторной установки может варьироваться от 18 до 40 мм за счет использования сменных накладок, которые крепятся к торцевым поверхностям бойков (поз. 1, рис. 2).

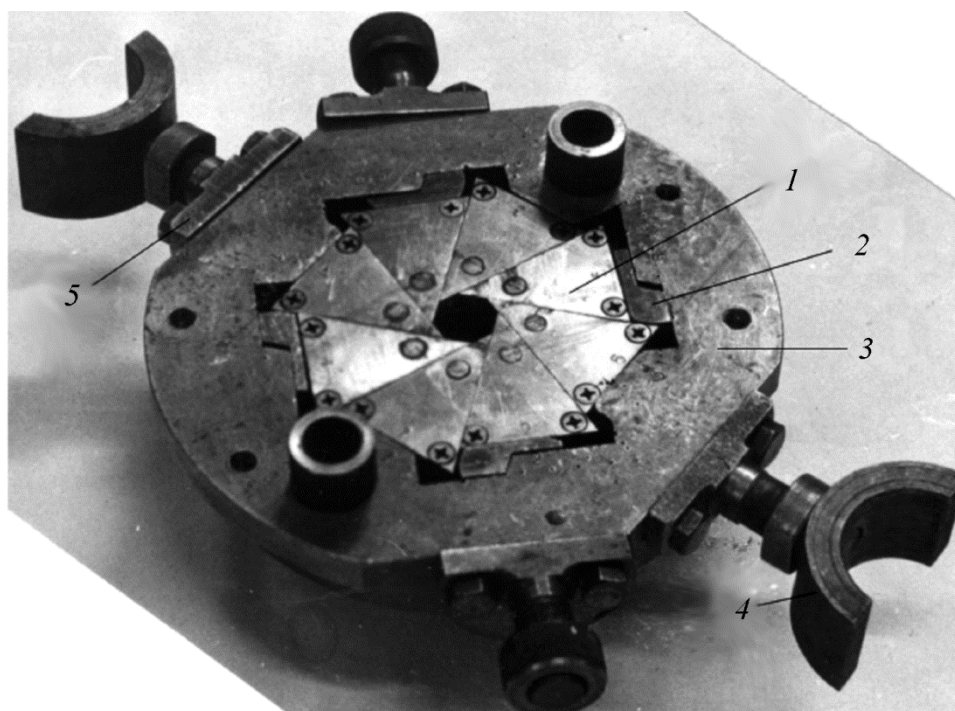


Рис. 2. 8-бойковый блок для моделирования протяжки заготовок:
1 – боек; 2 – направляющая; 3 – обойма; 4 – полукольцо; 5 – корпус зажима

3. Результаты и обсуждение

Проведены замеры начальных размеров заготовки для выбранных трех типов заготовок с концентрическим отверстием (табл. 1). Измерения выполнены при помощи штангенциркуля ШЦ 1-125 с ценой наименьшего деления, равной 0,05 мм. Для каждой заготовки выполнено по $n = 5$ замеров наружного и внутреннего диаметров заготовок. При малом количестве испытаний $n < 30$ использовано распределение Стьюдента [17]. Исключение промахов для всех результатов испытаний выполнено по критерию Пирсона.

Значения геометрического параметра сечения полой заготовки (средние значения и границы доверительного интервала для надежности $P = 0,95$ и количестве измерений, равным $n = 5$) представлены в табл. 1.

Таблица 1 – Геометрические размеры исследуемых наборов образцов и погрешности результатов измерения для $P = 0,95$ и $n = 5$

Тип образца	D_0 , мм	d_0 , мм	k
1	$18,01 \pm 0,049$	$10,01 \pm 0,053$	$0,556 \pm 0,003$
2		$8,53 \pm 0,050$	$0,472 \pm 0,003$
3		$7,34 \pm 0,038$	$0,406 \pm 0,002$

Для построения каждой точки на графиках было выполнено по 5 испытаний образцов. Образцы (для каждого набора параметров k и l_0) были продеформированы в многобойковом блоке за 3 обжатия (или шага нажатия бойков) с соответствующей подачей заготовки в бойки блока.

Деформация образцов осуществлялась до смыкания внутренней поверхности образца. Далее на строгальном станке удалять половину деформированного образца, и выполняли измерение диаметра вписанной окружности поперечного сечения образца в момент заковки полости штангенциркулем ШЦ 1-125. Выполнено по $n = 5$ замеров D_{0K} на одном образце.

На рис. 3. представлен деформированный образец с выполненными 3 этапами (шагами) обжатий заготовки после удаления половины заготовки, обозначено место измерения диаметра вписанной окружности поперечного сечения образца в момент заковки полости на 2-м шаге обжатия.



Рис. 3. Деформированный образец

Обработка результатов испытаний выполнена аналогично представленной методике с определением начальных размеров образцов: с использованием распределения Стьюдента, исключение промахов выполнено по критерию Пирсона. Результаты обработки экспериментальных данных – зависимость критического обжатия от относительной подачи заготовки для различных параметров заготовки представлены на рис. 4. На графиках приведены средние значения измеряемой величины, а штрихами – максимальное (max) и минимальное (min) значения доверительного интервала.

С использованием метода регрессионного анализа, экспериментальные результаты измерения показателя критического обжатия полой заготовки аппроксимированы следующим уравнением:

$$y = A \cdot x^B, \quad (2)$$

где A и B – коэффициенты уравнения (2), значения которых приведены в табл. 2.

На рис. 4 красная линия – теоретические значения изучаемого показателя, полученного по математической модели, а тонкая черная линия – линия по уравнению (2).

В табл. 2 приведена также максимальная относительная погрешность результатов в серии измерений для различных параметров заготовки k .

Таблица 2 – Коэффициенты аппроксимации в модели (2)

Параметр сечения заготовки k	A	B	R^2	Максимальная относительная погрешность измерений, %
0,556	0,5788	–0,265	0,9838	7,3
0,472	0,5365	–0,263	0,9975	9,7
0,406	0,5071	–0,249	0,9901	7,2

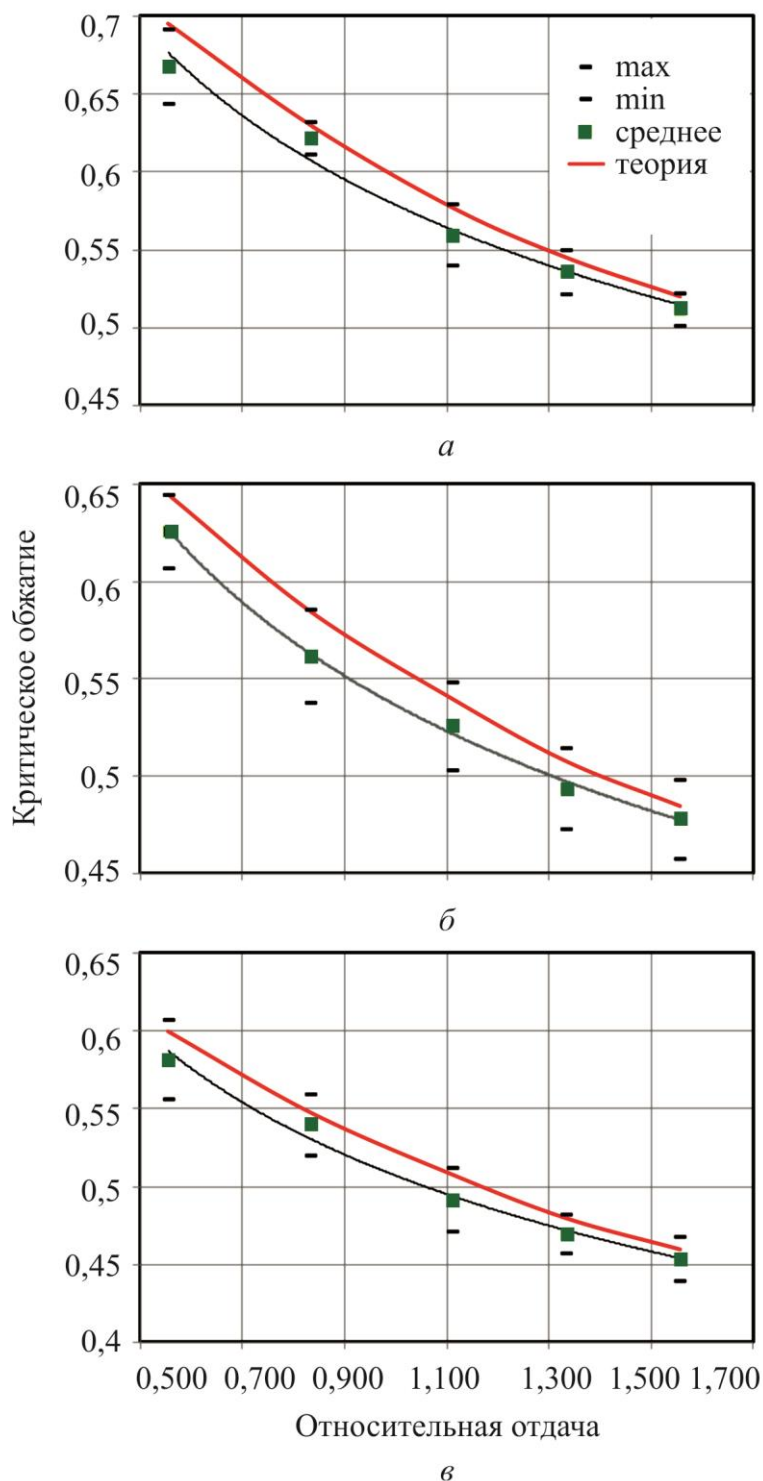


Рис. 4 – Зависимость критического обжатия от относительной подачи заготовки для параметра заготовки $k = 0,556$ (*a*); $0,472$ (*б*) и $0,406$ (*в*)

Полученные результаты показали достаточно хорошую сходимость полученных экспериментальных данных и математической модели процесса, разработанной по методике В.Л. Колмогорова. Следует отметить, что для всех серий испытаний средние значения измерений q_K ниже значений, полученных при вычислениях по математической модели процесса. Наиболее близкие опытные результаты к теоретическим данным получены для деформированных заготовок при больших относительных подачах ($l_0 > 1$), а также для заготовок с наиболее толстой стенкой ($k = 0,406$).

Сходимость результатов экспериментов и разработанной математической модели проведена с использованием критерия Фишера. Анализ показал, что полученные значения этого критерия ниже представленных табличных.

Отличие между экспериментальными и теоретическими результатами может возникать вследствие, например, затекания небольшой части металла заготовки в зазоры между движущимися бойками.

4. Заключение

В работе представлены результаты физического моделирования деформации полой заготовки в процессе проходной ковки (протяжки) и выполнена проверка адекватности математической модели по определению формоизменения полой заготовки. Анализ результатов лабораторных исследований показал хорошее соответствие значений критического обжатия, определенного по теоретической модели на основе вариационного принципа В.Л. Колмогорова (минимизация полной мощности деформации) с результатами измерений деформированных образцов.

Результаты показали, что обжатия заготовки более предсказанной в математической модели величины должны обеспечить гарантированную заковку полости заготовки.

Представленные авторами модели позволяют использовать полученные результаты для проектирования технологии проходной ковки (протяжки) в многобойковых блоках с выбором рациональных параметров подач и обжатий, а также ковочное оборудование для осуществления процесса ковки (протяжки).

Благодарность

Авторы выражают благодарность за помощь в организации исследований и научное руководство работой С.П. Буркину профессору кафедры Обработка металлов давлением Уральского федерального университета.

Литература

1. Непрерывная разливка и совмещенная металлообработка при периодической выдаче заготовок из кристаллизатора вверх / Е. А. Коршунов, Н. С. Кобяков, В. П. Костров, Е. В. Мельников // Известия ВУЗов. Черная металлургия. – 1987. – № 10. – С. 140–141.
2. Минимизация потребляемой мощности при производстве стального проката на литейно-деформационных модулях / С. П. Буркин, Е. А. Коршунов, Е. Х. Шахпазов, В. К. Смирнов, Н. А. Бабайлов, Ю. Н. Логинов // Сталь. – 1996. – № 6. – С. 29–33.
3. Energy analysis of a through-put radial forging machine / S. P. Bourkine, Y. N. Loginov, V. V. Shimov, N. A. Babailov // Journal of Materials Processing Technology. – 1999. – Vol. 86, iss. 1–3. – P. 291–299. – DOI: 10.1016/S0924-0136(98)00319-7.
4. Способ производства металлопродукции и агрегат для его осуществления : пат. 2133650 Рос. Федерация / Буркин С. П., Коршунов Е. А., Логинов Ю. Н., Миронов Г. В. – № 98115371/02 ; заявл. 04.08.1998 ; опубл. 27.07.1999.
5. Комплекс для получения металлопродукции : пат. 2106930 Рос. Федерация / Буркин С. П., Миронов Г. В., Коршунов Е. А., Логинов Ю. Н. – № 96106819/02 ; заявл. 08.04.1996 ; опубл. 20.03.1998.
6. Ресурсо- и энергосбережение в металлургии. Разработка машин и технологий металлургии при инновационном риске : учебник : в двух книгах : книга 1 / С. П. Буркин, Е. А. Коршунов, В. В. Шимов, Н. А. Бабайлов, Е. А. Андрюкова ; под общ. ред. С. П. Буркина. – Екатеринбург : УрФУ, 2010. – 498 с.

7. Четырехбойковое ковочное устройство : пат. 2314175 Рос. Федерация / Володин А. М., Лазоркин В. А., Петров Н. П., Никитин В. В., ОАО «Тяжпрессмаш». – № 2005139668/02 ; заявл. 19.12.2005 ; опубл. 10.01.2008, Бюл. № 1.
8. Володин А. М., Лазоркин В. А. О достоинствах технологииковки слитков на гидравлических ковочных прессах в четырехбойковых ковочных устройствах // Кузнечно-штамповочное производство. ОМД. – 2009. – № 11. – С. 17–23.
9. Ковка на радиально-обжимных машинах / В. А. Тюрин, В. А. Лазоркин, И. А. Поспелов, Г. П. Флаховский / под общ. ред. В. А. Тюрин. – М. : Машиностроение, 1990. – 256 с.
10. Колмогоров В. Л. Механика обработки металлов давлением. – Екатеринбург : УГТУ-УПИ, 2001. – 836 с.
11. Буркин С. П., Бабайлов Н. А. Исследование формоизменения полой непрерывнолитой заготовки // Известия ВУЗов. Черная металлургия. – 1997. – № 9. – С. 40–44.
12. Буркин С. П., Бабайлов Н. А. Энергосиловые параметры при радиальном обжатии полой заготовки // Кузнечно-штамповочное производство. – 1997. – № 8. – С. 8–10.
13. Babailov N. A., Bourkin S. P. The mathematical model of radial forging of a hollow continuously cast ingot // Proceedings of the ASME Manufacturing Engineering Division, MED / ed. by R. J. Furness et al. – NY : ASME, 2000. – Vol. 11. – P. 515–522.
14. Бабайлов Н. А., Буркин С. П., Логинов Ю. Н. Об определении сопротивления деформации при радиальном обжатии многобойковым блоком // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 1998. – № 6. – С. 31–32.
15. Ковочный блок пресса, имеющего траверсу с приводом вращения : пат. на полезную модель 172547 U1 / Бабайлов Н. А., Логинов Ю. Н. – № 2016131011 ; заявл. 27.07.2016 ; опубл. 11.07.2017, Бюл. № 20.
16. Кассандрова О. Н., Лебедев В. В. Обработка результатов наблюдений. – М. : Наука, 1970. – 104 с.

EXACT SOLUTIONS FOR NATURAL CONVECTION OF LAYERED FLOWS OF A VISCOUS INCOMPRESSIBLE FLUID WITH SPECIFIED TANGENTIAL FORCES AND THE LINEAR DISTRIBUTION OF TEMPERATURE ON THE LAYER BOUNDARIES

N. V. Burmasheva^{1,2*}, E. Yu. Prosviryakov¹

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

²*Ural Federal University named after the First President of Russia B. N. Yeltsin,
19, Mira st., Ekaterinburg, 620002, Russian Federation*

*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: +7 (343) 374 53 30

A new exact solution of the Oberbeck-Boussinesq equations for the convective flow of a viscous incompressible fluid is considered. Layered flows of a viscous incompressible fluid are investigated within the class of the Sidorov-Lin exact solutions, which generalizes the family of the Ostroumov-Birikh solutions. The use of an exact solution allows an overdetermined system of fluid motion equations to be solved. The fluid is heated by setting a heat source at both boundaries. The dimension of the studied boundary value problem cannot be lowered by the transformation of the rotation. The obtained exact solution describes the counterflow in the fluid. Thermocline and a boundary layer occur near one of the boundary layers in the fluid flow.

Keywords: layered flow, exact solution, counterflows.

DOI: 10.17804/2410-9908.2017.4.016-031

References

1. Joseph D.D. *Stability of fluid motions*. Berlin, Heidelberg, New York, Springer-Verlag, 1976.
2. Gershuni G.Z., Zhukhovitskii E.M. *Convective Stability of Incompressible Fluids*. Israel Program for Scientific Translations. Jerusalem, Keter Publishing House, 1976, 330 p.
3. Shtern V. Counterflows. *Paradoxical Fluid Mechanics Phenomena*. Cambridge University Press, 2012, 469 p. DOI: 10.1017/CBO9781139226516.
4. Dorrepaal J.M. An exact solution of the Navier-Stokes equation which describes nonorthogonal stagnation-point flow in two dimensions. *Journal of Fluid Mechanics*, 1986, vol. 163, no. 1, pp. 141–147. DOI: 10.1017/s0022112086002240.
5. Stuart J.T. The viscous flow near a stagnation point when the external flow has uniform vorticity. *Journal of the Aerospace Sciences*, 1959, vol. 26, no. 2, pp. 124–125. DOI: 10.2514/8.7963.
6. Riesco-Chueca P., De la Mora J.F. Brownian motion far from equilibrium: a hypersonic approach. *Journal of Fluid Mechanics*, 1990, vol. 214, pp. 639–663. DOI: 10.1017/S0022112090000301.
7. Hiemenz K. Die Grenzschicht an einem in den gleichförmigen Flüssigkeitsstrom eingetauchten geraden Kreiszylinder. *Dingler's Politech. J.*, 1911, vol. 326, pp. 321–324.
8. Ekman V.W. On the Influence of the Earth's Rotation on Ocean-Currents. *Ark. Mat. Astron. Fys.*, 1905, vol. 2, no. 11, pp. 1–52.
9. 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, iss. 5, pp. 642–661. DOI: 10.1134/S0040579509050066.
10. Aristov S.N., Prosviryakov E.Yu. Nonuniform convective Couette flow. *Fluid Dynamics*, 2016, vol. 51, no. 5, pp. 581–587. DOI: 10.1134/S001546281605001X.

11. Gorshkov A.V., Prosviryakov E.Yu. Layered B'énard-Marangoni convection during heat transfer according to the Newton's law of cooling. *Kompyuternye issledovaniya i modelirovanie*, 2016, vol. 8, no. 6, pp. 927–940. (In Russian).
12. Gorshkov A.V., Prosviryakov E.Yu. Complex stationary convection with third-kind boundary conditions at the boundaries of a fluid layer. *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*, 2016, iss. 2, pp. 34–47. DOI: 10.17804/2410-9908.2016.2.034-047. Available at: http://dream-journal.org/issues/2016-2/2016-2_81.html (accessed: 01.10.2017).
13. Gorshkov A.V., Prosviryakov E.Yu. Analytic solutions of stationary complex convection describing a shear stress field of different signs. *Trudy Inst. Mat. i Mekh. UrO RAN*, 2017, vol. 23, no. 2, pp. 32–41. DOI: 10.21538/0134-4889-2017-23-2-32-41. (In Russian).
14. 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*, 2015, vol. 8, no. 4, pp. 445–456. (In Russian).
15. 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. *Vestn. Samar. Gos. Tekhn. Univ., Ser. Fiz.-Mat. Nauki*, 2017, vol. 21, no. 1, pp. 180–196. DOI: 10.14498/vsgtu1527. (In Russian).
16. Burmasheva N.V., Prosviryakov E.Yu. Exact solutions for layered large-scale convection induced by tangential stresses specified on the free boundary of a fluid layer. In: *IOP Conference. Series: Materials Science and Engineering*, 2017, vol. 208, conf. 1. DOI: 10.1088/1757-899X/208/1/012010.
17. Ostroumov G.A. *Free convection under the condition of the internal problem*. Washington, NACA Technical Memorandum 1407, National Advisory Committee for Aeronautics, 1958.
18. Birikh R. V. Thermocapillary convection in a horizontal layer of liquid. *J. Appl. Mech. Tech. Phys.*, 1966, vol. 7, no. 3, pp. 43–44.
19. Sidorof A.F. On two classes of solutions of the equations of fluid and gas mechanics and their relation to the theory of traveling waves. *Prikl. Mech. i Tekhnich. Fizika*, 1989, no. 2, pp. 34–40. (In Russian).
20. Aristov S.N., Prosviryakov E.Yu. A new class of exact solutions for three-dimensional thermal diffusion equations. *Theor. Found. Chem. Eng.*, 2016, vol. 50, no. 3, pp. 286–293. DOI: 10.1134/S0040579516030027.
21. Aristov S.N., Frik P.G. Nonlinear effects of the Ekman layer on the dynamics of largescale eddies in shallow water. *J. Appl. Mech. Tech. Phys.*, 1991, vol. 32, no. 2, pp. 189–194.
22. Ingel L.Kh., Aristov S.N. The class of exact solutions of nonlinear problems on thermal circulation associated with volumetric heat release in the atmosphere. In: *Tr. In-ta Eksperim. Meteorol.*, 1996, no. 27 (162), pp. 142–157. (In Russian).
23. Aristov S.N., Shvarts K.G. *Vikhrevye Techeniya Advektivnoy Prirody vo Vrashchayushchemsya Sloe Zhidkosti* [Vortical Flows of the Advective Nature in a Rotating Fluid Layer]. Perm, Perm State Univ. Publ., 2006, 155 pp. (In Russian).
24. Aristov S.N., Shvarts K.G. *Vikhrevye Techeniya v Tonkikh Sloyakh Zhidkosti* [Vortical Flows in Thin Fluid Layers]. Kirov, Vyatka State Univ. Publ., 2011, 207 pp. (In Russian).
25. Aristov S.N., Shvarts K.G. Advective flow in a rotating liquid film. *J. Appl. Mech. Tech. Phys.*, 2016, vol. 57, no. 1, pp. 188–194. DOI: 10.1134/S0021894416010211.
26. Aristov S.N., Prosviryakov E.Yu. On laminar flows of planar free convection. *Nelin. Dinam.*, 2013, vol. 9, no. 4, pp. 651–657. DOI: 10.20537/nd1304004. (In Russian).
27. Andreev V.K. *Resheniya Birikha uravneniy konveksii i nekotorye ego obobshcheniya* [Birikh Solutions to Convection Equations and Some of its Extensions]. Krasnoyarsk, IBM SO RAN Publ., 2010, 68 p. (In Russian).
28. Aristov S.N., Prosviryakov E.Yu., Spevak L.F. Unsteady-state Bénard–Marangoni convection in layered viscous incompressible flows. *Theor. Found. Chem. Eng.*, 2016, vol. 50, no. 2, pp. 132–141.

DOI: 10.1134/S0040579516020019.

29. Andreev V.K., Gaponenko Ya.A., Goncharova O.N., Pukhnachev V.V. *Mathematical Models of Convection*. Berlin, Boston, De Gruyter Publ., 2012, 417 p.
30. Pukhnachev V.V. Group-theoretical methods in the convection problems. In: *Application of Mathematics in Technical and Natural Sciences*, M.D. Todorov and C.I. Christov, eds., American Institute of Physics, CP 1404, Melville, NY, 2011, pp. 31–42.
31. Pukhnachev V.V. Non-stationary analogues of the Birikh solution. *Izvestiya AltGU*, 2011, no. 1–2, pp. 62–69. (In Russian).
32. Andreev V.K., Bekezhanova V.B. Stability of non-isothermal fluids (Review). *J. Appl. Mech. Tech. Phys.*, 2013, vol. 54, no. 2, pp. 171–184. DOI: 10.1134/S0021894413020016.
33. Andreev V.K., Stepanova I.V. Unidirectional flows of binary mixtures within the framework of the Oberbeck–Boussinesq model. *Fluid Dyn.*, 2016, vol. 51, no. 2, pp. 136–147. DOI: 10.1134/S0015462816020022.
34. Goncharova O.N., Kabov O.A. Gravitational-thermocapillary convection of fluid in the horizontal layer in co-current gas flow. *Dokl. Phys.*, 2009, vol. 54, no. 5, pp. 242–247. DOI: 10.1134/S1028335809050061.
35. Goncharova O.N., Rezanova E.V. Example of an exact solution of the stationary problem of two-layer flows with evaporation at the interface. *J. Appl. Mech. Tech. Phys.*, 2014, vol. 55, no. 2, pp. 247–257. DOI: 10.1134/S0021894414020072.
36. Birikh R.V., Pukhnachev V.V. An axial convective flow in a rotating tube with a longitudinal temperature gradient. *Dokl. Phys.*, 2011, vol. 56, no. 1, pp. 47–52. DOI: 10.1134/S1028335811010095.
37. Birikh R.V., Pukhnachev V.V., Frolovskaya O.A. Convective flow in a horizontal channel with non-Newtonian surface rheology under time-dependent longitudinal temperature gradient. *Fluid Dyn.*, 2015, vol. 50, no. 1, pp. 173–179. DOI: 10.1134/S0015462815010172.
38. Ryzhkov I.I. *Termodiffuziya v Smesyakh: Uravneniya, Simmetrii, Resheniya i Ikh Ustoychivost* [Thermodiffusion in Mixtures: Equations, Symmetries, Solutions and their Stability]. Novosibirsk, SB RAS Publ., 2013, 200 p. (In Russian).

Подана в журнал: 08.08.2017

УДК 539

DOI: 10.17804/2410-9908.2017.4.016-031

ТОЧНЫЕ РЕШЕНИЯ ДЛЯ ЕСТЕСТВЕННОЙ КОНВЕКЦИИ СЛОИСТЫХ ТЕЧЕНИЙ ВЯЗКОЙ НЕСЖИМАЕМОЙ ЖИДКОСТИ ПРИ ЗАДАНИИ ТАНГЕНЦИАЛЬНЫХ СИЛ И ЛИНЕЙНОГО РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ГРАНИЦАХ СЛОЯ

Н. В. Бурмашева^{1,2*}, Е. Ю. Просвиряков¹

¹Институт машиноведения УрО РАН,
ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация

²Уральский федеральный университет им. Б.Н. Ельцина,
ул. Мира, 19, Екатеринбург, Российская Федерация

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

Адрес для переписки: ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация
Тел.: +7 (343) 375–35–76; факс: 374–53–30

В статье рассмотрено новое точное решение уравнений Обербека-Буссинеска для конвективного течения вязкой несжимаемой жидкости. Слоистые течения вязкой несжимаемой жидкости исследуются в рамках класса точных решений Сидорова-Линя, обобщающего семейство решений Остроумова-Бириха. Использование точного решения позволяет разрешить переопределенную систему уравнений движения жидкости. Нагрев жидкости осуществляется посредством задания источника тепла на обеих границах. Размерность изучаемой краевой задачи не может быть понижена преобразованием поворота. Полученное точное решение описывает противотечения в жидкости. При течении жидкости возникает термоклин и пограничный слой вблизи одной из границ слоя.

Ключевые слова: слоистое течение, точное решение, противотечения.

1. Введение

Изучение конвективных движений вязкой жидкости является одной из распространенных задач в самых разных теоретических и прикладных научных дисциплинах. В условиях нормальной гравитации для описания конвективных течений жидкости используется подход Обербека [1]. Интерес к нахождению точных решений обусловлен нелинейностью системы Обербека-Буссинеска и изучением физических механизмов теплового движения жидкости, которые часто обладают весьма неожиданными свойствами относительно движений жидкости при постоянной температуре [1, 2].

Особо интересным оказывается вопрос о наличии в слое жидкости застойных точек (точек покоя). Если решения уравнений Навье-Стокса и их модификации являются непрерывными функциями координат, то рядом с такими точками, как правило, образуются застойные зоны, т. е. области с обратным (возвратным) течением [3–6].

Первым изотермическим точным решением, посвященным исследованию застойных точек, является течение Хименца [7]. Исследование противотечений в океане было начато Экманом [8]. Известно, что течение Экмана является сдвиговым, у которого вертикальная скорость равна нулю (слоистым) [9]. Влияние температурной стратификации может существенно изменить структуру поля скоростей. В этом случае в жидкости могут появиться дополнительные точки покоя в сравнении с изотермическими течениями. Соответствующие условия для различных видов краевых задач конвекции представлены в [10–16].

Исследование конвективных течений в аналитической форме осуществляется посредством построения и анализа классов точных решений уравнений Обербека-Буссинеска. В [17–31] построены широкие классы точных решений для описания жидкостей при вращении. В статьях [32–38] приведены точные решения для конвективных термокапиллярных течений, которые являются обобщениями течения Остроумова-Бириха [17, 18]. Примеры точных решений, описывающих изотермические и конвективные противотечения в слоистых течениях для вертикально завихренной жидкости, представлены в [10].

В работе предложено новое точное решение, описывающее движение вязкой несжимаемой жидкости под действием заданных на верхней границе тангенциальных сил, которые не являются в общем случае результатом действия капиллярного эффекта. Характерной особенностью полученного решения является трехмерность полей давления и температуры по координатам. Кроме того, данное решение при определенных значениях параметров, задаваемых на границах слоя жидкости, допускает появление расслоений физических полей, причем точек расслоения может быть несколько.

2. Постановка задачи и методы решения

Для описания конвективных движений в слоистых крупномасштабных течениях вязкой несжимаемой жидкости в стационарном случае, как правило, используется система уравнений тепловой конвекции в приближении Буссинеска [1, 2]. С математической точки зрения эта система состоит из уравнения Навье-Стокса

$$(\mathbf{V} \cdot \nabla) \mathbf{V} = -\nabla P + \nu \Delta \mathbf{V} + g\beta T \mathbf{k}, \quad (1)$$

уравнения теплопроводности

$$\mathbf{V} \cdot \nabla T = \chi \Delta T \quad (2)$$

и уравнения несжимаемости

$$\nabla \cdot \mathbf{V} = 0. \quad (3)$$

В системе (1)–(3) используются стандартные обозначения: $\mathbf{V}(x, y, z) = (V_x, V_y, V_z)$ – вектор скорости, причем $V_z \equiv 0$, так как рассматривается слоистое течение; P – отклонение давления от гидростатического, деленное на постоянную среднюю плотность с жидкости, линейно зависящую от температуры; T – отклонение от средней температуры; ν, χ – коэффициенты кинематической вязкости и температуропроводности жидкости соответственно; $\mathbf{k}$ – орт оси Oz , направленной вертикально вверх; $\nabla = \left(\frac{\partial}{\partial x}, \frac{\partial}{\partial y}, \frac{\partial}{\partial z} \right)$, $\Delta = \frac{\partial^2}{\partial x^2} + \frac{\partial^2}{\partial y^2} + \frac{\partial^2}{\partial z^2}$ – оператор Гамильтона и двумерный оператор Лапласа соответственно.

Полученная система (1)–(3) является нелинейной (за счет наличия конвективных членов в уравнении теплопроводности) и переопределенной (5 скалярных уравнений относительно четырех неизвестных – компонент скорости V_x, V_y и физических полей P и T). Чтобы избавиться от переопределенности, будем искать решение в классе, предложенном в [29]:

$$V_x = u(z); \quad V_y = v(z); \quad (4)$$

$$T = T_0(z) + T_1(z)x + T_2(z)y; \quad P = P_0(z) + P_1(z)x + P_2(z)y. \quad (5)$$

Использование класса (4) приводит к тому, что уравнение неразрывности удовлетворяется тождественно:

$$\frac{\partial V_x}{\partial x} + \frac{\partial V_y}{\partial y} + \frac{\partial V_z}{\partial z} = \frac{\partial u(z)}{\partial x} + \frac{\partial v(z)}{\partial y} \equiv 0.$$

Подставляя разложения (4)–(5) в уравнения Навье-Стокса (1), согласно принципу неопределенных коэффициентов получаем:

$$P_1 = \nu u''; \quad P_2 = \nu v'';$$

$$\frac{\partial P_i}{\partial z} = g\beta T_i; \quad i = 0, 1, 2.$$

Аналогичным образом из уравнения теплопроводности получаем еще три уравнения:

$$uT_1 + vT_2 = \chi T_0''; \quad T_1'' = T_2'' = 0.$$

Таким образом, окончательно получаем систему уравнений:

$$\frac{\partial^2 T_1}{\partial z^2} = 0; \quad \frac{\partial^2 T_2}{\partial z^2} = 0; \tag{6}$$

$$\frac{\partial P_1}{\partial z} = g\beta T_1; \quad \frac{\partial P_2}{\partial z} = g\beta T_2; \tag{7}$$

$$\nu \frac{\partial^2 u}{\partial z^2} = P_1; \quad \nu \frac{\partial^2 v}{\partial z^2} = P_2; \tag{8}$$

$$\chi \frac{\partial^2 T_0}{\partial z^2} = uT_1 + vT_2; \tag{9}$$

$$\frac{\partial P_0}{\partial z} = g\beta T_0. \tag{10}$$

Полученная система дифференциальных уравнений (6)–(10) является системой тринадцатого порядка, следовательно, необходимо задать на границах слоя тринадцать условий, которые будут использованы для определения констант, возникающих при интегрировании этой системы.

Нижняя граница жидкости ($z = 0$) полагается абсолютно твердой и неподвижной, на ней выполнено условие прилипания ($V_x(0) = V_y(0) = 0$) и задано температурное поле, которое в силу структуры выражений (5) записывается в виде

$$T(0) = Ax + By.$$

Верхняя граница ($z = h$) полагается свободной и недеформируемой при движении жидкости. Температура задается функцией

$$T(h) = \theta + Cx + Dy.$$

Давление $P(h)$ на верхней границе полагается равным S . Кроме того, на свободной поверхности заданы напряжения:

$$\eta \frac{\partial u}{\partial z} = \xi_1; \quad \eta \frac{\partial v}{\partial z} = \xi_2.$$

Таким образом, окончательно приходим к следующей системе граничных условий:

$$u(0) = v(0) = 0;$$

$$T_0(0) = 0; \quad T_1(0) = A; \quad T_2(0) = B;$$

$$T_0(0) = \theta; \quad T_1(0) = C; \quad T_2(0) = D;$$

$$P_0(h) = S; \quad P_1(h) = 0; \quad P_2(h) = 0;$$

$$\eta \frac{\partial u}{\partial z}(h) = \xi_1; \quad \eta \frac{\partial v}{\partial z}(h) = \xi_2.$$

Далее будем рассматривать частный случай задания температурного возмущения только на нижней границе ($C = D = 0$). Кроме того, будем полагать $S = 0$, т. е. отсчет приведенного давления будет вестись от уровня, задаваемого на верхней границе слоя.

3. Результаты и обсуждение

3.1 Получение решения краевой задачи

Интегрируя последовательно уравнения системы (6)–(10) в силу приведенных граничных условий, легко получаем точное решение описанной краевой задачи:

$$u(z) = \frac{z(24h\xi_1\nu + 6B\beta\eta gh^2z - 8B\beta\eta ghz^2 + 3B\beta\eta gz^3)}{24\eta h\nu};$$

$$v(z) = \frac{z(24h\xi_1\nu + 6A\beta\eta gh^2z - 8A\beta\eta ghz^2 + 3A\beta\eta gz^3)}{24\eta h\nu};$$

$$P_0(z) = \frac{1}{20160\chi\eta h^2\nu}$$

$$\{168h\nu[60\chi\eta\beta g\theta(z^2 - h^2) + \beta g(A\xi_1 + B\xi_2)(2h^5 - 5h^3z^2 + 5hz^4 - 2z^5)] + \\ + AB\eta\beta g(35h^8 - 80h^6z^2 + 168h^3z^5 - 196h^2z^6 + 88hz^7 - 15z^8)\};$$

$$P_1(z) = -\frac{A\beta g(h-z)^2}{2h};$$

$$P_2(z) = -\frac{B\beta g(h-z)^2}{2h};$$

$$T_0(z) = -\frac{z}{2520\chi\eta h^2\nu}\{210h\nu[-12\chi\eta\theta + (A\xi_1 + B\xi_2)(h^3 - 2hz^2 + z^3)] + \\ + AB\eta\beta g(20h^6 - 105h^3z^3 + 147h^2z^4 - 77hz^5 + 15z^6)\};$$

$$T_1(z) = A - \frac{Az}{h};$$

$$T_2(z) = B - \frac{Bz}{h}.$$

Поставим далее задачу исследования условий существования застойных точек и возникновения противотоков в полях давления и температуры (аналогичное исследование для поля скоростей было проведено авторами ранее, в частности в [15, 16]). Отметим только, что

случай $A = B = 0$ не будем рассматривать за его тривиальностью. Действительно, если последнее двойное равенство будет выполнено, то получим

$$T_1 = T_2 = P_1 = P_2 \equiv 0; \quad P_0(z) = \frac{\beta g \theta (z^2 - h^2)}{2h}; \quad T_0(z) = \frac{z\theta}{h},$$

и очевидно, что расслоений в слое $[0, h]$ не возникает.

4. Нормировка решения

Для удобства дальнейшего анализа пронормируем полученные решения для поля температуры и давления, приведя их к безразмерному виду. Пусть (без ограничения общности) $A \neq 0$. Введем новые параметры системы: $1 = \frac{A}{A}$; $\Delta^* = \frac{B}{A}$; $\delta = \frac{h}{l}$, где h, l – соответственно вертикальный и горизонтальный характерные размеры слоя. Далее перейдем к безразмерным координатам $\bar{x} = \frac{x}{l}$; $\bar{y} = \frac{y}{l}$; $\bar{z} = \frac{z}{h}$, изменяющимся в диапазоне $[0, 1]$.

Функцию температуры нормируем на Al :

$$\begin{aligned} \bar{T} &= \frac{T}{Al} = \frac{T_0}{Al} + \frac{T_1}{Al} \cdot \frac{x}{l} + \frac{T_2}{Al} \cdot \frac{y}{l} = \bar{T}_0 + \bar{T}_1 \bar{x} + \bar{T}_2 \bar{y}; \\ \bar{T}_1 &= 1 - \bar{z}, \quad \bar{T}_2 = \Delta^* (1 - \bar{z}) = \Delta^* \bar{T}_1; \\ \bar{T}_0 &= \frac{T_0}{Al} = \frac{1}{Al} \frac{zh\nu\chi\eta\theta}{\chi\eta h^2\nu} - \frac{zh\nu(A\xi_1 + B\xi_2)(h^3 - 2hz^2 + z^3)}{Al \cdot 12\chi\eta h^2\nu} - \\ &\quad - \frac{ABz\eta\beta g(20h^6 - 105h^3z^3 + 147h^2z^4 - 77hz^5 + 15z^6)}{Al \cdot 2520\chi\eta h^2\nu} = \\ &= \frac{\theta}{Al} \frac{z}{h} - \frac{z}{h} \frac{(\xi_1 + \Delta^*\xi_2)}{12\chi\eta} h^2 \frac{h(h^3 - 2hz^2 + z^3)}{l} \frac{1}{h^3} - \\ &\quad - \frac{z}{h} \frac{B\beta g}{2520\chi h\nu} \frac{(20h^6 - 105h^3z^3 + 147h^2z^4 - 77hz^5 + 15z^6) h^6}{h^6} \frac{1}{l} = \\ &= \frac{\theta\bar{z}}{Al} - \bar{z} \frac{(\xi_1 + \Delta^*\xi_2)}{12\chi\eta} h^2 \delta (1 - 2\bar{z}^2 + \bar{z}^3) - \bar{z} \frac{\delta \cdot Pe}{2520} (20 - 105\bar{z}^3 + 147\bar{z}^4 - 77\bar{z}^5 + 15\bar{z}^6), \end{aligned}$$

где $Pe = Pr \cdot Gr = \frac{\nu}{\chi} \cdot \frac{Bh \cdot g\beta h^3}{\nu^2}$ – число Пекле. Можно показать, что величины $\gamma = \frac{\theta}{Al}$; $\alpha = \frac{(\xi_1 + \Delta^*\xi_2)}{12\chi\eta} h^2 \delta$ также являются безразмерными. Окончательно получаем:

$$\begin{aligned} \bar{T}_0 &= \gamma\bar{z} - \bar{z}\alpha(1 - 2\bar{z}^2 + \bar{z}^3) - \bar{z} \frac{\delta \cdot Pe}{2520} (20 - 105\bar{z}^3 + 147\bar{z}^4 - 77\bar{z}^5 + 15\bar{z}^6) = \\ &= \bar{z} \left[\gamma - \alpha(1 - 2\bar{z}^2 + \bar{z}^3) - \frac{\delta \cdot Pe}{2520} (20 - 105\bar{z}^3 + 147\bar{z}^4 - 77\bar{z}^5 + 15\bar{z}^6) \right]. \end{aligned}$$

Аналогично обезразмериваем давление, разделив все члены на $g\beta Al^2$:

$$\begin{aligned}\bar{P} &= \frac{P}{g\beta Al^2} = \frac{P_0}{g\beta Al^2} + \frac{P_1}{g\beta Al} \cdot \frac{x}{l} + \frac{P_2}{g\beta Al} \cdot \frac{y}{l} = \bar{P}_0 + \bar{P}_1 \bar{x} + \bar{P}_2 \bar{y}; \\ \bar{P}_1 &= \frac{P_1}{g\beta Al} = -(1 - \bar{z})^2 \cdot \frac{\delta}{2}; \quad \bar{P}_2 = \frac{P_2}{g\beta Al} = -\Delta^*(1 - \bar{z})^2 \cdot \frac{\delta}{2} = \Delta^* \bar{P}_1; \\ \bar{P}_0 &= \frac{1}{g\beta Al^2} \cdot \frac{168 * 60 h \nu \chi \eta \beta g \theta (z^2 - h^2)}{20160 \chi \eta h^2 \nu} \cdot \frac{h^2}{h^2} + \\ &+ \frac{168 h \nu \beta g (A \xi_1 + B \xi_2) (2h^5 - 5h^3 z^2 + 5h z^4 - 2z^5)}{g\beta Al^2 \cdot 20160 \chi \eta h^2 \nu} \cdot \frac{h^5}{h^5} + \\ &+ \frac{A B \eta \beta^2 g^2 (35h^8 - 80h^6 z^2 + 168h^3 z^5 - 196h^2 z^6 + 88h z^7 - 15z^8)}{g\beta Al^2 \cdot 20160 \chi \eta h^2 \nu} \cdot \frac{h^8}{h^8} = \\ &= \frac{\theta(\bar{z}^2 - 1)}{2Al} \cdot \frac{h}{l} + \frac{(\xi_1 + \Delta^* \xi_2)}{12 \chi \eta} \cdot \frac{1}{l^2} \cdot \frac{h}{h^2} (2 - 5\bar{z}^2 + 5\bar{z}^4 - 2\bar{z}^5) h^5 + \\ &+ \frac{1}{20160} \cdot \frac{B \beta g h^4}{\nu^2} \cdot \frac{\nu}{\chi} \delta^2 (35 - 80\bar{z}^2 + 168\bar{z}^5 - 196\bar{z}^6 + 88\bar{z}^7 - 15\bar{z}^8) = \\ &= \gamma(\bar{z}^2 - 1) \cdot \frac{\delta}{2} + \frac{\alpha \delta^2}{10} (2 - 5\bar{z}^2 + 5\bar{z}^4 - 2\bar{z}^5) + \\ &+ \frac{Pe \cdot \delta^2}{20160} (35 - 80\bar{z}^2 + 168\bar{z}^5 - 196\bar{z}^6 + 88\bar{z}^7 - 15\bar{z}^8).\end{aligned}$$

5. Исследование решения

Для дальнейшего удобства всюду далее опустим «крышечки» у нормированных функций и приведенных переменных. Отметим, что функции $T(z)$; $P(z)$ линейны по x, y и значительно нелинейны по z . Исследовать эти функции на экстремум в таком виде неудобно, так как они описывают поверхности в четырехмерном пространстве координат, однако в данном случае можно снизить размерность, введя замену $t = x + \Delta^* y \in [0, 1 + \Delta^*]$. Можно показать, что точка (x_*, y_*, z_*) является экстремумом функции $T(z)$ (или $P(z)$) тогда и только тогда, когда экстремумом этой функции является точка (t_*, z_*) , где $t = x_* + \Delta^* y_*$.

Необходимым условием существования экстремума является обращение в ноль частных производных исследуемой функции. Найдем эти производные на примере функции температуры $T(z)$:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = 1 - z = 0, \text{ т. е. } z_* = 1;$$

$$\frac{\partial T}{\partial z} = \gamma + \alpha(-1 + 3z^2 - 4z^3) - \frac{Pe \cdot \delta}{2520} (20 - 420z^3 + 147 \cdot 5z^4 - 77 \cdot 6z^5 + 15 \cdot 7z^6) - t = 0;$$

$$\frac{\partial T}{\partial z_{z_*=1}} = \gamma - 2\alpha + \frac{3Pe \cdot \delta}{280} - t_* = 0; \quad t_* = \gamma + \frac{3Pe \cdot \delta}{280} - 2\alpha.$$

Вопрос о том, попадает ли точка t_* в интервал $[0, 1 + \Delta^*]$, оставим пока открытым.

Достаточное условие существования экстремума у функции $f(t, z)$ двух переменных заключается в определении знака выражения

$$\frac{\partial^2 f}{\partial t^2} \cdot \frac{\partial^2 f}{\partial z^2} - \left(\frac{\partial^2 f}{\partial t \partial z} \right)^2$$

в точке, подозрительной на экстремум. В случае функции температуры имеем:

$$\frac{\partial^2 T}{\partial t^2} \cdot \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} - \left(\frac{\partial^2 T}{\partial t \partial z} \right)^2 = 0 \cdot \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} - \left(\frac{\partial^2 T}{\partial t \partial z} \right)^2 = - \left(\frac{\partial^2 T}{\partial t \partial z} \right)^2 = -1 < 0,$$

т. е., экстремума у функции T нет. Найденная выше точка (t_*, z_*) является седловой. Аналогично доказываем, что экстремума нет и у функции давления P . Однако отсутствие экстремума у этих функций не гарантирует отсутствие застойных точек, определяющих положение расслоений полей.

Как отмечалось выше, функции $T(t, z)$ и $P(t, z)$ существенно нелинейны по z , а значит, их поведение зависит от значений параметров, задаваемых на границе. На рис. 1 представлены поверхности, задаваемые функцией температуры $T(t, z)$, в трехмерном пространстве $(t, z, T(t, z))$ для трех различных наборов значений параметров, определяющих граничные условия.

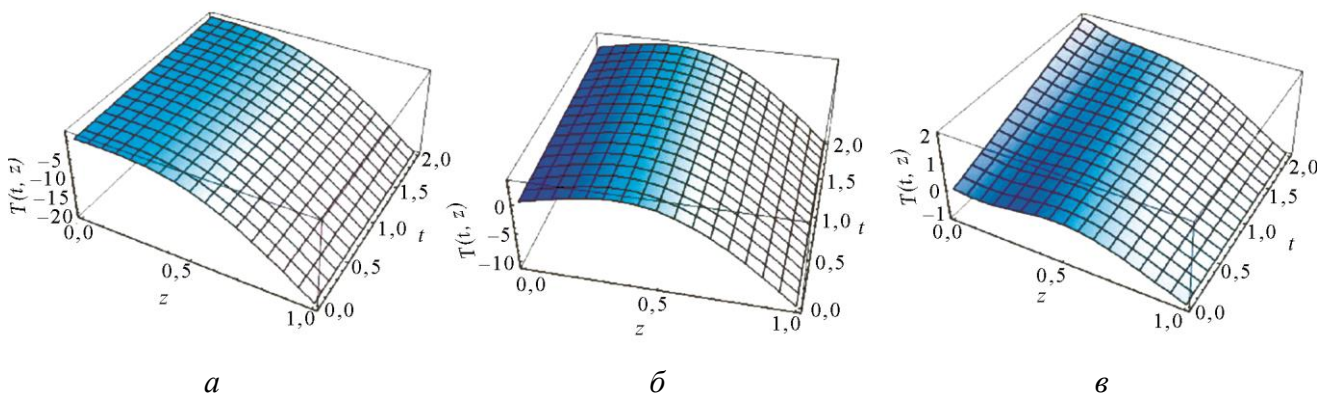


Рис. 1. Поведение функции $T(t, z)$ в зависимости от значений параметров системы:

$$\begin{aligned} a - \text{при } \frac{(A\xi_1 + B\xi_2)h^3}{12A\chi\eta l} = -1; \quad \frac{\theta}{Al} = -19; \quad b - \text{при } \frac{(A\xi_1 + B\xi_2)h^3}{12A\chi\eta l} = -1; \quad \frac{\theta}{Al} = -9; \\ v - \text{при } \frac{(A\xi_1 + B\xi_2)h^3}{12A\chi\eta l} = -20; \quad \frac{\theta}{Al} = -1 \end{aligned}$$

Аналогично на рис. 2 приведена поверхность, задаваемая функцией давления $P(t, z)$.

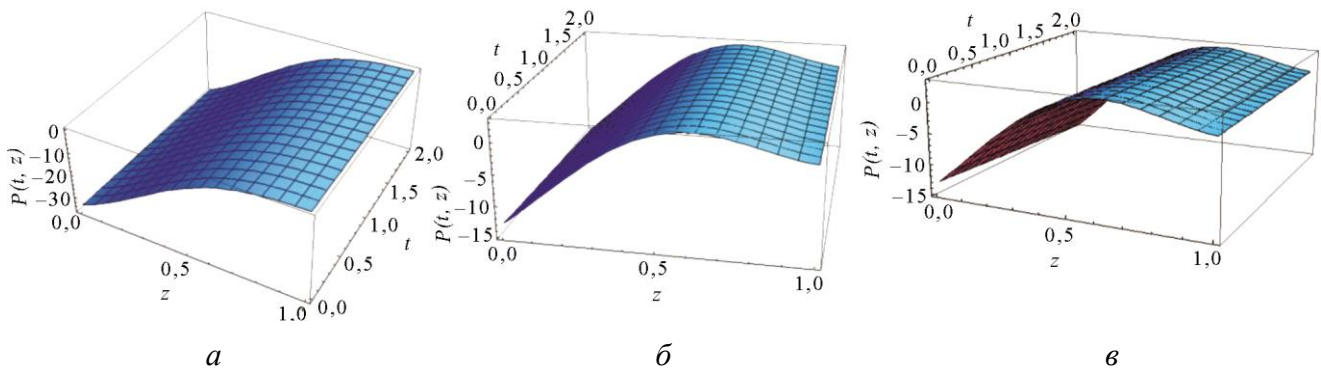


Рис. 2. Поведение функции $P(t, z)$ в зависимости от значений параметров системы:

$$a - \text{при } \frac{(A\xi_1 + B\xi_2)h^5}{120A\chi\eta l^3} = 1; \frac{\theta}{2Al^2} = 1; \text{б} - \text{при } \frac{(A\xi_1 + B\xi_2)h^5}{120A\chi\eta l^3} = 10; \frac{\theta}{2Al^2} = -2;$$

$$в - \text{при } \frac{(A\xi_1 + B\xi_2)h^5}{120A\chi\eta l^3} = 10; \frac{\theta}{2Al^2} = 2,5$$

Кроме того, возможны такие сочетания параметров системы, что внутри изучаемого слоя можно выделить подслои так, что хотя бы на границе каждого такого подслоя температура $T(z)$ (или, соответственно, давление $P(t, z)$) становится нулевой. Границы z_i этих подслоев являются нулями функции T_0 , если исследуется поле температуры, и функции P_0 , если речь идет об исследовании давления.

Начнем с функции температуры T_0 . Очевидно, что $z_0 = 0$ есть нуль функции T_0 , однако он совпадает с одним из концов исследуемого отрезка $[0, 1]$, поэтому не определяет подслоя с противотечением.

Введем функцию $f(z)$ следующим образом:

$$T_0 = z \cdot \left(-\frac{\delta \cdot Pe}{2520} \right) \cdot f(z),$$

$$\text{где } f(z) = 15z^6 - 77z^5 + 147z^4 + (a - 105)z^3 - 2az^2 + b; \quad a = \frac{2520\alpha}{\delta \cdot Pe}, \quad b = 20 + \frac{2520(\alpha - \gamma)}{\delta \cdot Pe}.$$

Функция $f(z)$ является полиномом шестой степени относительно z . Следовательно, у нее не более шести корней, но необязательно все из них будут принадлежать отрезку $[0, 1]$, поэтому не могут определять точку расслоения. Согласно теореме Декарта число положительных корней многочлена с вещественными коэффициентами равно количеству перемен знаков в ряду его коэффициентов или на четное число меньше этого количества.

В таблице приведено возможное количество смен знаков ряда коэффициентов функции $f(z)$ в зависимости от значений параметров a, b .

№ п.п.	Параметры			Число смен знаков
	$a - 105$	a	b	
1	$a - 105 < 0$	$a > 0$	$b \geq 0$	4
2	— » —	— » —	$b < 0$	5
3	— » —	$a \leq 0$	$b > 0$	4
4	— » —	— » —	$b \leq 0$	3
5	$a - 105 \geq 0$	$a \geq 0$	$b \geq 0$	2
6	— » —	— » —	$b < 0$	3
7	—	$a < 0$ – не реализуем	—	—

Таким образом, у функции $f(z)$ может быть не более 5 положительных корней. Открытым остается вопрос о том, сколько из них будет < 1 .

Введем функции $f_1(z), f_2(z)$ следующим образом:

$$f(z) = f_1(z) + af_2(z) + b,$$

где $f_1(z) = 15z^6 - 77z^5 + 147z^4 - 105z^3$; $f_2(z) = z^3 - 2z^2$.

Нетрудно показать, что введенные функции $f_1(z), f_2(z)$ монотонно убывают на интервале $(0,1)$. Тогда при неотрицательном a функция $f(z)$ будет монотонно убывать, а значит, будет иметь на интервале $(0,1)$ не более одного нуля (рис. 3). В этих случаях функция температуры $T(t, z)$ задает поверхность, вид которой приведен, соответственно, на рис. 1 а, б.

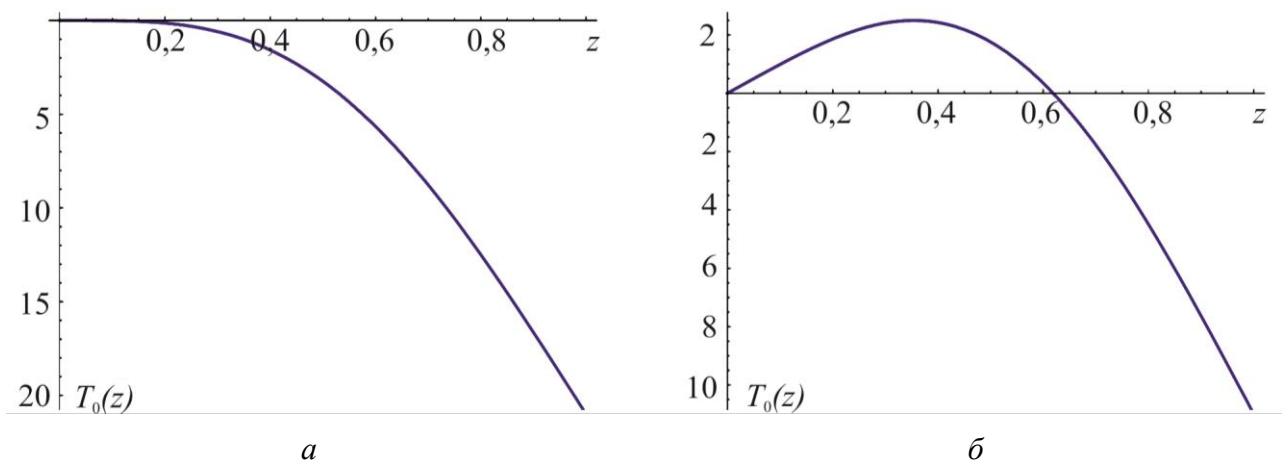


Рис. 3. Поведение функции $T_0(z)$: при $a = 1, b = 0$ (а); при $a = 1, b = 10$ (б)

При отрицательном a функция $f(z)$ представляет собой сумму также монотонных функций, но уже разнонаправленных (убывающей и возрастающей), поэтому в данном случае функция $f(z)$ (а, следовательно, и функция T_0) может иметь уже большее число нулей в интервале $(0,1)$. На рис. 4 показан случай, когда функция T_0 имеет два нуля, а функция температуры $T(t, z)$ имеет вид, представленный на рис. 1 в.

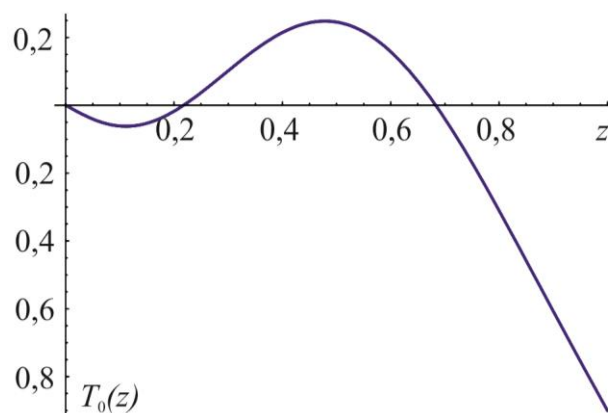


Рис. 4. Поведение функции $T_0(z)$: при $a = -20, b = 1$

Аналогичные рассуждения справедливы и при анализе функции давления P_0 .

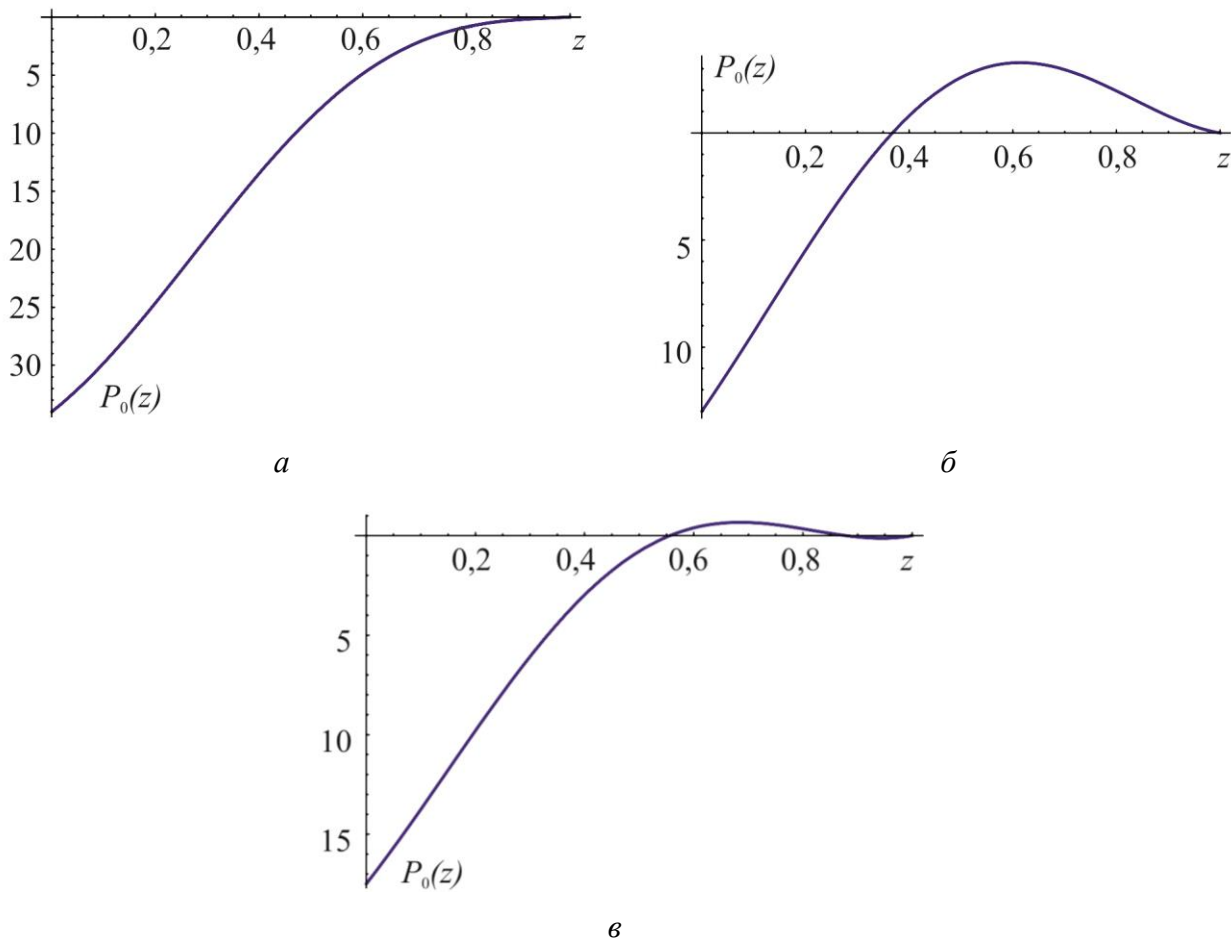


Рис. 5. Поведение функции $P_0(z)$: a – при $a = -\frac{10}{\delta^2}$; $b = 20 + \frac{2}{\delta} + \frac{10}{\delta^2}$,
 $б$ – при $a = -\frac{100}{\delta^2}$; $b = 20 - \frac{4}{\delta} + \frac{100}{\delta^2}$, $в$ – при $a = -\frac{100}{\delta^2}$; $b = 20 + \frac{5}{\delta} + \frac{100}{\delta^2}$

Когда у компоненты $P_0(z)$ нет нулей на исследуемом интервале (рис. 5 a), поле давления $P(t, z)$ определяется поверхностью, изображенной на рис. 2 a ; когда есть один нуль (рис. 5 $б$) – поверхностью, изображенной на рис. 2 $б$; наконец, когда есть, например, два нуля (рис. 5 $в$) – поверхностью, изображенной на рис. 2 $в$. Кроме того, напомним, что ввиду выбранной выше замены $t = x + \Delta^*y$ каждой паре точек (t, z) на рис. 1 и 2 соответствует целая прямая в изначальном пространстве координат (x, y, z) , введенных в слое жидкости при формулировке основных соотношений модели.

6. Заключение

В настоящей работе были рассмотрены слоистые крупномасштабные течения вязкой несжимаемой жидкости в стационарном случае, индуцируемые градиентом температуры и касательными напряжениями на границе. Было получено точное решение системы уравнений тепловой конвекции в приближении Буссинеска для заданных краевых условий. Для полученного решения, описывающего изменение физических полей, было показано, что при некоторых условиях найдется толщина слоя жидкости, при которой в слое появляются точки, в которых однородные (относительно горизонтальных координат)

члены функций температуры и давления обращаются в ноль. Кроме того, при переходе через эти точки значения температуры и давления меняют знак на противоположный. Также было показано, что если такие точки в слое жидкости есть, то они могут быть неединственными.

Благодарность

Работа выполнена при поддержке фонда содействия развитию малых форм предприятий в научно-технической сфере (программа УМНИК).

Литература

1. Джозеф Д. Д. Устойчивость движений жидкости. – М. : Мир, 1981.
2. Gershuni G. Z., Zhukhovitskii E. M. Convective Stability of Incompressible Fluids. Israel Program for Scientific Translations. – Jerusalem : Keter Publishing House, 1976. – 330 p.
3. Shtern V. Counterflows. Paradoxical Fluid Mechanics Phenomena. – Cambridge : Cambridge University Press, 2012. – 469 p. – DOI: 10.1017/CBO9781139226516.
4. Dorrepaal J. M. An exact solution of the Navier-Stokes equation which describes nonorthogonal stagnation-point flow in two dimensions // Journal of Fluid Mechanics. – 1986. – Vol. 163, no. 1. – P. 141–147. – DOI: 10.1017/s0022112086002240.
5. Stuart J. T. The viscous flow near a stagnation point when the external flow has uniform vorticity // Journal of the Aerospace Sciences. – 1959. – Vol. 26, no. 2. – P. 124–125. – DOI: 10.2514/8.7963.
6. Riesco-Chueca P., De la Mora J. F. Brownian motion far from equilibrium: a hypersonic approach // Journal of Fluid Mechanics. – 1990. – Vol. 214. – P. 639–663. – DOI: 10.1017/S0022112090000301.
7. Hiemenz K. Die Grenzschicht an einem in den gleichförmigen Flüssigkeitsstrom eingetauchten geraden Kreiszylinder // Dingler's Politech. J. – 1911. – Vol. 326. – P. 321–324.
8. Ekman V. W. On the Influence of the Earth's Rotation on Ocean-Currents // Ark. Mat. Astron. Fys. – 1905. – Vol. 2, no. 11. – P. 1–52.
9. 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, iss 5. – P. 642–661. – DOI: 10.1134/S0040579509050066.
10. Aristov S. N., Prosviryakov E. Yu. Nonuniform convective Couette flow // Fluid Dynamics. – 2016. – Vol. 51, no. 5. – P. 581–587. – DOI: 10.1134/S001546281605001X.
11. Горшков А. В., Просвирыков Е. Ю. Слоистая конвекция Бенара-Марангони при теплообмене по закону Ньютона-Рихмана // Компьютерные исследования и моделирование. – 2016. – Т. 8, № 6. – С. 927–940.
12. Gorshkov A. V., Prosviryakov E. Yu. Complex stationary convection with third-kind boundary conditions at the boundaries of a fluid layer // Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures. – 2016. iss. 2. – P. 34–47. – DOI: 10.17804/2410-9908.2016.2.034-047. URL: http://dream-journal.org/issues/2016-2/2016-2_81.html.
13. Gorshkov A. V., Prosviryakov E. Yu. Analytic solutions of stationary complex convection describing a shear stress field of different signs // Trudy Inst. Mat. i Mekh. UrO RAN. – 2017. – Vol. 23, no. 2. – P. 32–41. – DOI: 10.21538/0134-4889-2017-23-2-32-41.
14. Аристов С. Н., Просвирыков Е. Ю., Спевак Л. Ф. Нестационарная слоистая тепловая и концентрационная конвекция Марангони вязкой жидкости // Вычисл. мех. сплошн. сред. – 2015. – Т. 8, № 4. – С. 445–456.
15. Бурмашева Н. В., Просвирыков Е. Ю. Крупномасштабная слоистая стационарная конвекция вязкой несжимаемой жидкости под действием касательных напряжений на верхней границе. Исследование поля скоростей // Вестн. Самарск. гос. техн. унив. Сер. физ.-мат. науки. – 2017. – Т. 21, № 1. – С. 180–196. – DOI: 10.14498/vsgtu1527.

16. Burmasheva N. V., Prosviryakov E. Yu. Exact solutions for layered large-scale convection induced by tangential stresses specified on the free boundary of a fluid layer // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2017. – Vol. 208, conf. 1. – DOI: 10.1088/1757-899X/208/1/012010.
17. Ostroumov G. A. Free convection under the condition of the internal problem. – Washington : NACA Technical Memorandum 1407, National Advisory Committee for Aeronautics, 1958.
18. Birikh R. V. Thermocapillary convection in a horizontal layer of liquid // J. Appl. Mech. Tech. Phys. – 1966. – Vol. 7, no. 3. – P. 43–44.
19. Сидоров А. Ф. О двух классах решений уравнений механики жидкости и газа и их связи с теорией бегущих волн // Прикл. механика и технич. физика. – 1989. – № 2. – С. 34–40.
20. Aristov S. N., Prosviryakov E. Yu. A new class of exact solutions for three-dimensional thermal diffusion equations // Theor. Found. Chem. Eng. – 2016. – Vol. 50, no. 3. – P. 286–293. – DOI: 10.1134/S0040579516030027.
21. Aristov S. N., Frik P. G. Nonlinear effects of the Ekman layer on the dynamics of largescale eddies in shallow water // J. Appl. Mech. Tech. Phys. – 1991. – Vol. 32, no. 2. – P. 189–194.
22. Ингель Л. Х., Аристов С. Н. Класс точных решений нелинейных задач о термических циркуляциях, связанных с объемным тепловыделением в атмосфере // Тр. ин-та эксперим. метеорол. – 1991. – № 27 (162). – С. 142–157.
23. Аристов С. Н., Шварц К. Г. Вихревые течения адвективной природы во вращающемся слое жидкости. – Пермь : Перм. гос. ун-т., 2006. – 155 с.
24. Аристов С. Н., Шварц К. Г. Вихревые течения в тонких слоях жидкости. – Киров : Вятск. гос. ун-т, 2011. – 207 с.
25. Aristov S. N., Shvarts K. G. Advective flow in a rotating liquid film // J. Appl. Mech. Tech. Phys. – 2016. – Vol. 57, no. 1. – P. 188–194. – DOI: 10.1134/S0021894416010211.
26. Аристов С. Н., Просвирыков Е. Ю. О слоистых течениях плоской свободной конвекции // Нелин. динам. – 2013. – Т. 9, № 4. – С. 651–657. – DOI: 10.20537/nd1304004.
27. Андреев В. К. Решения Бириха уравнений конвекции и некоторые его обобщения // Красноярск : Ин-т вычисл. мех. СО РАН, препринт № 1–10, 2010. – 68 с.
28. Aristov S. N., Prosviryakov E. Yu., Spevak L. F. Unsteady-state Bénard–Marangoni convection in layered viscous incompressible flows // Theor. Found. Chem. Eng. – 2016. – Vol. 50, no. 2. – P. 132–141. DOI: 10.1134/S0040579516020019.
29. Mathematical Models of Convection / V. K. Andreev, Ya. A. Gaponenko, O. N. Goncharova, V. V. Pukhnachev. – Berlin–Boston : De Gruyter Publ., 2012. – 417 p.
30. Pukhnachev V. V. Group-theoretical methods in the convection problems // Application of Mathematics in Technical and Natural Sciences / ed. by M. D. Todorov and C. I. Christov. – Melville, NY : American Institute of Physics, CP 1404, 2011. – P. 31–42.
31. Пухначев В. В. Нестационарные аналогии решения Бириха // Известия АлтГУ. – 2011. – № 1–2. – С. 62–69.
32. Andreev V. K., Bekezhanova V. B. Stability of non-isothermal fluids (Review) // J. Appl. Mech. Tech. Phys. – 2013. – Vol. 54, no. 2. – P. 171–184. – DOI: 10.1134/S0021894413020016.
33. Andreev V. K., Stepanova I. V. Unidirectional flows of binary mixtures within the framework of the Oberbeck–Boussinesq model // Fluid Dyn. – 2016. – Vol. 51, no. 2. – P. 136–147. – DOI: 10.1134/S0015462816020022.
34. Goncharova O. N., Kabov O. A. Gravitational-thermocapillary convection of fluid in the horizontal layer in co-current gas flow // Dokl. Phys. – 2009. – Vol. 54, no. 5. – P. 242–247. – DOI: 10.1134/S1028335809050061.
35. Goncharova O. N., Rezanova E. V. Example of an exact solution of the stationary problem of two-layer flows with evaporation at the interface // J. Appl. Mech. Tech. Phys. – 2014. – Vol. 55, no. 2. – P. 247–257. – DOI: 10.1134/S0021894414020072.

36. Birikh R. V., Pukhnachev V. V. An axial convective flow in a rotating tube with a longitudinal temperature gradient // Dokl. Phys. – 2011. – Vol. 56, no. 1. – P. 47–52. – DOI: 10.1134/S1028335811010095.
37. Birikh R. V., Pukhnachev V. V., Frolovskaya O. A. Convective flow in a horizontal channel with non-Newtonian surface rheology under time-dependent longitudinal temperature gradient // Fluid Dyn. – 2015. – Vol. 50, no. 1. – P. 173–179. – DOI: 10.1134/S0015462815010172.
38. Рыжков И. И. Термодиффузия в смесях: уравнения, симметрии, решения и их устойчивость. – Новосибирск : СО РАН, 2013. – 200 с.

BOUNDARY LAYER OF HYDROGEN CONCENTRATION UNDER PLASTIC DEFORMATION

A. K. Belyaev¹, D. E. Mansyrev², V. A. Polyanskiy^{1*}, A. M. Polyanskiy³,
D. A. Tretyakov², Yu. A. Yakovlev¹

¹Institute for Problems in Mechanical Engineering of the Russian Academy of Sciences,
61, Bolshoy pr. V.O., St. Petersburg, Russian Federation

²Peter the Great Saint-Petersburg Polytechnic University,
29, Polytechnicheskaya, St. Petersburg, Russian Federation

³Research & Development Company Electronic & Beam Technologies Ltd.,
PO box 162, St. Petersburg, Russian Federation

*Corresponding author. E-mail: vice.ipme@gmail.com

Address for correspondence: 61, Bolshoy pr. V.O., St. Petersburg, 199178, Russian Federation
Tel.: +7 (812) 321 47 78; fax: +7 (812) 321 47 71

A new model of instability of uniform plastic deformation with the formation of Lüders bands on the surface of a material being deformed is experimentally confirmed. It has been found that nonuniform plastic deformations correlate with hydrogen concentration during the testing of metal specimens in the atmosphere at room temperature. The presence of additional pores and microcracks formed as a result of plastic deformation is the cause of the correlation between plastic deformations and hydrogen concentrations in aluminum alloys. The effect of the boundary layer in the distribution of hydrogen concentrations has been detected. It reflects the fact that all changes associated with mechanical and thermo-mechanical loading are localized in a thin boundary layer at the surface of a metal specimen. The wave approach to the analysis of the continuum equations and the model of the boundary layer of a bicontinuous medium containing hydrogen are used to describe the observed phenomena. The constructed model makes it possible to describe the development of plastic deformation as a wave process in the boundary layer of a bicontinuous medium.

Keywords: plastic deformation, Lüders bands, dissolved hydrogen, boundary-layer model, wave approach.

DOI: 10.17804/2410-9908.2017.4.032-043

References

1. Von Gerstner F.A. Ueber die Festigkeit der Körper. *Annalen der Physik*, 1832, vol. 102, iss. 10, pp. 269–279. DOI: 10.1002/andp.18321021005.
2. Savart F. Recherches sur les vibrations longitudinales. *Ann. Chim. Phys*, 1837, vol. 65, pp. 337–402.
3. Portevin A., Le Chatelier F. Sur unphenomene observe lorsdel’essai de traction d’alliagesencours de transformation. *Compt. Rend. Acad. Sci.*, Paris, 1923, vol. 176, pp. 507–510.
4. Penning P. Mathematics of the Portevin-Le Chatelier effect. *Acta Metallurgica*, 1972, vol. 20, no. 10, pp. 1169–1175. DOI: 10.1016/0001-6160(72)90165-4.
5. Lebyodkin M., Brechetz Y., Estrin Y., Kubin L. Statistical behaviour and strain localization patterns in the Portevin-Le Chatelier effect. *Acta Materialia*, 1996, vol. 44, no. 11, pp. 4531–4541. DOI: 10.1016/1359-6454(96)00076-6.
6. McCormick P.G. A model for the Portevin-Le Chatelier effect in substitutional alloys. *Acta Metallurgica*, 1972, vol. 20, no. 3, pp. 351–354. DOI: 10.1016/0001-6160(72)90028-4.
7. Kalk A., Nortmann A., Schwink C. Dynamic strain ageing and the boundaries of stable plastic deformation in Cu-Mn single crystals. *Philosophical Magazine A*, 1995, vol. 72, no. 5, pp. 1239–1259. DOI: 10.1080/01418619508236253.

8. Leoni F., Zapperi S. Dislocation mutual interactions mediated by mobile impurities and the conditions for plastic instabilities. *Physical Review E*, 2014, vol. 89, no. 2, pp. 022403. DOI: 10.1103/PhysRevE.89.022403.
9. Kudinova N.R., Polyanskiy V.A., Polyanskiy A.M., Yakovlev Yu.A. Contribution of Surface Tension Energy during Plastic Deformation of Nanomaterials. *Doklady Physics*, 2016, vol. 61, no. 10, pp. 514–516. DOI: 10.1134/S1028335816100104.
10. Phillips A., Brick R.M. Effect of Quenching Strains on Lattice Parameter and Hardness Values of High Purity Aluminum-copper Alloys. *Metals Technol., Tech. Paper.*, 1934, vol. 563, pp. 94–112.
11. Grishchenko A.I., Modestov V.S., Polyanskiy V.A., Tretyakov D.A., Shtukin L.V. Experimental investigation of the acoustic anisotropy field in the sample with a stress concentrator. *St. Petersburg Polytechnical University Journal: Physics and Mathematics*, 2017, vol. 3, iss. 1, pp. 77–82. DOI: 10.1016/j.spjpm.2017.02.005.
12. Belyaev A.K., Polyanskiy V.A., Lobachev A.M., Modestov V.S., Semenov A.S., Grishchenko A.I., Yakovlev Y.A., Shtukin L.V., Tretyakov D.A. Propagation of sound waves in stressed elasto-plastic material. In: *Days on Diffraction 2016: Proceedings of the International Conference*, St. Petersburg, 2016, pp. 56–61. DOI: 10.1109/DD.2016.7756813.
13. Belyaev A.K., Blekhman I.I., Polyanskiy V.A. Equation for the evolution of trapped hydrogen in an elastic rod subjected to high-frequency harmonic excitation. *Acta Mech.*, 2016, vol. 227, pp. 1515–1518. DOI: 10.1007/s00707-015-1505-1.
14. Belyaev A.K., Polyanskiy V.A., Grishchenko A.I., Lobachev A.M., Mansyrev D.I., Modestov V.S., Pivkov A.V., Semenov A.S., Shtukin L.V., Tretyakov D.A., Yakovlev Yu.A. Application of the acoustic anisotropy approach for technical diagnostics of structures with large plastic deformations. In: *AIP Conference Proceedings*, AIP Publishing, 2016, vol. 1785, no. 1, pp. 030004. DOI: 10.1063/1.4967025.
15. Polyanskiy V.A., Belyaev A.K., Arseniev D.G., Yakovlev Yu.A., Polyanskiy A.M., Stoschka M. Measurement of dissolved hydrogen distributions after ultrasonic peening of heataffected zone of welded joint. *AIP Conference Proceedings*, AIP Publishing, 2016, vol. 1785, no. 1, pp. 030022-1–030022-4. DOI: 10.1063/1.4967043.
16. Belyaev A.K., Polyanskiy A.M., Polyanskiy V.A., Sommitsch Ch., Yakovlev Yu.A. Multi-channel diffusion vs TDS model on example of energy spectra of bound hydrogen in 34CrNiMo6 steel after a typical heat treatment. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2016, vol. 41, iss. 20, pp. 8627–8634. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2016.03.198.
17. Belyaev A.K., Lobachev A.M., Modestov V.S., Pivkov A.V., Polyanskii V.A., Semenov A.S., Tretyakov D.A., Shtukin L.V. Estimating the plastic strain with the use of acoustic anisotropy. *Mechanics of Solids*, 2016, vol. 51, iss. 5, pp. 606–611. DOI: 10.3103/S0025654416050149.
18. Hirao M., Pao Y.H. Dependence of acoustoelastic birefringence on plastic strains in a beam. *The Journal of the Acoustical Society of America*, 1985, vol. 77, no. 5, pp. 1659–1664. DOI: 10.1121/1.391964.
19. Pao Y.H. Theory of acoustoelasticity and acoustoplasticity. In: *Solid mechanics research for quantitative non-destructive evaluation*, Springer, Netherlands, 1987, pp. 257–273.
20. Pao Y.H., Wu T.T., Gamer U. Acoustoelastic Birefringences in Plastically Deformed Solids: Part I. Theory. *Journal of Applied Mechanics*, 1991, vol. 58, no. 1, pp. 11–17. DOI: 10.1115/1.2897137.
21. Alekseeva E.L., Alhimenko A.A., Belyaev A.K., Lobachev A.M., Polyanskiy V.A., Rostovykh G.N., Tretyakov D.A., Shtukin L.V., Yakovlev Y.A. Evaluation of stress-strain state and cracking of weatherproof structural steel by acoustoelasticity. *Construction of Unique Buildings and Structures*, 2016, vol. 12, pp. 33–44. DOI: 10.18720/CUBS.51.3. (In Russian).
22. *NACE Standard TM0284–2003*. Test Method. Evaluation of Pipeline and Pressure Vessel Steels for Resistance to Hydrogen-Induced Cracking.

23. Andronov D.Yu., Arseniev D.G., Polyanskiy A.M., Polyanskiy V.A., Yakovlev Yu.A. Application of multichannel diffusion model to analysis of hydrogen measurements in solid. International. *Journal of Hydrogen Energy*, 2017, vol. 42, iss. 1, pp. 699–710. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2016.10.126.
24. Polyanskiy A.M., Polyanskiy V.A., Yakovlev Yu.A. Experimental determination of parameters of multichannel hydrogen diffusion in solid probe. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2014, vol. 39, iss. 30, pp. 17381–17390. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2014.07.080.
25. GOST 21132.1–98. *Alyuminiy i splavy alyuminiyevyye. Metod opredeleniya vodoroda v tverdom metalle vakuum-nagrevom* [Aluminum and Aluminum Alloys. Methods for the Determination of Hydrogen in Solid Metal by Vacuum Heating]. (In Russian).
26. Indeitsev D., Semenov B. About a model of structural-phase transformations under hydrogen influence. *Acta Mechanica*, 2008, vol. 195, pp. 295304. DOI: 10.1007/s00707-007-0568-z.
27. Belyaev A.K., Kudinova N.R., Polyanskiy V.A., Yakovlev Yu.A. The description of deformation and destruction of materials containing hydrogen by means of rheological model. *St. Petersburg Polytechnical University Journal: Physics and Mathematics*, 2015, vol. 3, pp. 57–65. DOI: 10.5862/JPM.225.14.
28. Gorsky W.S. Theorie des elastischen Nachwirkung in ungeordneten Mischkristallen (elastische Nachwirkung zweiter Art). *Phys. Zeitschrift der Sowjetunion*, 1935, vol. 8, pp. 457–471.

Подана в журнал: 25.07.2017

УДК 621.73.012

DOI: 10.17804/2410-9908.2017.4.032-043

ПОГРАНИЧНЫЙ СЛОЙ КОНЦЕНТРАЦИИ ВОДОРОДА ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

А. К. Беляев¹, Д. Э. Мансырев², В. А. Полянский^{1*}, А. М. Полянский³,
Д. А. Третьяков², Ю. А. Яковлев¹

¹Институт Проблем Машиноведения Российской Академии Наук,
Васильевский остров, Большой проспект, 61, Санкт Петербург, Российская Федерация

²Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Политехническая, 29, Санкт-Петербург, Российская Федерация

³ООО «Научно-производственный комплекс Электронные и Пучковые Технологии»,
а/я 162, Санкт-Петербург, Российская Федерация

*Ответственный автор. Электронная почта: vice.ipme@gmail.com

Адрес для переписки: Васильевский остров, Большой проспект, 61, Санкт Петербург, Россия, 199178

Тел.: +7 (812) 321-47-78; факс: +7 (812) 321-47-78

В статье проведено экспериментальное обоснование новой модели потери устойчивости равномерной пластической деформации, приводящей к появлению полос Людерса на поверхности деформируемого металла. Установлено, что при испытаниях металлических образцов в атмосфере при комнатной температуре неравномерные пластические деформации коррелированы с концентрацией водорода. В алюминиевых сплавах такая корреляция означает наличие дополнительных пор и микротрещин, возникших в результате пластической деформации. Обнаружен эффект пограничного слоя в распределении концентраций водорода, когда все изменения, связанные с механическим и термомеханическим нагружением, локализованы в тонком пограничном слое у поверхности металлической детали. Для описания обнаруженных явлений использована модель пограничного слоя двухконтинуальной сплошной среды, содержащей водород и волновой подход к анализу уравнений сплошной среды. Построенная модель позволяет описать развитие пластической деформации, как волновой процесс в пограничном слое двухконтинуальной сплошной среды.

Ключевые слова: пластическая деформация, полосы Людерса, растворенный водород, модель пограничного слоя, волновой подход.

1. Введение

Большинство конструкционных металлов перед разрушением испытывает пластические деформации. Они наблюдаются даже при многоциклового усталости. Поэтому процесс пластического течения является критически важным для прочности материалов и устойчивости конструкций из них.

Важной особенностью пластических деформаций реальных деталей, например, изготовленных из металлического проката, является большая неоднородность поля деформаций. Впервые этот эффект был замечен еще в 19-м в. (см. [1, 2]). Позже этот эффект получил название Портевена–Ле Шателье [3]. Связанный с ним механизм образования полос локализации пластической деформации (полос Людерса) является важным аспектом пластической деформации.

Предлагаются разные объяснения механизма такой локализации. Очевидно, что неравномерная деформация однородного материала под действием равномерной нагрузки является проявлением неустойчивости. Эта неустойчивость в любом случае имеет динамическую природу.

Основная часть авторов считает, что причиной неустойчивости является наличие не-монотонности на кривой напряжения–деформации [4, 5].

Другие авторы моделируют эффект локализации пластической деформации с помощью нелинейностей [6, 7] или путем введения в уравнения сплошной среды случайных величин [8]. Источником нелинейных зависимостей считается диффузия вакансий и связанных с ними дислокаций, а также нелинейные определяющие уравнения материала. Источником случайности считается процесс образования дислокаций.

Главной особенностью этих подходов является их фактическая одномерность. Все уравнения пишутся либо для однородного материала, либо для композита, состоящего из вкраплений одного материала в матрицу другого. Между тем установлено, что при пластическом деформировании поликристаллических материалов большую роль играют силы поверхностного натяжения или поверхностные силы кристаллитов [9]. Таким образом, необходимо учитывать наличие поверхностного слоя с особыми свойствами. Экспериментально большое влияние поверхностного слоя при пластической деформации было впервые замечено в начале 20-го в. [10].

Возникают вопросы: чем деформация поверхностного слоя отличается от деформации остального материала, каковы основные физические механизмы, как эти свойства моделировать. Настоящая статья предлагает ответы на поставленные вопросы.

2. Методы исследования и экспериментальные результаты

В качестве методов исследования мы использовали механические испытания на разрывных машинах INSTRON 8850, измерение параметров акустоупругости с помощью промышленного прибора ИН-5101А, измерение распределения концентраций растворенного водорода с помощью промышленного анализатора водорода АВ-1, испытания на водородное растрескивание. Все исследовательское оборудование сертифицировано.

Были изучены образцы с большими пластическими деформациями [11–17]. Нагружение образцов проводилось в разрывных машинах с определением нагрузки и средних деформаций. Также производилась различная обработка образцов (пин-обработка, термомеханические нагрузки, шлифовка и т. д.).

Отмечено в литературе [18–20] и подтверждено нашими испытаниями [17], что процесс пластической деформации сопровождается резким изменением акустоупругости материала образцов. Принято считать, что это следствие разворота зерен металла и остаточных напряжений [19–20].

Численное конечно-элементное моделирование поля пластических деформаций показало, что наблюдается качественное несоответствие между примерно одинаковыми по величине пластическими деформациями в разных частях образцов и результатами измерения акустической анизотропии в этих областях [21]. Особенно сильно деформации и величина акустической анизотропии различались в зоне зарождения магистральной трещины, которая привела к разрушению образца. Этот факт послужил основанием для гипотезы о том, что микрорастрескивание может сильно влиять на величину акустической анизотропии.

Мы применили стандартный тест на водородное растрескивание для генерации водородных микротрещин в призматических ($15 \times 20 \times 100$ мм³) образцах из стали 14ХГНДЦ. Согласно стандарту [22], необходимо в течение 96 ч выдерживать образцы в деаэрированном водном растворе 5 % по массе NaCl и 0,5 % по массе CH₃COOH. В процессе проведения теста в растворе создается и поддерживается концентрация 1000 мг/л H₂S методом барботирования газообразным сероводородом. После этого проводятся измерения параметров микротрещин на шлифах образцов.

Исследования образцов после стандартного теста на водородное растрескивание сталей, согласно стандарту [22], позволили подтвердить гипотезу о том, что микрорастрескивание вызывает существенное изменение величины акустической анизотропии [21].

Следовательно, микрорастрескивание поверхности может стать одним из ведущих механизмов изменения ее структуры при пластической деформации.

Для проверки этой гипотезы мы использовали тот факт, что алюминиевые сплавы являются насыщенными растворами водорода. Это происходит из-за специфических свойств алюминиевой матрицы. В расплаве алюминия насыщенная концентрация водорода в несколько раз больше, чем в твердом состоянии, поэтому у твердого алюминия она почти всегда предельная. «Лишний» водород, который не успел улетучиться в атмосферу при кристаллизации, весь находится в порах и трещинах. Если концентрация водорода увеличивается при резании, пластическом деформировании или иной обработке твердого алюминиевого сплава, то с большой вероятностью это связано с образованием новых пор, микротрещин и других дефектов в объеме и на поверхности металла.

Мы провели измерения пространственного распределения водорода в образцах из алюминиевого сплава АМц, полученных в результате циклического и статического нагружения в разрывной машине. Образцы были вырезаны из плит толщиной 16 и 20 мм и имели стандартную гантелевидную форму (рис. 1). Штриховой линией показана схема нарезки призматических образцов для измерения распределения водорода. Характерный размер призматических образцов 6 мм.

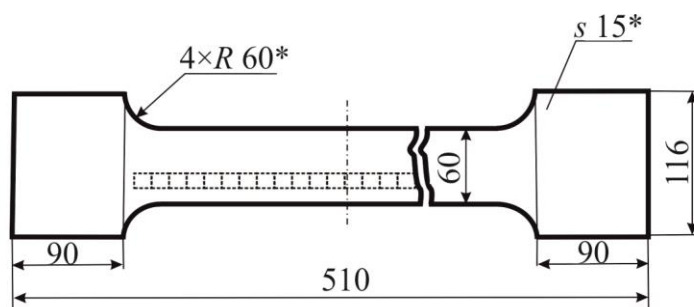


Рис. 1. Образцы после механических испытаний

Нарезка образцов для измерения концентрации водорода производилась ручной пилой, чтобы не допустить их нагревания и связанного с ним перераспределения водорода. С части образцов был удален слой, связанный с поверхностью исходного большого образца толщиной около 500 мкм. Результаты измерений представлены на рис. 2 в зависимости от удаления места разрыва образца в миллиметрах.

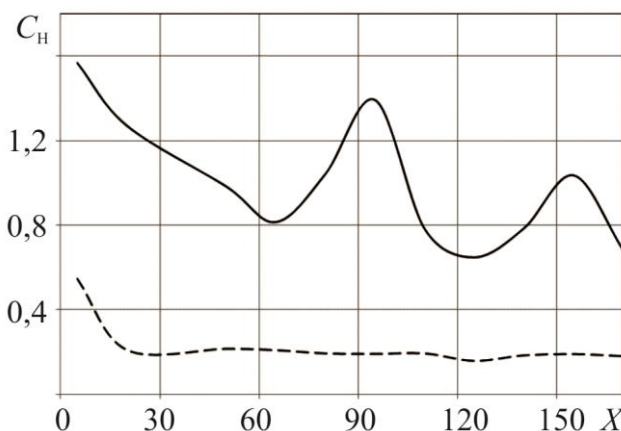


Рис. 2. Зависимость концентрация растворенного водорода в массовых долях C_H (млн.⁻¹) от расстояния x (в мм) от геометрического центра образцов до линии излома: сплошная линия – образцы с поверхностным слоем; пунктирная – с удаленным слоем

поверхности исходного образца толщиной 500 мкм

Методики измерений описаны в [23, 24]. Определение растворенного водорода проводилось согласно стандарту [25]. Наиболее близкие к месту разрушения образцы содержали часть поверхности разрушения.

Хорошо видно на рис. 2, что все поры и микротрещины, образовавшиеся в результате деформации, сосредоточены в тонком поверхностном слое металла. Установленная нами новая закономерность позволяет рассматривать материал как трехмерную среду, содержащую тонкий поверхностный слой с особыми свойствами. Этот поверхностный слой содержит значительные количества водорода, что позволяет использовать для его моделирования концепцию двухконтинуальной сплошной среды, предложенной в [26, 27].

3. Теоретическая модель

Основой модели являются представления о наличии внутри металла водорода с различными энергиями связи. Водород с низкой энергией связи является диффузно-подвижным и стремится к зонам растягивающих напряжений (эффект Горского [28]). Накопление водорода в зоне разрушения происходит как в результате сорбции из окружающей среды, так и при перераспределении его естественных концентраций внутри материала. Водород с низкой энергией связи имеет слабое взаимодействие с металлом. Водород с высокой энергией связи, напротив, взаимодействует с металлом очень интенсивно, но при этом очень медленно перемещается внутри металла. Механические свойства вмещающего материала ухудшаются, прежде всего, вследствие жесткого взаимодействия, так как водород, присоединившийся к атомам металла, отнимает энергию у кристаллической структуры.

Таким образом, процесс увеличения энергии связи водорода сопровождается уменьшением на ту же величину энергии связи внутри кристаллической структуры и связанной с этим деградацией ее механических характеристик [27]. Следовательно, материал, содержащий водород, можно представить состоящим из двух взаимодействующих континуумов. Масса диффузно-подвижного водорода внутри произвольного объема V записывается в виде следующего интеграла:

$$m_H^- = \int_V \rho_H^- dV. \quad (1)$$

Здесь m_H^- , ρ_H^- – масса и объемная плотность диффузно-подвижного водорода.

В дифференциальной форме уравнение баланса массы водорода имеет вид:

$$\frac{\partial \rho_H^-}{\partial t} + \nabla \cdot (\mathbf{v}_H^- \rho_H^-) = j_H^-, \quad (2)$$

где j_H^- – объемный источник диффузно-подвижного водорода; $\mathbf{v}_H^-$ – вектор скорости его перемещения.

Аналогичный баланс массы можно написать для связанного водорода:

$$\frac{\partial n_H^+}{\partial t} + \nabla \cdot (\mathbf{v}_H^+ n_H^+) = \frac{j_H^+}{m_H}. \quad (3)$$

Здесь n_H^+ и $\mathbf{V}_H^+$ – концентрация и скорость частиц связанного водорода, а потоки водорода $-j_H^- = j_H^+ = j$ определяют его перераспределение внутри материала по энергиям связи. Из-за малости концентрации можно принять линеаризованную зависимость потока от концентрации водорода:

$$j = \alpha n_H^- - \beta n_H^+ \quad (4)$$

Коэффициенты α и β , описывающие сорбцию и десорбцию связанного водорода, определяют перераспределение концентраций водорода по энергиям связи.

С точки зрения реологии вмещающий материал является континуумом, который моделирует твердое тело и присоединенные к его частицам водород. Уравнение динамики первого континуума имеет вид:

$$\nabla \cdot \boldsymbol{\tau} = (\rho_0 + \rho_H^+) \frac{\partial \mathbf{V}_H^+}{\partial t} + j \mathbf{V}_H^+ + \mathbf{R}, \quad (5)$$

где $\boldsymbol{\tau}$ – тензор напряжений; $\mathbf{R}$ – сила взаимодействия вмещающей среды и диффузно-подвижного водорода.

Второй континуум, моделирующий диффузно-подвижный водород, описывается уравнениями идеального газа. С учетом того, что давление газа p имеет положительный знак при сжатии, динамическое уравнение имеет вид:

$$-\nabla p = \rho_H^- \frac{\partial \mathbf{V}_H^-}{\partial t} - j \mathbf{V}_H^- - \mathbf{R}. \quad (6)$$

Модуль вектора скорости частиц диффузно-подвижного водорода $\mathbf{V}_H^-$ имеет малую величину, так как эта скорость описывает диффузию водорода в твердом теле.

В тензоре напряжений $\boldsymbol{\tau}$ можно выделить сферическую часть и девиатор

$$\boldsymbol{\tau} = \sigma \mathbf{I} + \mathbf{s},$$

где σ – среднее напряжение; $\mathbf{s}$ – девиатор; $\mathbf{I}$ – единичный тензор.

Эффект Горского состоит в том, что энергия объемного растяжения определяет диффузию водорода и взаимодействие водорода с матрицей вмещающего материала. Следовательно, можно считать, что только сферическая часть тензора напряжений будет зависеть от второго континуума. Уравнения динамики двухконтинуальной сплошной среды в этом случае принимают вид:

$$\begin{aligned} \nabla \sigma &= (\rho_0 + \rho_H^+) \frac{\partial \mathbf{V}_H^+}{\partial t} + j \mathbf{V}_H^+ + \mathbf{R}, \\ -\nabla p &= \rho_H^- \frac{\partial \mathbf{V}_H^-}{\partial t} - j \mathbf{V}_H^- - \mathbf{R}. \end{aligned} \quad (7)$$

После линеаризации уравнений для тонкого поверхностного слоя получается уравнение динамики концентрации связанного водорода n^+ при одноосной деформации образца вдоль оси x :

$$\frac{\partial^2 n^+}{\partial t^2} + (\alpha + \beta) \frac{\partial n^+}{\partial t} - \frac{3kT}{2m_H F(\varepsilon_{st})} \left[\beta \frac{\partial^2 n^+}{\partial x^2} + \frac{\partial^3 n^+}{\partial t \partial x^2} \right] = 0. \quad (8)$$

Здесь k – постоянная Больцмана; T – абсолютная температура подвижного континуума; m_H – масса «частиц» водорода. Параметр $F(\varepsilon_{st})$, зависящий от величины статической деформации ε_{st} , является мерой эффективной площади поперечного сечения каналов диффузии подвижного водорода, которая определяется свойствами материала (размером зерна, наличием пор и т. д.).

Мы предполагаем, что поверхностный слой соединен с основным материалом, который медленно растягивается по закону $\varepsilon_{st} = \varepsilon_{st}(t)$. Именно так выглядят натурные испытания образцов. Деформации являются малой величиной, а $F(\varepsilon_{st}) = F_0 - k_0 \varepsilon_{st}^2$ убывает с ростом деформаций, тогда в первом приближении уравнение (8) может быть записано в виде:

$$\frac{\partial^2 n^+}{\partial t^2} + (\alpha + \beta) \frac{\partial n^+}{\partial t} - \frac{3kT}{2m_H F_0} \left(1 + \frac{k_0}{F_0} \varepsilon_{st}^2 \right) \left[\beta \frac{\partial^2 n^+}{\partial x^2} + \frac{\partial^3 n^+}{\partial t \partial x^2} \right] = 0 \quad (9)$$

В этом уравнении можно выделить малый параметр, что позволяет применить асимптотические методы. Порождающее решение получается из следующего

$$\frac{\partial^2 n^+}{\partial t^2} + (\alpha + \beta) \frac{\partial n^+}{\partial t} - \frac{3kT}{2m_H F_0} \left[\beta \frac{\partial^2 n^+}{\partial x^2} + \frac{\partial^3 n^+}{\partial t \partial x^2} \right] = 0. \quad (10)$$

Затем, вычитая порождающее решение из (9), можно получить следующее приближение, которое будет иметь порядок $O(\varepsilon_{st}^2)$. Порождающее решение можно рассматривать как волновое, чему способствует осциллирующий характер распределения концентраций водорода, наблюдаемый экспериментально (рис. 2).

Будем разыскивать решение в виде $n^+ = n^+(\theta)$, $\theta = \kappa x - \lambda t + \varphi$, где κ , λ – волновые числа, φ – сдвиг фазы, тогда:

$$\lambda^2 \frac{d^2 n^+}{d\theta^2} - (\alpha + \beta) \lambda \frac{dn^+}{d\theta} - \frac{3kT}{2m_H F_0} \left[\beta \kappa^2 \frac{d^2 n^+}{d\theta^2} - \kappa^2 \lambda \frac{d^3 n^+}{d\theta^3} \right] = 0.$$

Откуда, обозначив $\gamma = \frac{3kT}{2m_H F_0}$, получим:

$$\gamma \kappa^2 \lambda \frac{d^3 n^+}{d\theta^3} + (\lambda^2 - \gamma \kappa^2 \beta) \frac{d^2 n^+}{d\theta^2} - (\alpha + \beta) \lambda \frac{dn^+}{d\theta} = 0.$$

Собственные числа данного уравнения с постоянными коэффициентами определяются уравнением:

$$\gamma \kappa^2 \lambda p^3 + (\lambda^2 - \gamma \kappa^2 \beta) p^2 - (\alpha + \beta) \lambda p = 0;$$

$$p_1 = 0, p_{2,3} = \frac{-(\lambda^2 - \gamma \kappa^2 \beta) \pm \sqrt{D}}{2\gamma \kappa^2 \lambda}, D = \lambda^4 + \gamma^2 \kappa^4 \beta^2 + 2\lambda^2 \gamma \kappa^2 \beta + 4\lambda^2 \gamma \kappa^2 \alpha.$$

Дисперсионное соотношение:

$$-i\gamma \kappa^2 \omega - \omega^2 + \gamma \kappa^2 \beta - i(\alpha + \beta)\omega = 0,$$

откуда

$$k^2 = \frac{\omega^2 + i(\alpha + \beta)\omega}{\gamma \beta - i\gamma \omega} = \frac{1 - \alpha \omega^2 + i((\alpha + \beta)\omega \beta + \omega^3)}{\gamma \beta^2 + \omega^2}.$$

Таким образом, затухание по времени сочетается с положительной вещественной частью экспоненты по координате и наоборот.

С другой стороны, в случае $\kappa = i k$, $\lambda = i \omega$, получим один нулевой и два чисто мнимых корня разного знака вида:

$$p_{2,3} = \frac{(\omega^2 - \gamma \kappa^2 \beta) \pm \sqrt{D}}{2\gamma \kappa^2 \omega} i, D = \omega^4 + \gamma^2 k^4 \beta^2 + 2\omega^2 \gamma \kappa^2 \beta + 4\omega^2 \gamma \kappa^2 \alpha.$$

Это позволяет записать решение в виде:

$$n^+ = n^+(\theta) = A_1 + A_2 \exp(p_2 \theta) + A_3 \exp(p_3 \theta), \quad (11)$$

где второе слагаемое будет давать волну, затухающую в пространстве, но нарастающую по времени экспоненциально до бесконечности, а третье – наоборот, затухающую во времени уединенную волну с нарастанием амплитуды по пространству.

Для удовлетворения произвольным граничным условиям нужны все три функции, так что нарастания амплитуды до бесконечности не избежать в линейной постановке. С другой стороны, есть устойчивое решение $n^+ = n^+(\theta) = A_1$. Таким образом, если концентрация водорода равномерная, то она может сохраняться сколь угодно долго. Однако при любом перекосе в граничных условиях и неоднородности появляются все три решения, и амплитуда концентрации будет экспоненциально нарастать. Этим объясняется критическое влияние малых неоднородностей (ловушек водорода) и неравномерных граничных условий на устойчивость всей системы.

4. Заключение

Таким образом, порождающее решение уравнений концентрации водорода, связанного с матрицей материала, в тонком пограничном слое будет волновым для любого неоднородного распределения концентрации водорода по поверхности.

В этом решении всегда присутствует комплексная частота колебаний, которая означает наличие экспоненциально-нарастающей во времени амплитуды концентрационной волны, которая в силу уравнений двухконтинуальной сплошной среды приводит к деградации механических характеристик материала в зонах с максимальной концентрацией водорода. Такая

неоднородность характеристик легко объясняет возникновение полос локализации пластической деформации, тем более что они часто имеют характерную длину волны, т. е. отстоят на приблизительно равном расстоянии друг от друга на поверхности образца.

Новый подход имеет большое практическое значение, так как позволяет связать концентрацию водорода с пластической деформацией материала. Таким образом, измерения концентрации растворенного водорода можно использовать для оценки остаточного ресурса материалов и конструкций из них.

Благодарность

Исследование выполнено при поддержке РФФИ, проекты No. 15-08-03112-а и 17-08-00783-а.

Литература

1. Von Gerstner F. A. Ueber die Festigkeit der Körper // Annalen der Physik. – 1832. – Vol. 102, iss. 10. – P. 269–279. – DOI: 10.1002/andp.18321021005/.
2. Savart F. Recherches sur les vibrations longitudinales // Ann. Chim. Phys. – 1837. – Vol. 65. – P. 337–402.
3. Portevin A., Le Chatelier F. Sur un phenomene observe lors del'essai de traction d'alliages en cours de transformation // Compt. Rend. Acad. Sci. – Paris. – 1923. – Vol. 176. – P. 507–510.
4. Penning P. Mathematics of the Portevin-Le Chatelier effect // Acta Metallurgica. – 1972. – Vol. 20, no. 10. – P. 1169–1175. – DOI: 10.1016/0001-6160(72)90165-4.
5. Lebyodkin M., Brechet Y., Estrin Y., Kubin L. Statistical behaviour and strain localization patterns in the Portevin-Le Chatelier effect // Acta materialia. – 1996. – Vol. 44, no. 11. – P. 4531–4541. – DOI: 10.1016/1359-6454(96)00076-6.
6. McCormick P. G. A model for the Portevin-Le Chatelier effect in substitutional alloys // Acta Metallurgica. – 1972. – Vol. 20, no. 3. – P. 351–354. – DOI: 10.1016/0001-6160(72)90028-4.
7. Kalk A., Nortmann A., Schwink C. Dynamic strain ageing and the boundaries of stable plastic deformation in Cu-Mn single crystals // Philosophical Magazine A. – 1995. – Vol. 72, no. 5. – P. 1239–1259. – DOI: 10.1080/01418619508236253.
8. Leoni F., Zapperi S. Dislocation mutual interactions mediated by mobile impurities and the conditions for plastic instabilities // Physical Review E. – 2014. – Vol. 89, no. 2. – P. 022403. – DOI: 10.1103/PhysRevE.89.022403.
9. Contribution of Surface Tension Energy during Plastic Deformation of Nanomaterials / N. R. Kudinova, V. A. Polyanskiy, A. M. Polyanskiy, Yu. A. Yakovlev // Doklady Physics. – 2016. – Vol. 61, no. 10. – P. 514–516. – DOI: 10.1134/S1028335816100104.
10. Phillips A., Brick R. M. Effect of Quenching Strains on Lattice Parameter and Hardness Values of High Purity Aluminum-copper Alloys // Metals Technol., Tech. Paper. – 1934. – Vol. 563. – P. 94–112.
11. Experimental investigation of the acoustic anisotropy field in the sample with a stress concentrator / A. I. Grishchenko, V. S. Modestov, V. A. Polyanskiy, D. A. Tretyakov, L. V. Shtukin // St. Petersburg Polytechnical University Journal: Physics and Mathematics. – 2017. – Vol. 3, iss. 1. – P. 77–82. – DOI: 10.1016/j.spjpm.2017.02.005.
12. Propagation of sound waves in stressed elasto-plastic material / A. K. Belyaev, V. A. Polyanskiy, A. M. Lobachev, V. S. Modestov, A. S. Semenov, A. I. Grishchenko, Y. A. Yakovlev, L. V. Shtukin, D. A. Tretyakov // Proceedings of the International Conference: Days on Diffraction 2016. – St. Petersburg, 2016. – P. 56–61. – DOI: 10.1109/DD.2016.7756813.
13. Belyaev A. K., Blekhman I. I., Polyanskiy V. A. Equation for the evolution of trapped hydrogen in an elastic rod subjected to high-frequency harmonic excitation// Acta Mech. – 2016. – Vol. 227. – P. 1515–1518. – DOI: 10.1007/s00707-015-1505-1.

14. Application of the acoustic anisotropy approach for technical diagnostics of structures with large plastic deformations / A. K. Belyaev, V. A. Polyanskiy, A. I. Grishchenko, A. M. Lobachev, D. I. Mansyrev, V. S. Modestov, A. V. Pivkov, A. S. Semenov, L. V. Shtukin, D. A. Tretyakov, Yu. A. Yakovlev // AIP Conference Proceedings. – AIP Publishing, 2016. – Vol. 1785, no. 1. – P. 030004. – DOI: 10.1063/1.4967025.
15. Measurement of dissolved hydrogen distributions after ultrasonic peening of heataffected zone of welded joint / V. A. Polyanskiy, A. K. Belyaev, D. G. Arseniev, Yu. A. Yakovlev, A. M. Polyanskiy, M. Stoschka // AIP Conference Proceedings. – AIP Publishing, 2016. – Vol. 1785, no. 1. – P. 030022-1–030022-4. – DOI: 10.1063/1.4967043.
16. Multichannel diffusion vs TDS model on example of energy spectra of bound hydrogen in 34CrNiMo6 steel after a typical heat treatment / A. K. Belyaev, A. M. Polyanskiy, V. A. Polyanskiy, Ch. Sommitsch, Yu. A. Yakovlev // International Journal of Hydrogen Energy. – 2016. – Vol. 41, iss. 20. – P. 8627–8634. – DOI: 10.1016/j.ijhydene.2016.03.198.
17. Estimating the plastic strain with the use of acoustic anisotropy / A. K. Belyaev, A. M. Lobachev, V. S. Modestov, A. V. Pivkov, V. A. Polyanskiy, A. S. Semenov, D. A. Tretyakov, L. V. Shtukin // Mechanics of Solids. – 2016. – Vol. 51, iss. 5. – P. 606–611. – DOI: 10.3103/S0025654416050149.
18. Hirao M., Pao Y. H. Dependence of acoustoelastic birefringence on plastic strains in a beam // The Journal of the Acoustical Society of America. – 1985. – Vol. 77, no. 5. – P. 1659–1664. – DOI: 10.1121/1.391964.
19. Pao Y. H. Theory of acoustoelasticity and acoustoplasticity // Solid mechanics research for quantitative non-destructive evaluation. – Netherlands : Springer, 1987. – P. 257–273.
20. Pao Y. H., Wu T. T., Gao U. Acoustoelastic Birefringences in Plastically Deformed Solids: Part I - Theory // Journal of Applied Mechanics. - 1991. - Vol. 58, no. 1. - P. 11–17. – DOI: 10.1115/1.2897137.
21. Evaluation of stress-strain state and cracking of weatherproof structural steel by acoustoelasticity / E. L. Alekseeva, A. A. Alhimenko, A. K. Belyaev, A. M. Lobachev, V. A. Polyanskiy, G. N. Rostovkykh, D. A. Tretyakov, L. V. Shtukin, Y. A. Yakovlev // Construction of Unique Buildings and Structures. – 2016. – Vol. 12. – P. 33–44. – DOI: 10.18720/CUBS.51.3.
22. NACE Standard TM0284-2003. Test Method. Evaluation of Pipeline and Pressure Vessel Steels for Resistance to Hydrogen-Induced Cracking.
23. Application of multichannel diffusion model to analysis of hydrogen measurements in solid / D. Yu. Andronov., D. G. Arseniev, A. M. Polyanskiy, V. A. Polyanskiy, Yu. A. Yakovlev // International Journal of Hydrogen Energy. – 2017. – Vol. 42, iss. 1. – P. 699–710. – DOI: 10.1016/j.ijhydene.2016.10.126.
24. Polyanskiy A. M., Polyanskiy V. A., Yakovlev Yu. A. Experimental determination of parameters of multichannel hydrogen diffusion in solid probe// International Journal of Hydrogen Energy. – 2014. – Vol. 39, iss. 30. – P. 17381–17390. – DOI: 10.1016/j.ijhydene.2014.07.080.
25. GOST 21132.1-98. Aluminium and aluminium alloys. Methods for determination of hydrogen in solid metal by vacuum hot extraction.
26. Indeitsev D., Semenov B. About a model of structural-phase transformations under hydrogen influence // Acta Mechanica. – 2008. – Vol. 195. – P. 295–304. – DOI: 10.1007/s00707-007-0568-z.
27. The description of deformation and destruction of materials containing hydrogen by means of rheological model / A. K. Belyaev, N. R. Kudinova, V. A. Polyanskiy, Yu. A. Yakovlev // St. Petersburg Polytechnical University Journal. Physics and Mathematics. – 2015. – Vol. 3. – P. 57–65. – DOI: 10.5862/JPM.225.14.
28. Gorsky W. S. Theorie des elastischen Nachwirkung in ungeordneten Mischkristallen (elastische Nachwirkung zweiter Art) // Phys. Zeitschrift der Sowjetunion. – 1935. – Vol. 8. – P. 457–471.

A BRIEF REVIEW OF METHODS FOR INCREASING THE SERVICE LIFE OF LASER METAL OPTICS

S. A. Filin¹, V. E. Rogalin^{2,3}, I. A. Kaplunov^{3*}, S. A. Tretiakov³

¹Plekhanov National University of Economics,

36, Stremyannyj Lane, 117997, Moscow, Russian Federation

²Astrofizika National Center of Laser Systems and Complexes JSC,

95, Volokolamskoe Hwy., 125424, Moscow, Russian Federation

³Tver State University, 33, Zhelyabova St., 170100, Tver, Russian Federation

*Corresponding author. E-mail: Kaplunov.IA@tversu.rul.ru

Address for correspondence: 33, Zhelyabova St., 170100, Tver, Russian Federation

Tel.: +7 (4822) 32 28 39; fax: +7 (4822) 32 28 39

The experience gained during the operation of laser metal optics required a new approach to the technology of preparing mirrors. The operational properties of mirrors directly depend on the energy state of the surface described by such parameters as reflection coefficient, roughness, optical purity, adhesion durability, threshold optical breakdown, etc. Cleaning and/or modification of the surface affect these properties actively, since a surface layer with charged inside technological impurities is formed during the manufacture of mirrors. This layer differs in structure and properties from the bulk of the material significantly. When choosing a detergent medium, it is necessary to take into account the increased chemical activity of the surface in view of the properties of the metal, as well as the necessity of preserving the optical parameters of the surface after cleaning and/or surface modification. Oxygen-free metal surfaces are more difficult to clean in the case of complex contamination; however, in the overwhelming majority of cases, when cleaning metal optics, we have to deal with an oxide-covered surface.

Keywords: laser, cleaning of a surface, metal mirror, technological contaminations, adhesive durability, threshold optical damage.

DOI: 10.17804/2410-9908.2017.4.044-051

References

1. Zimon A.D. *Adgeziya plenok i pokrytiy* [Adhesion of Films and Coatings]. M., Khimiya Publ., 1977, 352 p. (In Russian).
2. *Itogi nauki i tekhniki. Seriya: Radiotekhnika* [R.G. Mirmanova, ed. Summary of Science and Technology]. M., VINITI Publ., 1983, vol. 31, 219 p. (In Russian).
3. Mann J.B., Ogata R., Hagakawa T. *Recent Developments in Mass Spectrometry*, Tokyo, University Press, 1980, 814 p.
4. Filin S.A., Rogalin V.E., Kaplunov I.A. Fiziko-khimicheskaya ochistka poverkhnosti silovoy metallooptiki s tselyu uvelicheniya opticheskoy stoykosti. In: *Sbornik nauchnykh statey III Mezhdunarodnoy nauchno-prakticheskoy konferentsii «Fizika i tekhnologiya nanomaterialov i struktur»* [Physics and Technology of Nanomaterials and Structures: Proceedings of the Third International Scientific and Practical Conference]. Kursk, Universitetskaya Kniga Publ., 2017, pp. 349–357. (In Russian).
5. Arkhipov Yu.V., Belashkov I.N., Datskevich N.P., Egorov V.N., Izyumov A.F., Karlov N.V., Konov V.I., Kononov N.N., Kuz'min G.P., Nesterenko A.A., Chapliev N.I. Thresholds of the optical-breakdown in air on a polished metal-surface for the radiation at $\lambda=10.6\text{-}\mu\text{m}$. *Kvantovaya Elektronika*, 1986, vol. 13, no. 1, pp. 103–109.
6. Rogalin V.E. Effect of Absorbing Microinhomogeneities on Optical Damage to Alkali-Halide Crystals. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*, 2012, vol. 76, no. 11, pp. 1205–1216. DOI: [10.3103/S1062873812110184](https://doi.org/10.3103/S1062873812110184).

7. Rogalin V.E. Optical durability of copper mirrors for powerful impulse TEA CO₂ lasers. *Materialovedenie*, 2013, no. 9, pp. 34–42. (In Russian).
8. Rogalin V.E., Kaplunov I.A. Optical properties of metal mirrors for CO₂ lasers. *Izvestiya Sochinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2013, nos. 4–2 (28), pp. 120–127.
9. Luft B.D., Shustina A.L. *Ochistka detaley elektronnykh priborov* [Cleaning of Parts of Electronic Devices]. M., Energiya Publ., 1968, 320 p. (In Russian).
10. Dong Guojun, Grubyj S.V Study of regularities in process of diamond turning and accuracy of processing the surfaces of metal optics. *Tekhnologiya Metallov*, 2008, no. 2, pp. 26–32. (In Russian).
11. Drobot A.D., Ilin M.K., Rogalin V.E., Filin S.A., Jampolskij V.I., Narusbek Eh.A. Method for cleaning optical surface of products from metal and alloys. *RF Patent 2049155*, 1995. (In Russian).
12. Drobot A.D., Ilin M.K., Rogalin V.E., Filin S.A., Jampolskij V.I. Process of purifying surface of objects of metals and their alloys. *RF Patent 2070621*, 1996. (In Russian).
13. Filin S.A., Ilyin M.K., Yampolsky V.I. A method for purifying the optical surface of copper and copper alloy products. *RF Patent 2091505*, 1997. (In Russian).
14. Kaplunov I.A., Rogalin V.E., Filin S.A. Research of possibility of laser-chemical purification of metallic surfaces. *Tsvetnye Metally*, 2015, no. 1, pp. 29–31. (In Russian).
15. Semenov A.P. *Trenie i kontaktnoe vzaimodeistvie grafita i almaza s metallami i splavami* [Friction and Contact Interaction of Graphite and Diamond with Metals and Alloys]. M., Nauka Publ., 1974, 236 p. (In Russian).
16. Yashcheritsyn A.P., Tsokur A.K., Eremenko A.L. *Teplovye yavleniya pri shlifovanii i svoystva obrabotannykh poverkhnostey* [Thermal Phenomena in Polishing and the Properties of the processed Surfaces]. Minsk, Nauka i Tekhnika Publ., 1973, 212 p. (In Russian).
17. Examining Surfaces of Oxidized Aluminum Exposed to CO₂ Laser Pulses. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*, 2016, vol. 80, no. 12, pp. 1489–1493. DOI: 10.3103/S1062873816120170.
18. *Kurs fizicheskoy khimii* [Ya.A. Gerasimov, ed. The Course of Physical Chemistry]. M., Khimiya Publ., 1973, vol. 2, 623 p. (In Russian).

Подана в журнал: 29.06.2017
УДК 539.4.015.2; 684.4.059.8
DOI: 10.17804/2410-9908.2017.4.044-051

КРАТКИЙ ОБЗОР МЕТОДОВ ПОВЫШЕНИЯ РЕСУРСА ЛАЗЕРНОЙ МЕТАЛЛООПТИКИ

С. А. Филин¹, В. Е. Рогалин^{2,3}, И. А. Каплунов³, С. А. Третьяков³

¹Российский экономический университет им. Г.В. Плеханова
117997, Стремянный пер., 36, Москва, Российская Федерация

²АО «Национальный центр лазерных систем и комплексов «Астрофизика»
125424, Волоколамское ш., 95, Москва, Российская Федерация

³Тверской государственный университет
170100, ул. Желябова, 33, Тверь, Российская Федерация

*Ответственный автор. Электронная почта: Kaplunov.IA@tversu.ru
Адрес для переписки: 170100, г. Тверь, ул. Желябова, 33
Тел.: +7 (4822) 32–28–39; факс: +7 (4822) 32–28–39

Опыт эксплуатации лазерной металлооптики потребовал нового подхода к технологии подготовки зеркал. Эксплуатационные свойства зеркал напрямую зависят от энергетического состояния поверхности, описываемого такими параметрами, как коэффициент отражения, шероховатость, оптическая чистота, адгезионные свойства, порог оптического пробоя и т. д. Очистка и (или) модификация поверхности активно влияют на эти свойства, так как при изготовлении зеркал образуется поверхностный слой с зашаржированными технологическими примесями. Этот слой заметно отличается по структуре и свойствам от объема материала. При выборе моющей среды следует учитывать повышенную химическую активность поверхности с учетом свойств металла, а также необходимость сохранения оптических параметров поверхности после очистки и (или) модификации поверхности. Освобожденные от оксидов поверхности металлов труднее поддаются очистке при комплексном загрязнении, но в подавляющем большинстве случаев при очистке металлооптики приходится иметь дело с поверхностью, покрытой оксидом.

Ключевые слова: лазер, очистка поверхности, металлическое зеркало, технологические загрязнения, адгезионная прочность, порог оптического пробоя.

1. Введение

Развитие лазерной металлооптики потребовало нового подхода к технологии подготовки зеркал к эксплуатации. Ресурс зеркал связан с ужесточением требований к оптическим параметрам, связанным с энергетическим состоянием поверхности, таким как коэффициент отражения, шероховатость, оптическая чистота, адгезионные свойства, порог оптического пробоя и т. д.

Одним из основных процессов, влияющих на указанные свойства, является очистка оптической поверхности и ее модификация с целью достижения оптимальных эксплуатационных параметров. Связано это с тем, что в процессе изготовления зеркал образуется поверхностный слой, включающий в себя зашаржированные технологические примеси. Этот слой заметно отличается по структуре и свойствам от объема материала. Исследования [1–8] в области оптического материаловедения показали непосредственную зависимость важнейших эксплуатационных характеристик от оптических свойств поверхностного слоя, наличия в нем примесей.

Последние приводят к уменьшению адгезионной прочности наносимых покрытий, значительно снижают порог оптического пробоя (под действием лазерного излучения проис-

ходит выгорание (взрывного типа) примесей и разрушение поверхности при мощностях потока гораздо ниже расчетных) [2, 4–8], а также ухудшают другие оптические параметры: чистоту, коэффициент отражения, механическую прочность покрытий, коррозионную стойкость и т. п.

2. Постановка задачи и методы решения

По данным анализа требований к надежности современных приборов с большим сроком службы [9] считается, что количество органических загрязнений на рабочей поверхности не должно превышать $1 \cdot 10^{-8}$ г/см², что эквивалентно покрытию 0,1 поверхности мономолекулярным слоем стеариновой кислоты, принятой при исследовании ряда процессов очистки в качестве модельного загрязнения; солями (хлоридами, сульфидами, фосфатами и т. д.) – $1 \cdot 10^{-8} - 1 \cdot 10^{-9}$ г/см². Для оптической поверхности, подвергающейся воздействию высокоэнергетического, например лазерного, излучения, количество загрязнений не должно превышать $1 \cdot 10^{-9} - 1 \cdot 10^{-10}$ г/см².

С точки зрения проблемы получения поверхности металла такого уровня чистоты представляют интерес следующие ее свойства: оптические характеристики (коэффициент отражения, шероховатость, оптическая чистота, адгезионные свойства, порог оптического пробоя и т. д.), наличие оксида на поверхности и его тип, наличие в оптическом поверхностном слое примесей, чувствительность металла к коррозионному воздействию моющей среды, неоднородность химической активности, геометрическая форма и габаритные размеры поверхности.

Резка металлических слитков на пластины сопровождается интенсивным механическим воздействием на поверхность и придает ей значительные нарушения и определенную степень шероховатости. Последующие процессы чистового шлифования и окончательного полирования свободным абразивом, применяющиеся для придания металлооптическим элементам требуемых размеров, точных геометрических параметров (плоскостности и параллельности) и оптической чистоты поверхности, также формируют нарушенный слой. По существу метод основан на взаимном притирании инструмента и детали через слой абразивной суспензии. При полировке обрабатываемая поверхность обычно соприкасается с инструментом – мягким веществом, типа полировальной смолы, кожи или ткани. Абразив, поддерживаемый мягкой поверхностью, не царапает обрабатываемую поверхность, а вызывает за счет пластической деформации вязкое течение материала поверхности. Однако на качество поверхностного слоя отрицательно влияет шаржирование абразивными микрочастицами и загрязнение поверхности полировальным составом.

Позднее появился метод лезвийной обработки – алмазное точение как метод автоматизированной обработки поверхностей металлооптики алмазными монокристаллическими резцами на специальных особо точных прецизионных станках [10]. В этом случае степень повреждения поверхностного слоя минимизируется. При алмазном точении даже крупногабаритных металлооптических элементов достигается точность обработки от 0,5 до 0,025 мкм со средней квадратичной величиной микронеровностей менее 10 нм. Однако и в случае алмазного точения процесс может завершаться как с последующей операцией полирования абразивным инструментом, так и без нее, например, для алюминиевого сплава АМгб, эксплуатируемого в лазерах ИК-области спектра.

Однако во всех случаях получения металлооптики, а также при последующей эксплуатации этих зеркал, на оптической поверхности появляются технологические и иные загрязнения, ухудшающие оптические свойства металлооптики и, как следствие, требующие очистки оптической поверхности от таких загрязнений [11–14]. В свою очередь очистка такого специфического с точки зрения твердости химической активности и оптических свойств материала, как металл, требует обоснования подходов и методов к очистке и (или) модифи-

кации оптической поверхности от загрязнений, обеспечивающих улучшение ее эксплуатационных свойств.

3. Результаты и обсуждение

Предполагается, что в металлических монокристаллах нарушенный слой после процесса полирования можно разделить на следующие различные по характеру зоны (рис. 1): аморфная зона, аморфная зона с трещинами, деформированная зона с повышенной плотностью дислокаций.

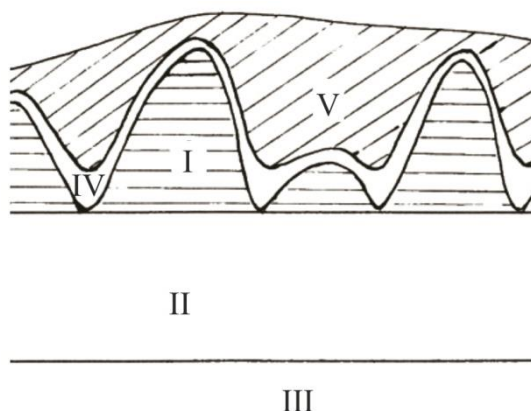


Рис. 1. Зоны слоев с нарушенной монокристаллическостью:

I – аморфная зона; II – аморфная зона с трещинами; III – деформированная зона с повышенной плотностью дислокаций; IV – оксидный слой; V – слой загрязнений

В аморфной зоне образуется слой оксида, на котором присутствуют загрязнения (наиболее чистые поверхности получаются при раскислении монокристаллов). Аморфная зона (как её часто называют «слой Бэйлби»), как правило, имеет глубину $\sim 30 \text{ \AA}$ [10]. Деформированная зона с повышенной плотностью дислокаций (слой III) является переходной от аморфной структуры к ненарушенному монокристаллу и содержит механические напряжения, а в некоторых случаях и микротрещины. Величина нарушенного слоя может составлять десятки микрон.

Аморфная зона обладает свойствами, резко отличающимися от свойств недеформированной зоны металла: она гораздо тверже, обычно более растворима и электрохимически отрицательна, что стимулирует коррозию металла, часто начинающейся в местах, где имело место поверхностное течение или какое-либо иное нарушение кристаллической структуры, например вблизи углубления или отверстия. Теплота растворения поверхностных слоев полированного металла меньше, чем неполированного, что указывает на накопление в поверхностных слоях избыточной свободной энергии.

Контактному взаимодействию с металлами и сплавами полирующих порошков, в том числе при высоких температурах, посвящены работы [15, 16]. Механизм образования аморфного поверхностного слоя представляется комбинацией многих процессов. В металле возникают значительные напряжения сдвига, вызывающие скольжение вдоль плоскостей структуры монокристаллических зёрен и его пластическую деформацию, а затем и разрушение. В случае более острых выступов разрушение может возникать и при сжатии. При этом на поверхности образуются продукты износа абразива в виде мелкодисперсных включений. При полировании поверхностные слои в отдельных точках могут претерпевать мгновенные акты плавления, обусловленные взаимодействием с полирующим материалом (шероховатость контактирующих тел по высотным параметрам больше или меньше в 1,5–10 раз, кон-

такт происходит при скольжении в широком диапазоне скоростей – 0,5–100 м/с). В месте контакта поверхности металла с абразивом возникают температуры в диапазоне 50–1600 °C [15], быстро повышающиеся до температуры плавления металла, если она входит в этот диапазон.

Степень нарушения структуры металла постепенно изменяется при переходе от поверхности к более глубоким слоям. Под аморфным поверхностным слоем расположены слои с постепенно увеличивающимися размерами монокристаллических зёрен, а на глубине нескольких микрометров (может быть и больше) наблюдается исходная структура.

Полированная поверхность имеет определенную шероховатость, средние размеры которой обусловлены как размером и ориентацией монокристаллических зёрен, так и полирующим материалом, режимом и длительностью обработки, применёнными в процессе полировки особенно на последней стадии – доводке, и составляет $\sim R_z = 0,01\text{--}0,05$ мкм. Шероховатость способствует скоплению загрязнений, например, масляных соединений. С ростом шероховатости методы определения чистоты поверхности становятся менее надежными.

Все металлы покрыты пленкой оксидов. Кривые кинетики химической коррозии меди, широко применяющейся для создания металлооптики, показывают рост оксидной пленки в зависимости от времени выдержки при различных условиях, в частности, до значительной величины в течение нескольких секунд (рис. 2).

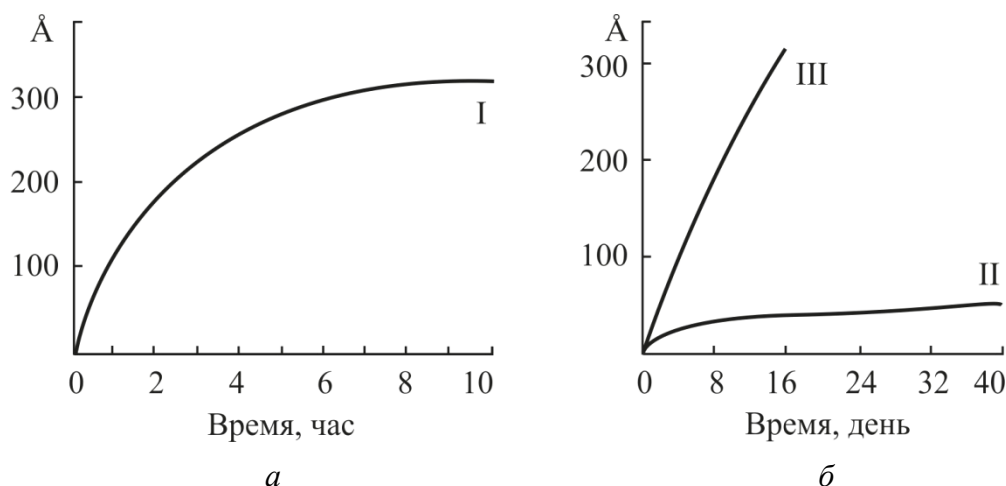


Рис. 2. Нарастание слоя оксида меди от времени выдержки: а – I в воздухе при 100 °C; б – II в открытом сосуде при 20 °C и III в эксикаторе над P₂O₅ при 20 °C

Прочность сцепления загрязнения с поверхностью зависит от типа их взаимодействия. Минеральные масла прочнее удерживаются на свободной от оксида поверхности (межмолекулярное взаимодействие), жирные кислоты прочнее удерживаются на поверхности оксида (химическая связь). Меньшее сцепление неполярного минерального масла с оксидом объясняется формированием между ними дисперсионного взаимодействия, с кислотами возникает химическая связь.

Чувствительность (сенсibilизация) металлов к агрессивному воздействию моющих сред оказывает существенное влияние на выбор моющей среды и режимы очистки. Например, сенсibilизация алюминия, также широко применяемого для изготовления зеркал, обусловлена образованием мельчайших трещин в слое оксида [17], который обычно защищает металл от коррозии. Точечная коррозия может произойти именно на этих участках. Сенсibilизацию обуславливают факторы: 1) атмосферное воздействие, когда при наличии в воздухе влажного электролита возникают локальные гальванические эффекты; 2) кислотные испарения, являющиеся причиной высокой сенсibilизации алюминия, если металл хранится в местах с высоким насыщением воздуха парами кислот, особенно соляной, при этом гальваническое воздействие усиливает этот процесс; 3) химическое взаимодействие с агрессивными

для данного металла растворителями, вызывающими его коррозию, в том числе взаимодействие с продуктами разложения растворителей, например, термического при длительной эксплуатации, даже если моющая среда не оказывает такого воздействия (вторичный эффект). Последний фактор требует использования стабильного при длительном использовании растворителя.

Сенсибилизация меди и ее сплавов заключается в том, что они быстро тускнеют при нагревании и увлажнении на воздухе.

Неоднородность химической активности поверхности металлов, как правило, обусловлена наличием энергетически активных центров, обладающих максимальной энергией адсорбции, на которые и приходится основная масса адсорбированного вещества (количество этих центров невелико). Поэтому, искусственно снижая энергию адсорбции этих активных центров соединениями, которые впоследствии легко удаляются или не оказывают отрицательного воздействия на эксплуатационные характеристики оптических элементов, можно значительно снизить энергию адсорбции трудноудаляемых загрязнений и, как следствие, их массу на оптической поверхности. Примером соединения, снижающего энергию адсорбции наиболее энергетически активных центров на оптической поверхности, является оксид углерода, искусственно предварительно и/или после процесса очистки адсорбированный на поверхность меди [18].

4. Заключение

При выборе моющей среды, режимов обработки и длительности использования моющей среды следует учитывать повышенную химическую активность полированной поверхности с учетом свойств соответствующего металла, а также необходимость сохранения оптических параметров поверхности в процессе очистки.

В общем случае, освобожденные от оксидов поверхности металлов труднее поддаются очистке при комплексном загрязнении различного типа. В подавляющем большинстве случаев при очистке металлооптики приходится иметь дело с поверхностью, покрытой оксидом.

Благодарность

Работа выполнена в рамках проекта РФФИ по теме «Влияние социокультурной среды на формирование научного потенциала современного ученого-исследователя в России и Монголии», номер проекта 17-23-03003.

Литература

1. Зимон А. Д. Адгезия пленок и покрытий. – М. : Химия, 1977. – 352 с.
2. Итоги науки и техники. Серия: Радиотехника / под общ. ред. Р. Г. Мириманова. – Т. 31. – М. : ВИНТИ, 1983. – 219 с.
3. Mann J. B., Ogata R., Hagakawa T. Recent Developments in Mass Spectrometry. – Tokyo : University Press, 1980. – 814 с.
4. Филин С. А., Рогалин В. Е., Каплунов И. А. Физико-химическая очистка поверхности силовой металлооптики с целью увеличения оптической стойкости // 3-я Международная научно-практическая конференция «Физика и технология наноматериалов и структур», Курск, 23–25 мая 2017 г. : сборник научных статей : в 2-х т. – Курск : Университетская книга, 2017. – С. 349–357.
5. Пороги оптического пробоя воздуха на полированной металлической поверхности для излучения с $\lambda = 10,6$ мкм / Ю. В. Архипов, И. Н. Белашков, И. П. Дацкевич, В. Н. Егоров, А. Ф. Изюмов, Н. В. Карлов, В. И. Конов, Н. Н. Кононов, Г. П. Кузьмин, А. А. Нестеренко, Н. И. Чаплиев // Квантовая электроника. – 1986. – Т. 13, № 1. – С. 103–109.

6. Rogalin V. E. Effect of Absorbing Microinhomogeneities on Optical Damage to Alkali-Halide Crystals. – Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. – 2012. – Vol. 76, no. 11. – P. 1205–1216. – DOI: [10.3103/S1062873812110184](https://doi.org/10.3103/S1062873812110184).
7. Рогалин В. Е. Оптическая стойкость медных зеркал для мощных импульсных ТЕА СО₂-лазеров // Материаловедение. – 2013. – № 9. – С. 34–42.
8. Рогалин В. Е., Каплунов И. А. Оптические свойства металлических зеркал для СО₂-лазеров // Известия Сочинского государственного университета. – 2013. – № 4–2 (28). – С. 120–127.
9. Луфт Б. Д., Шустина А. Л. Очистка деталей электронных приборов. – М. : Энергия, 1968. – 320 с.
10. Дун Гоцзюнь, Грубый С. В. Анализ закономерностей процесса алмазного точения и точности обработки поверхностей металлооптики // Технология металлов. – 2008. – № 2. – С. 26–32.
11. Способ очистки оптической поверхности изделий из металлов и их сплавов : пат. 2049155 Рос. Федерация / Дробот А. Д., Ильин М. К., Рогалин В. Е., Филин С. А., Ямпольский В. И., Нарусбек Э. А. – № 3136451/26 ; заявл. 07.03.1986 ; опубл. 27.11.1995, Бюл. № 33.
12. Способ очистки поверхности изделий из металлов и их сплавов : пат. 2070621 Рос. Федерация / Дробот А. Д., Ильин М. К., Рогалин В. Е., Филин С. А., Ямпольский В. И. – № 4520386/02 ; заявл. 13.09.1989, Бюл. № 35.
13. Способ очистки оптических изделий из меди и ее сплавов : пат. РФ 2091505 Рос. Федерация / Ильин М. К., Филин С. А., Ямпольский В. И. – № 3199964/25 ; заявл. 20.05.1988 ; опубл. 27.09.1997, Бюл. № 27.
14. Каплунов И. А., Рогалин В. Е., Филин С. А. Исследование возможности лазерно-химической очистки металлических поверхностей // Цветные металлы. – 2014. – № 7. – С. 72–75.
15. Семенов А. П. Трение и контактное взаимодействие графита и алмаза с металлами и сплавами. – М. : Наука, 1974. – 236 с.
16. Яцерицын А. П., Цокур А. К., Еременко А. Л. Тепловые явления при шлифовании и свойства обработанных поверхностей. – Минск : Наука и техника, 1973. – 212 с.
17. Исследование поверхности оксидированного алюминия после воздействия импульса СО₂-лазера / В. Е. Рогалин, О. М. Кугаенко, Е. Е. Ашкинази, М. С. Андреева, С. А. Филин // Известия РАН. Сер. физ. – 2016. – Т. 80, № 12. – С. 1688–1692. – DOI: [10.7868/S0367676516120176](https://doi.org/10.7868/S0367676516120176).
18. Курс физической химии / под общ. ред. Я. А. Герасимова. – Т. 2. – М. : Химия, 1973. – 623 с.

THE FEATURES OF STRUCTURAL-PHASE TRANSFORMATIONS IN THE 12Kh18N10T STAINLESS STEEL SUBJECTED TO HIGH-FREQUENCY HYDRODYNAMIC EFFECTS UNDER HIGH PRESSURE

V. G. Pushin^{1, 2*}, E. Yu. Muryshev³, E. S. Belosludtseva¹, N. N. Kuranova¹,
A. V. Pushin¹, A. E. Svirid¹, A. N. Uksusnikov¹

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

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

³Sole Proprietor Muryshev E.Yu., Moscow, Russia

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

Address for correspondence: 18 S. Kovalevskaya Street, Yekaterinburg, Russian Federation, 620108

Tel.: 8 343 378 35 32; fax: 8 343 374 52 44

For the first time, transmission electron microscopy is applied to the study of stainless steel specimens subjected to prolonged high-frequency (50 MHz) external hydrodynamic effects (EHDE) under high pressure (2–3 GPa) in a device of special design. It is found that, due to EHDE, the solid surface layer of the steel, up to 100 μm thick, undergoes a strain-induced martensitic transformation with the appearance of a finely twinned β - and ε -phase crystal structure. In the following intermediate layers located at a depth of 100 to 200 μm , traces of fragmentation with a dislocation and twinned substructure inside the austenite grains are found, which are caused by work hardening of austenite in the process of direct and reverse γ - ε - β martensitic transformation. The features of γ -austenite, ε - and β -martensite microstructures are studied in detail. It is concluded from the analysis of the obtained and known data that thermo-, baro- and elastic-plastic mechanisms of martensitic transformations take place under multicycle high-frequency external effects. The martensitic transformation must be accompanied by baro- and magnetocaloric exothermal effects, by direct martensitic transformation and, consequently, endothermic effects during reverse transformation.

Keywords: stainless steel, martensite, substructure, twins, reverted austenite, thermo-, baro- and magnetocaloric effects

Acknowledgement

The work was done within state assignment for IMP UB RAS (theme "Structure"), with the support from UB RAS, project 15-9-2-17, and Sole Proprietor Muryshev E. Yu.

DOI: 10.17804/2410-9908.2017.4.052-060

References

1. Kurdyumov G.V., Utevsky L.M., Etin E.I. *Prevrashcheniya v zheleze i stalyakh* [Transformations in Iron and Steels]. Moscow, Nauka Publ., 1977, 236 p. (In Russian).
2. Sagaradze V.V., Uvarov A.I. *Uprochnenie i svoystva austenitnykh staley* [Hardening and Properties of Austenitic Steels]. Ekaterinburg, UB RAS Publ., 2013, 720 p. (In Russian).
3. Pushin V.G., Kondratiev V.V., Khachin V.N. *Predperekhodnye yavleniya i martensitnye prevrashcheniya* [Pretransitional Phenomena and Martensitic Transformations]. Ekaterinburg, UB RAS Publ., 1998, 368 p. (In Russian).
4. Lobodyuk V.A., Estrin E.I. *Martensitnye yavleniya* [Martensitic Transformations]. Moscow, Fizmatlit Publ., 2009, 352 p. (In Russian).
5. N. Resnina, V. Rubanik, eds. *Shape Memory Alloys: Properties, Technologies, Opportunities*, Trans Tech Publications, 2015, 640 p.

6. Lobodyuk V.A., Koval' Yu.N., Pushin V.G. Crystal-structural features of pretransition phenomena and thermoelastic martensitic transformations in alloys of non-ferrous metals. *The Physics of Metals and Metallography*, 2011, vol. 111, no. 2, pp. 165–189. DOI: 10.1134/S0031918X11010212.
7. Panchenko E.Yu., Chumlyakov Yu.I., Surikov N.Yu., Maier H.J., Gerstein G., Sehitoglu N. Superelasticity in high-strength heterophase single crystals of $\text{Ni}_{51.0}\text{Ti}_{36.5}\text{Hf}_{12.5}$ alloy. *Technical Physics Letters*, 2015, vol. 41, no. 8, pp. 797–800. DOI: 10.1134/S1063785015080283.
8. Resnina N., Belyaev S., Shelyakov A. Martensitic transformation in amorphous-crystalline Ti–Ni–Cu and Ti–Hf–Ni–Cu thin ribbons. *Eur. Phys. J. Special Topics*, 2008, vol. 158, pp. 21–26. DOI: 10.1140/epjst/e2008-00648-4.
9. Pushin V.G., Pushin A.V., Kuranova N.N., Kuntsevich T.E., Uksusnikov A.N., Dyakina V.P., Kourov N.I. Thermoelastic martensitic transformations, mechanical properties, and shape-memory effects in rapidly quenched $\text{Ni}_{45}\text{Ti}_{32}\text{Hf}_{18}\text{Cu}_5$ alloy in the ultrafine-grained state. *The Physics of Metals and Metallography*, 2016, vol. 117, no. 12, pp. 1261–1269. DOI: 10.1134/S0031918X16120115.
10. Pushin V.G., Muryshev E.Yu., Belosludtseva E.S., Kuranova N.N., Pushin A.V., Svirid A.E., Uksusnikov A.N., Ananov A.I., Shevchenko V.G. The effect of high frequency hydrodynamic exposure on structural high pressure and phase transformations in stainless steel 12X18H10T. *Fundamental research*, 2017, no. 9–2, pp. 351–356. (In Russian).
11. *Uspekhi fiziki metallov*, A. L. Roitburd, transl. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1961, vol. 4, pp. 192–269 [Kaufman L. and Cohen M. Thermodynamics and kinetics of martensitic transformations. In: *Progress in Metal Physics*, B. Chalmers and R. King, eds., Pergamon Press, New York, 1958, vol. 7, pp. 165–246]. (In Russian).

Подана в журнал: 07.09.2017

УДК 691.714

DOI: 10.17804/2410-9908.2017.4.052-060

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 12Х18Н10Т, ПОДВЕРГНУТОЙ ВЫСОКОЧАСТОТНОМУ ГИДРОДИНАМИЧЕСКОМУ ВОЗДЕЙСТВИЮ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

В. Г. Пушин^{1,2*}, Е. Ю. Мурышев³, Е. С. Белослудцева¹, Н. Н. Куранова¹,
А. В. Пушин¹, А. Э. Свирид¹, А. Н. Укусников¹

¹Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, ул. С. Ковалевской 18, Екатеринбург, Россия

²Уральский федеральный университет, ул. Мира 19, Екатеринбург, Россия

³ИП Мурышев Е.Ю., Москва, Россия

*Ответственный автор. E-mail: pushin@imp.uran.ru

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

Тел.: 8(343)378–35–32; факс: 374–52–44

Впервые исследования методом просвечивающей электронной микроскопии выполнены в образцах нержавеющей стали, подвергнутых длительному высокочастотному (50 МГц) гидродинамическому внешнему воздействию (ВГДВ) под высоким давлением (2–3 ГПа) в устройстве специальной конструкции. Обнаружено, что при ВГДВ в сплошном приповерхностном слое стали толщиной до 100 мкм образуется структура, сформированная деформационно-индуцированными тонкодвойникованными кристаллами альфа и эpsilon фаз. В следующем промежуточном слое, расположенном на глубине 100–200 мкм, внутри аустенитных зерен найдены следы фрагментации с дислокационной и двойникованной субструктурой, обусловленные фазовым наклепом ревертированного аустенита в процессе прямого и обратного мартенситного превращения гамма-эpsilon-альфа. Особенности микроструктуры гамма-аустенита, эpsilon- и альфа-мартенсита детально изучены. Анализ полученных и известных данных показал, что при указанном многоцикловом высокочастотном внешнем воздействии имели место термо-, баро- и упругопластические механизмы реализации данных мартенситных превращений.

Ключевые слова: нержавеющая сталь, мартенсит, субструктура, двойники, ревертированный аустенит, термо-, баро-, магнитокалорический эффект

1. Введение

Высокие прочностные свойства конструкционных металлических материалов обеспечиваются за счет использования диффузионно-контролируемых фазовых превращений (прежде всего распада пересыщенных твердых растворов и эвтектоидного распада) и бездиффузионных мартенситных превращений, реализующихся по деформационному механизму [1, 2]. Они являются одними из наиболее широко распространенных фазовых превращений первого рода в сталях и сплавах. За счет механического двойникования и мартенситного превращения в процессе деформации могут быть достигнуты высокие пластические свойства [2, 3]. При этом за высокую пластичность ответственны те же деформационные структурно-фазовые превращения (механическое двойникование и мартенситное превращение), но возникающие в локальных концентраторах пиковых напряжений. Поскольку пластическое течение переходит эстафетно в соседние микрообъемы (или зерна) аустенита, при механических испытаниях или эксплуатации изделий исключается преждевременная локализация пластической деформации, как следствие, разрушение.

Термо- или механоиндуцированные мартенситные превращения возможны не только в сталях, но и во многих цветных металлах, сплавах и интерметаллических соединениях [2–4]. Если они имеют высокообратимый термоупругий или механоупругий механизмы, то сплавы демонстрируют так называемые эффекты памяти формы [3–5]. Необходимыми условиями возникновения эффектов памяти формы (одно- или многократно обратимой памяти формы, сверхупругости, сверхпластичности и др.) являются наличие размягчения модулей упругости и особого, кристаллографически высокообратимого в данных материалах механизма деформации по мартенситному типу, происходящего за счет обратимой кооперативной перестройки атомно-кристаллической решетки и аккомодационного механического двойникования при прямом и обратном фазовых переходах или сдвиговой переориентации кристаллов мартенсита под нагрузкой в межкуритическом интервале температур [3, 6, 7]. Применяя различные системы легирования, режимы термических и термомеханических обработок, в том числе специальные экстремальные внешние воздействия [7–9], можно управлять обратимостью и температурно-деформационными интервалами реализации мартенситных превращений [6–8]. Кроме того, возможно изменять нетермоупругие механизмы мартенситного превращения в термоупругие или, наоборот, термоупругие в нетермоупругие в одних и тех же сплавах [2, 3].

2. Материал и методика

В работе впервые, используя методы аналитической просвечивающей электронной микроскопии и микродифракции электронов, была изучена нержавеющая сталь 12X18H10T в исходном закаленном состоянии и после длительной (до 1 года) обработки мощным высокочастотным (с частотой 50 МГц) гидродинамическим внешним воздействием (ВГДВ) высокоскоростным потоком жидкости (воды) со скоростью (25–30) м/с, обеспечивающим его высокое давление (2–3) ГПа в аппарате специально разработанной конструкции из тонких колец стали 12X18H10T, чередующихся по диаметру.

Структурные исследования проводили на оборудовании ЦКП ИФМ УрО РАН. Для изучения структурно-фазовых изменений в тонких приповерхностных слоях стали необходимо было тщательно приготовить тонкие образцы для просвечивающей электронной микроскопии. Это достигалось их электролитическим утонением с внутренней стороны образцов, первоначально вырезанных из заготовки стали электро-эрозионным методом и подвергнутой шлифованию следов резки. Поверхностный слой заготовки, на которой осуществлялось или не осуществлялось ВГДВ, предварительно защищался от электролитического воздействия при утонении.

3. Результаты экспериментов

На рис. 1 а приведено полученное методом просвечивающей электронной микроскопии типичное изображение обычной зеренной структуры γ -аустенита в поперечных сечениях (cross-section) исследуемых стальных кольцевых образцов в исходном состоянии. Методом просвечивающей электронной микроскопии в приповерхностном слое стали после ВГДВ наблюдались области характерного контраста, типичного для α -ОЦК (рис. 2, 3) и ε -ГПУ (рис. 4) тонкопластинчатого мартенсита, возникающих в исследуемой стали при ВГДВ. На изображениях, представленных на рис. 2–4, отчетливо идентифицируется высокодефектная тонкодвойникованная пакетная морфология ε - и α -мартенсита, содержащих также высокую плотность дислокаций. Типичной для промежуточного слоя, залегающего на глубине (100–200) мкм от края кольца была фрагментированная ячеистая субструктура, содержащая несколько повышенную плотность двойниковых границ (рис. 1 б) и дислокаций (рис. 1 б, г), что характерно для фазонаклепанного γ -аустенита. По данным элементного микроанализа, в указанных приповерхностных слоях химический состав не изменился.

Магнитометрические исследования при комнатной температуре показали, что в приповерхностном слое после ВГДВ содержались ферромагнитная α -фаза и антиферромагнитная ϵ -фаза. Оценка их количества в сплошном слое толщиной до 100 мкм отвечает определенному при измерениях суммарному объему ферромагнитной фазы (0,3–0,5 %). По данным низкотемпературных магнитных измерений при охлаждении, в стали мартенситное превращение продолжилось ниже температуры M_s , близкой минус 210 °С. Это согласуется с известными сведениями [2]. Количество антиферромагнитной фазы ϵ -мартенсита увеличивалось в интервале между комнатной температурой и M_s , устанавливая таким образом последовательное протекание $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ мартенситных превращений при охлаждении.

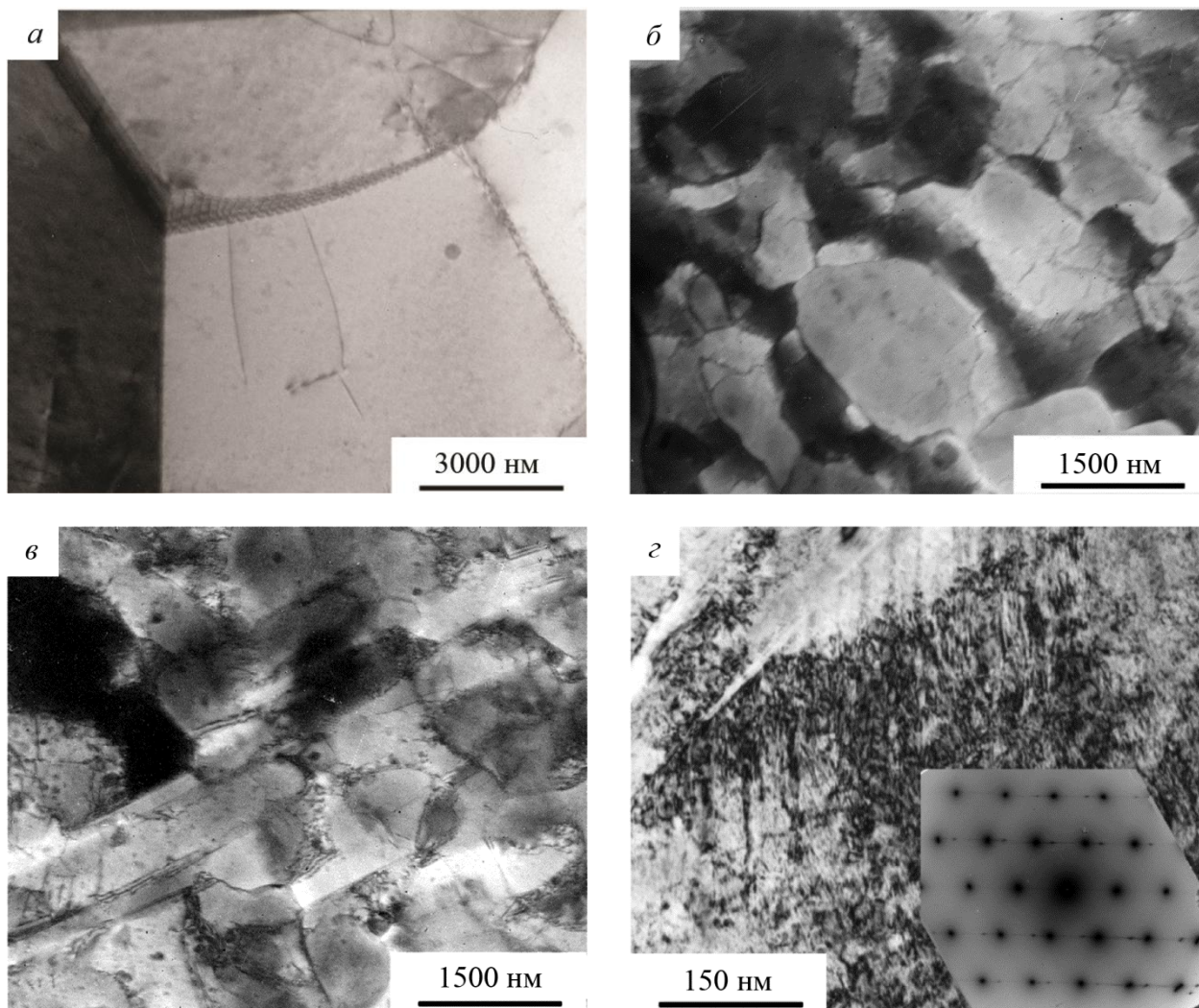


Рис. 1. Изображения (а–з) и соответствующая микроэлектронограмма (вставка на рис. з), полученные методом просвечивающей электронной микроскопии, закаленной стали 12X18N10T в исходном состоянии (а) и после ВГДВ в течение 1 года промежуточном слое 100–200 мкм (б–з)

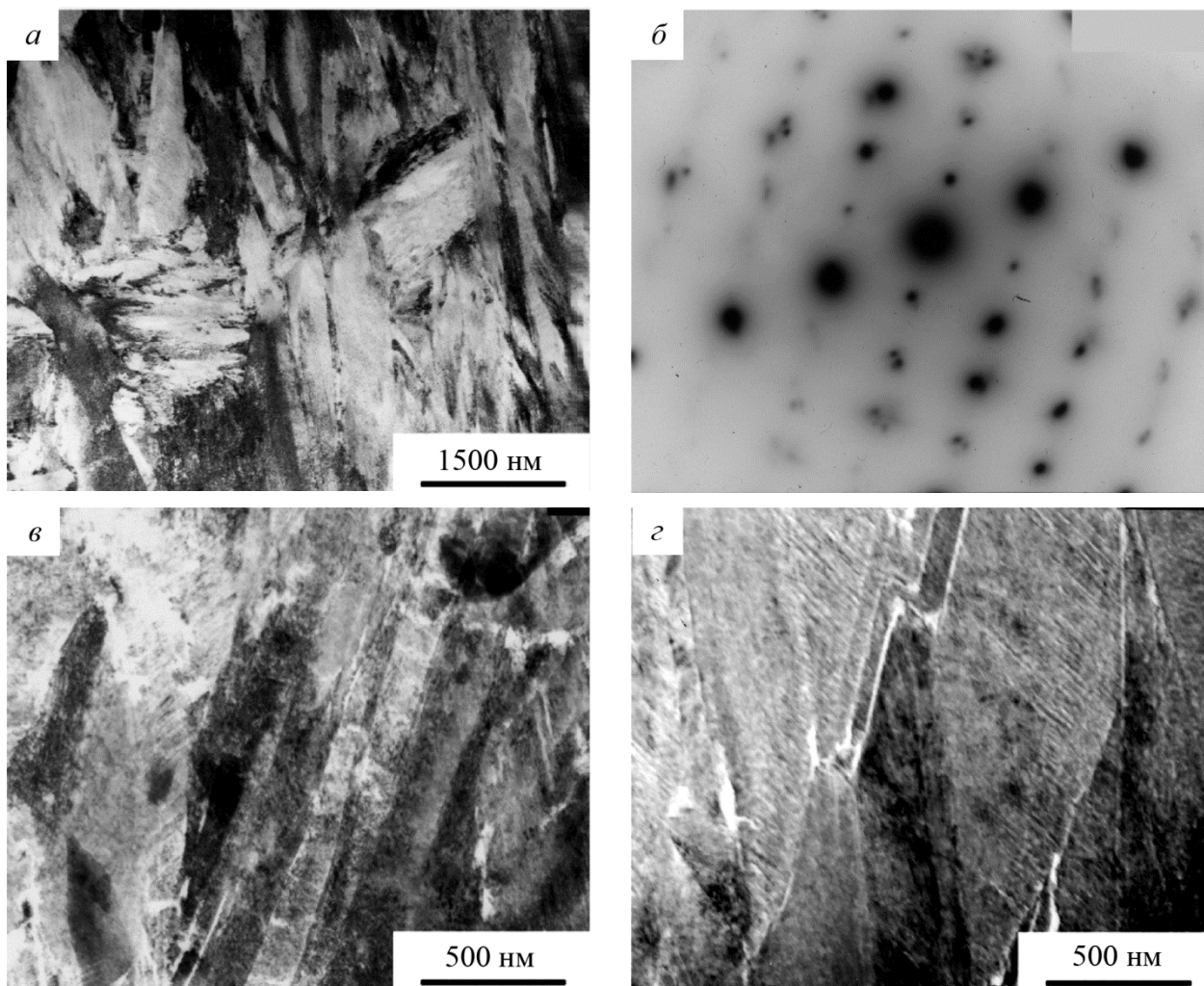


Рис. 2. Изображения, полученные методом просвечивающей электронной микроскопии, дислокационного α -мартенсита пакетной двойниковой морфологии (а, в, г) и соответствующая электронограмма (б, ось зоны [110] ОЦК) в приповерхностном слое после ВГДВ в течение 1 года

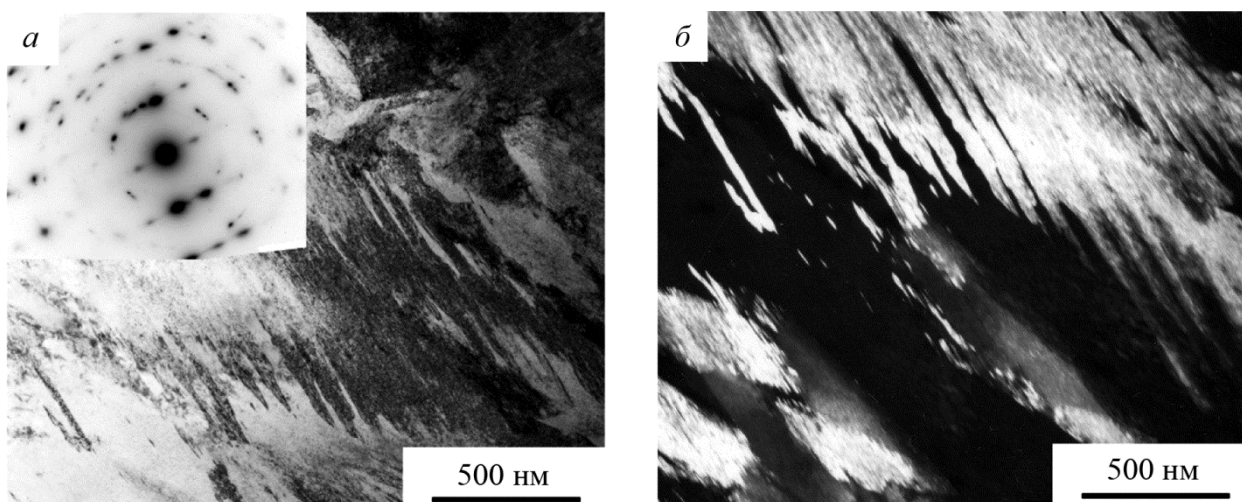


Рис. 3. Светло- (а) и темнопольное (б) изображения и соответствующая микроэлектронограмма (вставка на рис. а), полученные методом просвечивающей электронной микроскопии, тонкодвойникового α -мартенсита пакетной морфологии в приповерхностном слое после ВГДВ в течение 1 года

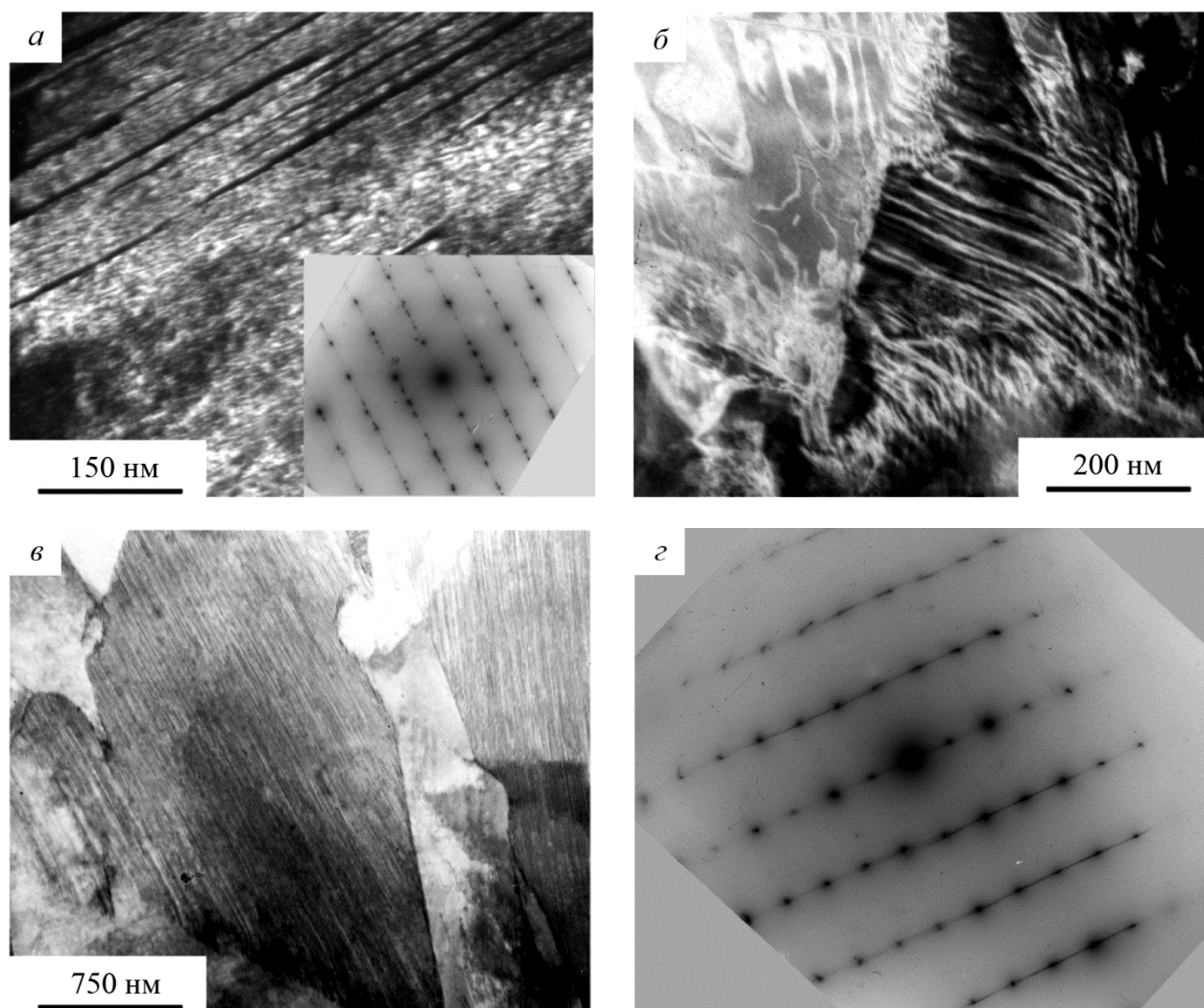


Рис. 4. Темно- (*а, б*) и светлопольное (*в*) изображения и соответствующие электронограммы (*г*, вставка на рис. *а*), полученные методом просвечивающей электронной микроскопии механических нанодвойников в аустените (*а*), изогнутых (*б*) и прямолинейных (*в*) тонких двойников в ϵ -мартенсите пакетной морфологии и в приповерхностном слое после ВГДВ в течение 1 года

При рентгеноструктурном анализе при комнатной температуре было выявлено наличие ОЦК-фазы в вогнутых приповерхностных слоях колец, подвергнутых ВГДВ. В остальных приповерхностных слоях образцов (в том числе в поперечных сечениях) была идентифицирована только ГЦК-фаза – γ -аустенита.

4. Обсуждение результатов

Как известно, в метастабильных сталях и сплавах железа, включая нержавеющие стали типа 12X18H10T, происходят при охлаждении и в процессе пластической деформации бездиффузионные мартенситные превращения по различным вариантам $\gamma \rightarrow \alpha$, $\gamma \rightarrow \epsilon$, $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ [1–3]. Уже отмечалось, что если механическое двойникование и мартенситные превращения в сталях вызывает деформация, это может приводить к эффектам повышения их пластичности. Данные процессы приводят к повышению плотности дислокаций и механических нанодвойников и измельчению кристаллов мартенситных фаз [3]. Важно, что стабильность полученных микроструктуры и фазового состава таких сталей сохраняется в достаточно широком (до 500) °C межкритическом температурном интервале (вплоть до температуры ре-

кристаллизации аустенита) [1–3]. В сплавах с термоупругим, бароупругим, механоупругим или магнитоупругим механизмами мартенситного превращения фазовый состав при циклировании температуры, величины давления или магнитного поля, превышающих критические уровни, будет радикально изменяться в гораздо более узком межкритическом интервале, характеризующийся их высокой фазовой, ориентационно-текстурной и микроструктурно-морфологической обратимостью [3, 4].

На основании проведенных в работе электронномикроскопических и рентгеноструктурных исследований впервые сделан вывод, что в изученной стали, подвергнутой ВГДВ в условиях достигаемых экстремальных внешних воздействий, происходило термо-, баро- и магнитоупругое мартенситное превращение при температурах, более чем на 200 °С превышающих M_s . Как известно, при ударном сжатии давление на фронте ударной волны быстро возрастает, а в волне разрежения давление становится отрицательным, т. е. сжимающие напряжения сменяются растягивающими. При этом очевидно, что в метастабильном аустените в областях сжатия (и уменьшения объема) будет стимулироваться зарождение и упругий рост кристаллов пластин ϵ -фазы, а в областях растяжения (увеличения объема) – рост α -фазы. ВГДВ жидкостью высокого давления осуществлялось с большой частотой и не одновременно в приповерхностном слое в различных участках внутренних поверхностей колец нержавеющей стали, поэтому указанные баро- и деформационно-индуцированные (сдвиговые по атомному механизму) мартенситные превращения должны происходить обратимо и циклически по схемам: $\gamma \leftrightarrow \epsilon$, $\gamma \leftrightarrow \alpha$, $\gamma \leftrightarrow \epsilon \leftrightarrow \alpha$, обеспечивая взаимную аккомодацию объемных эффектов превращений (отрицательных по величине при $\gamma \rightarrow \epsilon$ и положительных при $\gamma \rightarrow \alpha$) [2–4]. Прекращение ВГДВ зафиксировало в тонком наружном слое мартенситную структуру. Экспериментально была определена толщина слоя (до 100 мкм), в котором вследствие приповерхностной релаксации сохранился мартенсит и не испытал обратного превращения. В более глубоких прилегающих объемах, напротив, обратное мартенситное превращение завершилось, но остались следы фазового наклепа. Безусловно, что при реализации термо-, баро-, магнитоупругих механизмов при указанных превращениях будут осуществляться баро- и магнитокалорические эффекты [4, 10].

5. Заключение

В результате выполненных исследований нержавеющей стали после ВГДВ методом просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения и микродифракции электронов были обнаружены следующие структурно-фазовые изменения. ВГДВ в узком приповерхностном слое стали (толщиной до 100 мкм) привело к появлению деформационно-индуцированных тонкодвойникованных кристаллов мартенситных ферромагнитной α и антиферромагнитной ϵ фаз. В следующем промежуточном слое (глубиной до 100 мкм) была обнаружена ячеистая фрагментация с повышенной плотностью дислокаций и микродвойников внутри аустенитных зерен, указывающая на деформационно-фазовый наклеп γ -аустенита. Полученные результаты доказывают, что в исследованных приповерхностных областях стали происходило обратимое мартенситное превращение. Но если в областях сжатия стали мощным ВГДВ стимулируется зарождение и квазиупругий рост пластин ϵ -фазы, то в областях растяжения – кристаллов α -фазы. Поскольку ВГДВ под высоким давлением происходило длительное время (1 год) и с большой частотой, деформационно-индуцированные, сдвиговые по механизму мартенситные превращения реализовывались многократно и циклически по схемам: $\gamma \leftrightarrow \epsilon$, $\gamma \leftrightarrow \alpha$, $\gamma \leftrightarrow \epsilon \leftrightarrow \alpha$ в условиях взаимной аккомодации объемных эффектов превращений. Прекращение ВГДВ привело к наследованию в тонком наружном слое мартенситной структуры вследствие приповерхностной релаксации. Его толщина по экспериментальным данным составила до 100 мкм. В более глубоких внутренних объемах обратное мартенситное превращение успело состояться. Следствием реализации особых термо-, баро-, магнитоупругих механизмов указанных превращений будет осуществление баро-

и магнитокалорических эффектов. Их заметная асимметрия по величине в циклах прямого и обратного структурно-фазовых превращений может стать причиной, например, значительно устойчивого тепловыделения («теплового насоса») в аппаратах, вызывающих данные превращения в результате чего механическая энергия преобразуется в тепловую.

Благодарность

Работа выполнена в рамках Госзадания ИФМ УрО РАН (по теме «Структура»), при поддержке проектом УрО РАН № 15-9-2-17 и ИП Е.Ю. Мурышев.

Список литературы

1. Курдюмов Г. В., Утевский Л. М., Этин Э. И. Превращения в железе и стали. – М. : Наука, 1977. – 236 с.
2. Сагарадзе В. В., Уваров А. И. Упрочнение и свойства аустенитных сталей. – Екатеринбург : РИО УрО РАН, 2013. – 720 с.
3. Пушин В. Г., Кондратьев В. В., Хачин В. Н. Предпереходные явления и мартенситные превращения. – Екатеринбург : УрО РАН, 1998. – 368 с.
4. Лободюк В. А., Эстрин Э. И. Мартенситные превращения. – М. : Физматлит, 2009. – 352 с.
5. Shape Memory Alloys: Properties, Technologies, Opportunities / ed. by N. Resnina and V. Rubanik. – Zurich: Trans Tech Publications, 2015. – 640 p.
6. Lobodyuk V. A., Koval' Yu. N., Pushin V. G. Crystal-structural features of pretransition phenomena and thermoelastic martensitic transformations in alloys of non-ferrous metals // The Physics of Metals and Metallography. – 2011. – Vol. 111, no. 2. – P. 165–189. – DOI: 10.1134/S0031918X11010212.
7. Superelasticity in high-strength heterophase single crystals of $\text{Ni}_{51.0}\text{Ti}_{36.5}\text{Hf}_{12.5}$ alloy / E. Yu. Panchenko, Yu. I. Chumlyakov, N. Yu. Surikov, H. J. Maier, G. Gerstein, N. Sehitoglu // Technical Physics Letters. – 2015. – Vol. 41, no. 8. – P. 797–800. – DOI: 10.1134/S1063785015080283.
8. Resnina N., Belyaev S., Shelyakov A. Martensitic transformation in amorphous-crystalline Ti–Ni–Cu and Ti–Hf–Ni–Cu thin ribbons // Eur. Phys. J. Special Topics. – 2008. – Vol. 158. – P. 21–26. – DOI: 10.1140/epjst/e2008-00648-4.
9. Thermoelastic martensitic transformations, mechanical properties, and shape-memory effects in rapidly quenched $\text{Ni}_{45}\text{Ti}_{32}\text{Hf}_{18}\text{Cu}_5$ alloy in the ultrafine-grained state / V. G. Pushin, A. V. Pushin, N. N. Kuranova, T. E. Kuntsevich, A. N. Uksusnikov, V. P. Dyakina, N. I. Kourov // The Physics of Metals and Metallography. – 2016. – Vol. 117, no. 12. – P. 1261–1269. – DOI: 10.1134/S0031918X16120115.
10. Влияние высокочастотного воздействия под высоким давлением на структурно-фазовые превращения в нержавеющей стали 12Х18Н10Т / В. Г. Пушин, Е. Ю. Мурышев, Е. С. Белослудцева, Н. Н. Куранова, А. В. Пушин, А. Э. Свирид, А. Н. Уксусников, А. И. Ананьев, В. Г. Шевченко // Фундаментальные исследования. – 2017. – № 9–2. – С. 351–356.
11. Кауфман Л., Козн М. Термодинамика и кинетика мартенситных превращений / пер. с англ. А. Л. Ройтбурда // Успехи физики металлов. – М. : Металлургиздат, 1961. – Т. 4. – С. 192.

REASONS FOR CRACKING OF DIE-FORGED CuZn34Mn3Al2FeNi BRASS BLANKS

N. B. Pugacheva*, Yu. V. Khudorozhkova, E. B. Trushina,
A. V. Gerasimova, N. P. Antenorova

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

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

Address for correspondence: 34 Komsomolskaya St., Ekaterinburg, 620049, Russian Federation
Tel.: 8 343 375 35 91

The structural state of annular work pieces made of brass CuZn34Mn3Al2FeNi after hot forming at temperatures of 700 and 780 °C is studied. Electron microprobe analysis of the material of rings shows the absence of any harmful impurities, low melting eutectics, silicides and non-metallic inclusions on the β' -grain interfaces. Irregularity of the dynamic recrystallization process in the cross section of the rings has been revealed; namely, there are two zones differing in the amount of deformation. One area with minimal deformation and excessively large grain, the second – with the maximum deformation and small grain resulting from dynamic recrystallization. Determined that heating for stamping to 780 °C results to growth of β' -grains up to 0.3 mm in the area with minimal deformation, the grains boundaries are reinforced (on the borders – 300 HV 0.2, and in the center of the grain – 170 HV 0.2), which facilitates the emergence and rapid growth of cracks under the action of internal residual stresses formed during cooling of blanks. Lowering the temperature of heating for forging to 700 °C reduces the size of the maximum β' -grains up to 0.15 mm, thus not detected hardening of their borders that helps to preserve the integrity of the rings after cooling.

Keywords: brass, deformation, microstructure, fracture, crack, dynamic recrystallization, residual stresses, hardness

DOI: 10.17804/2410-9908.2017.4.061-080

References

1. Suchkov D.I. *Med i ee splavy* [Copper and its Alloys]. M., Metallurgy Publ., 1967, 248 p. (In Russian).
2. Turkin V.D., Rumyantsev M.V. *Struktura i Svoistva Tsvetnykh Metallov i Splavov* [Structure and Properties of Nonferrous Metals and Alloys]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1944, 440 p. (In Russian).
3. Efremov B.N. *Latuni. Ot Fazovogo Stroeniya k Structure i Svoistvam* [Brasses. From Phase Texture to the Structure and Properties: monograph]. Moscow, INFRA-M Publ., 2014, 312 p. (In Russian).
4. Elagin V.A., Kolachev A.V., Livanov V.A. *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Tsvetnykh Metallov i Splavov* [Metal Science and Heat Treatment of Nonferrous Metals and Alloys]. Moscow, MISIS Publ., 2005, 432 p. (In Russian).
5. Krasnenkov V.I., Egorkin V.V. *Sinkhronizatory v Stupenchatykh Transmissiyakh* [Synchronizers in Stepped Transmission]. Moscow, Mashinostroyeniye Publ., 1967, 195 p. (In Russian).
6. Pugacheva N.B. *Struktura i Svoistva Deformiruemyykh Legirovannykh Latuney* [Structure and Properties of Deformed Alloy Brasses]. Ekaterinburg, UrORAN Publ., 2012, 172 p. (In Russian).
7. Tropotov A.V., Pugacheva N.B., Ryazantsev Yu.V., Zhukova L.M. A study of residual stresses in products made of hard alloy of brass. *Metal Science and Heat Treatment*, 2006, vol. 47, nos. 1–2, pp. 31–35. DOI: 10.1007/s11041-006-0039-5.

8. Kopyl M.D., Kropotov A.V., Kotlyarov I.V. Improving brass alloys for synchronizer rings. *Avtomobilnaya Promyshlennost*, 1999, no. 10, pp. 26–29. (In Russian).
9. Smirnov S.V., Pugacheva N.B., Soloshenko A.N., Tropicov A.V. Plastic deformation of a high-alloy brass. *Physics of Metals and Metallography*, 2002, vol. 93, no. 6, pp. 584–593.
10. Cai W., Liu H.F., Hu Z.Q. Effect of Ni on structure and characteristics of Cu-Zn Brass to 22.7 As-cast. *Advanced Materials Research*, 2012, vol. 581–582, no. 1, pp. 556–560.
11. RD 50-672-88. *Raschety i ispytaniya na prochnost. Klassifikatsiya vidov izlomov metallov. Metodicheskie ukazaniya* [RD 50-672-88: Calculations and strength tests, classification of fractures of metals: methodical instructions]. Moscow, Izd-vo Standartov Publ., 1989, 21 p.
12. Shimov G.V., Kovin D.S. Residual stresses in copper and brass tubes after drawing. *Izvestiya VUZov: Tsvetnaya Metallurgiya*, 2015, special issue, pp. 46–49. DOI: 10.17073/0021-3438-2015-1s-46-49. (In Russian).
13. Pugacheva N.B., Trushina E.B., Antenorova N.P., Ovchinnikov A.S., Lebed A.V. Studying the nature and reasons for the fracture of extruded 58Cu–34Zn–3Mn–2Al alloy billets. *Voprosy Materialovedeniya*, 2014, no. 1 (77), pp. 56–64. (In Russian).
14. Gorelik S.S., Dobatkin S.V., Kaputkina L.M. *Rekristallizatsiya Metallov i Splavov* [Recrystallization of Metals and Alloys]. Moscow, Izd-vo MISIS Publ., 2005, 432 p. (In Russian).
15. Grachev S.V., Baraz V.R., Bogatov V.P., Shveykin V.P. *Fizicheskoe Materialovedenie* [Physical Materials Science: Textbook for High Schools, 2nd ed., S.V. Grachev, ed.]. Ekaterinburg, Izd-vo UPI Publ., 2009, 548 p.]. (In Russian).
16. Tropicov A.V., Smirnov S.V., Kuznetsov V.Yu. Predicting the reliability of the forming of a "blocking synchronizer ring" part for cars. *Metallrobootka*, 2004, no. 3 (21), pp. 19–21. (In Russian).
17. Schwartz A.J., Kumar V., Adams B.L., Field D.P. *Electron Backscatter Diffraction in Materials Science*, Springer, Boston, MA, 2000, 395 p. DOI: 10.1007/978-0-387-88136-2.
18. Varyukhin V.N., Pashinskaya E.G., Savdoveev A.V., Burkhovetsky V.V. *Vozmozhnosti Metoda Difraktsii Obratnorasseyannykh Elektronov dlya Analiza Struktury Deformirovannykh Materialov* [Applicability of the Electron Backscatter Diffraction Method to the Analysis of the Structure of Deformed Materials]. Kiev, Naukova Dumka, 2014, 102 p. (In Russian).

Подана в журнал: 04.08.2017

УДК 620.18.186

DOI: 10.17804/2410-9908.2017.4.061-080

ПРИЧИНЫ РАСТРЕСКИВАНИЯ ШТАМПОВАННЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ ЛАТУНИ ЛМцАЖН

Н. Б. Пугачева*, Ю. В. Худорожкова, Е. Б. Трушина,
А. В. Герасимова, Н. П. Антенорова

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

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

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

Тел.: +7 (343) 375-35-96; факс: +7 (343) 374-53-30

Исследовано структурное состояние кольцевых заготовок из латуни ЛМцАЖН после горячей штамповки при температурах 700 и 780 °С. Микрорентгеноспектральный анализ материала колец показал отсутствие по границам β' -зерен каких-либо вредных примесей, легкоплавких эвтектик, силицидов и неметаллических включений. Установлена неравномерность протекания динамической рекристаллизации по сечению колец: выделено две зоны, отличающиеся степенью деформации. Одна зона с минимальной деформацией и чрезмерно крупным зерном, вторая – с максимальной деформацией и мелким зерном, образовавшимся в результате динамической рекристаллизации. Определено, что при нагреве под штамповку до 780 °С в зоне с минимальной деформацией происходит рост β' -зерен до 0,3 мм, границы которых упрочнены (по границам – 300 HV 0,2, в центре зерна – 170 HV 0,2), что облегчает появление и быстрый рост трещин под действием внутренних остаточных напряжений, формирующихся при охлаждении заготовок. Снижение температуры нагрева под штамповку до 700 °С приводит к уменьшению размера максимального β' -зерна до 0,15 мм, при этом не обнаружено упрочнения границ, что способствует сохранению целостности колец при охлаждении.

Ключевые слова: латунь, деформация, микроструктура, трещина, излом, динамическая рекристаллизация, остаточные напряжения, твердость.

1. Введение

В настоящее время в автомобилестроении широко применяются сложнолегированные латуни, которые благодаря присутствию в них легирующих элементов обладают уникальным сочетанием высокой пластичности с высокой твердостью, износостойкостью и прочностью при эксплуатации [1–5]. Из всего многообразия легированных латуней латунь марки ЛМцАЖН 59–3,5–2,5–0,5–0,4 (далее по тексту ЛМцАЖН) является практически однофазной β -латунью, существенным недостатком которой является склонность к растрескиванию под действием остаточных напряжений, возникающих после горячего деформирования [6, 7]. Действительно, при штамповке колец синхронизатора коробки передач легковых автомобилей в условиях ОАО «АВТОВАЗ» довольно часто происходит растрескивание кольцевых заготовок [7, 8]. В работах Б.Н. Ефремова, Е.В. Юшина, И.И. Курбаткина, И.Ф. Пружинина, Н.Я. Титарева, А.В. Бобылева, С.В. Смирнова, Н.Б. Пугачевой, А.С. Овчинникова и др. показано, что главную роль в формировании прочности и стойкости к растрескиванию играет сбалансированное соотношение структурных составляющих в легированных латунях. Именно поэтому в последние годы большое значение придается изучению механизмов разрушения и влияния различных структурных и технологических факторов на характеристики разрушения заготовок и деталей из легированных латуней [6, 9, 10].

Цель работы заключается в определении причин растрескивания кольцевых заготовок из латуни ЛМцАЖН после горячей штамповки и определение технологических условий устранения этого дефекта.

2. Материалы и основные методы исследований

Материалом для проведения исследования послужили партии заготовок блокирующих колец синхронизатора из латуни марки ЛМцАЖН, изготовленных на Ревдинском заводе по обработке цветных металлов. Химический состав исследованной латуни по требованиям ТУ 184550-106-033-97 представлен в табл. 1.

Таблица 1 – Химический состав исследуемой латуни

Марка	Основные компоненты, %								Примеси (не более), %				
	Cu	Mn	Al	Fe	Ni	Si	Pb	Zn	Si	Sn	Pb	Ni	Всего
ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4	58,5-60,5	3,0-4,0	2,0-3,0	0,3-0,7	0,3-0,5	–	–	Ост.	0,15	0,2	0,15	–	0,5

Технология и оборудование для изготовления колец синхронизатора были первоначально приобретены у автомобильного концерна «Фиат», Италия. Как следствие, в документации ОАО «АВТОВАЗ» изначально предусматривалось использование импортного материала – легированной латуни Biak-3. В соответствии с действующей на ОАО «АВТОВАЗ» практикой, сплав прошел процедуру импортозамещения, т. е. был разработан сплав-заменитель с учетом технологических особенностей предприятия. Из прессованных трубных заготовок, производимых Ревдинским заводом ОЦМ, на ОАО «АВТОВАЗ» изготавливают блокирующие кольца синхронизатора коробки перемены передачи. Технология их получения включает следующие основные операции: порезка трубы на кольца-заготовки; галтовка; обточка; штамповка колец; естественное старение в течение 3–8 сут.; обрубка облоя; стопроцентная ручная разбраковка (на прозвон); черновая механическая обработка; стабилизирующий отжиг при 370 °С; чистовая механическая обработка; сдача ОТК. Только после отжига опасность растрескивания колец полностью устраняется, а до этой операции из-за высоких остаточных напряжений, формирующихся после горячей штамповки, существует опасность появления трещин.

Были исследованы 5 колец, отштампованных по разным режимам (табл. 2). Химический состав материала исследованных колец, выполненный на анализаторе SPECTROMAXh, соответствует требованиям ТУ и приведен в табл. 3.

Для выявления микроструктуры образцы подвергались травлению реактивом: 2 г K_2CrO_7 +8 г H_2SO_4 +4 мл NaCl (насыщенный раствор)+100 мл H_2O . Травление проводилось путем нанесения раствора на поверхность шлифа. Время травления составляло 4÷5 с. Затем образец промывался водой и высушивался в потоке теплого воздуха. Исследование микроструктуры латуни проводили с помощью оптического металлографического микроскопа NEOPHOT-21 (увеличение от 50 до 1000 крат). Количественную оценку структурных составляющих сплава выполняли с помощью программного комплекса (ПК) Materials Workstation прибора LEICA VMHT AUTO и SIAMS 700. На приборе LEICA были выполнены замеры микротвердости по сечению β' -зерен при нагрузке 200 г.

Характер разрушения заготовок колец синхронизатора устанавливали в соответствии с требованиями стандарта РД 50-672-88 [11] путем выполнения макрофрактографических исследований поверхности трещин на бинокулярном микроскопе МБС-10 без увеличения и при увеличении 2 крат, а также микрофрактографических исследований на растровом электронном микроскопе TESCAN VEGA II XMU (Чехия), оснащенном системами рентгеновского волнодисперсионного микроанализа INCA WAVE 700, энергодисперсионного микроанализа INCA ENERGY 450 с ADD детектором фирмы OXFORD (Великобритания) и программным обеспечением INCA. Погрешность определения содержания химического элемента составляет не более 5 % от измеряемой величины. Структурное состояние материала кольцевых заготовок исследовано методом анализа картин дифракции обратно-отраженных электронов (EBSD) при помощи приставки Oxford NKLNordlysF+ с программным комплексом HKL Channel 5.

Таблица 2 – Температура нагрева перед горячей штамповкой и характеристика состояния исследованных заготовок колец

№ заготовок колец	Температура штамповки, °С	Наличие трещин
1	780	Трещина на всю высоту кольца посередине канавки зуба
2	780	Забраковано по результатам «прозвона», при вырезке фрагмента образовалась трещина на всю высоту на противоположной от места приложения нагрузки стороне кольца
3	780	Кольцо прошло операцию «прозвона», было сломано путем изгиба
4	700	Кольцо не прошло операцию «прозвона», но трещин в процессе вырезки образцов не появилось, сломано путем изгиба
5	700	Кольцо прошло операцию «прозвона», было сломано путем изгиба

Таблица 3 – Химический состав материала исследуемых колец

№ кольца	Содержание, %											
	Zn	Mn	Al	Fe	Ni	Si	Pb	Sb	Cr	Sn	As	Cu
1	35,24	3,02	2,25	0,491	0,407	0,153	0,0160	0,044	0,031	0,041	0,026	Остальное
2	34,32	3,07	2,29	0,499	0,417	0,154	0,159	0,041	0,031	0,040	0,025	
3	35,31	2,92	2,24	0,491	0,412	0,146	0,158	0,042	0,030	0,039	0,026	
4	34,03	3,02	2,28	0,510	0,429	0,151	0,166	0,042	0,031	0,040	0,026	
5	34,11	2,99	2,34	0,510	0,423	0,154	0,164	0,043	0,031	0,040	0,026	

Твердость латуни определяли методом Роквелла по ГОСТ 9013-59 по шкале В на твердомере ТР 5006. Индентор – металлический шар диаметром 1,588 мм, нагрузка 980 Н. Измерение микротвердости по сечению β' -зерен проводили на приборе Leica при нагрузке 200 г. по ГОСТ 9450-76 и 6507-1-2007.

3. Результаты и их обсуждение

Анализ литературных данных позволяет выделить следующие причины растрескивания кольцевых заготовок после горячей штамповки [6–8, 12]: 1) наличие дефектов сплошности в трубных заготовках; 2) неметаллические включения (оксиды, сульфиды), завышенное количество силицидов, примеси по границам β' -зерен; 3) завышенные температуры нагрева

под штамповку колец, приводящие к интенсивному росту β -зерен в процессе рекристаллизации, и окислению границ зерен (пережогу); 5) формирование высоких растягивающих напряжений в кольце.

На ОАО «РЗ ОЦМ» осуществляется сплошной контроль трубных заготовок вихретоковым методом, что гарантирует отсутствие дефектов нарушения сплошности, т. е. исключение первой причины растрескивания. Что касается второй группы причин растрескивания, выполненные исследования характера распределения элементов по сечению β' -зерен в трубных заготовках из латуни ЛМцАЖН методом микрорентгеноспектрального анализа показали, что значимых изменений химического состава по границам зерен не обнаружено (рис. 1, табл. 4). На некоторых участках поверхности обнаружено расположение частиц свинца по границам зерен (рис. 2, табл. 5).

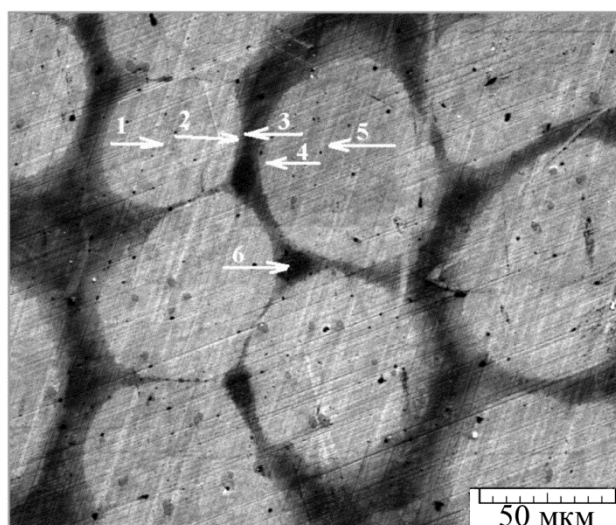


Рис. 1. Участки микроанализа

Таблица 4 – Результаты микрорентгеноспектрального анализа участков поверхности шлифа образца, вырезанного из трубной заготовки (участки отмечены на рис. 1)

№ участка анализа	Al	Si	Mn	Fe	Ni	Zn	Pb	Cu – остальное
1	2,05	–	3,52	1,93	–	34,80	0,00	
2	2,05	–	3,27	0,87	–	34,40	0,00	
3	1,90	–	2,32	0,47	0,5	33,78	0,00	
4	2,25	2,37	3,19	11,55	–	35,55	0,00	
5	1,90	–	3,07	–	–	34,33	0,00	
6	2,00	7,97	3,02	38,09	–	33,22	0,00	

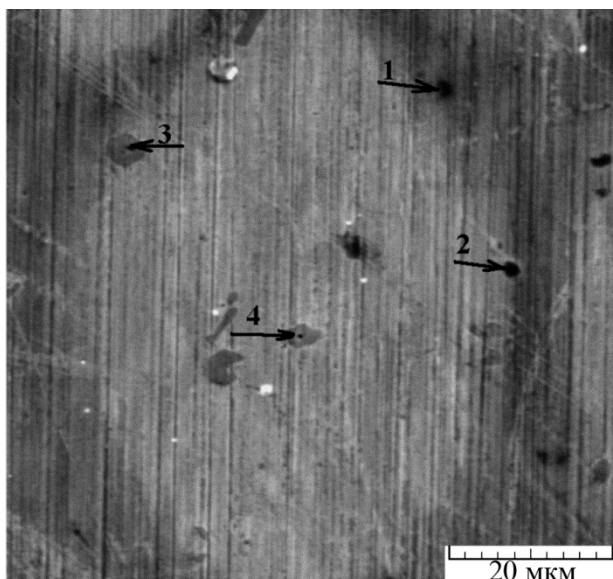


Рис. 2. Растровое изображение структуры латуни ЛМцАЖН во вторичных электронах с указанием участков микроанализа

Таблица 5 – Результаты локального анализа химического состава на участках, отмеченных на рис. 2

№ участка анализа	Al	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Zn	Pb	Cu – остальное
1	0,67	–	–	1,02	1,93	–	8,52	45,33	
2	0,71	–	–	1,41	0,87	–	14,16	31,80	
3	1,29	9,37	0,34	4,38	11,55	–	15,82	–	
4	1,44	7,97	1,04	10,66	38,09	–	8,79	7,30	

Внешний вид кольцевой заготовки № 1 с образовавшейся после штамповки сквозной трещиной представлен на рис. 3. В кольце № 2 трещина образовалась после механического воздействия ножовкой при вырезке образца для исследований (рис. 4). Фрактографические исследования показали, что по макрогеометрии поверхности трещин колец № 1 и 2 являются неоднородными и характеризуются наличием двух зон, отличающихся по макрорельефу [13]. Одна – зона камневидного излома с грубозернистым строением и трещинами по границам зерен (участок А на рис. 5), характерная для хрупкого разрушения, вторая – зона волокнистого излома с матовой шероховатой поверхностью и признаками пластической деформации в виде утяжек (участок Б на рис. 5), занимающая большую часть поверхности разрушения.



Рис. 3. Общий вид заготовки № 1, трещина на всю высоту кольца (показана стрелкой)

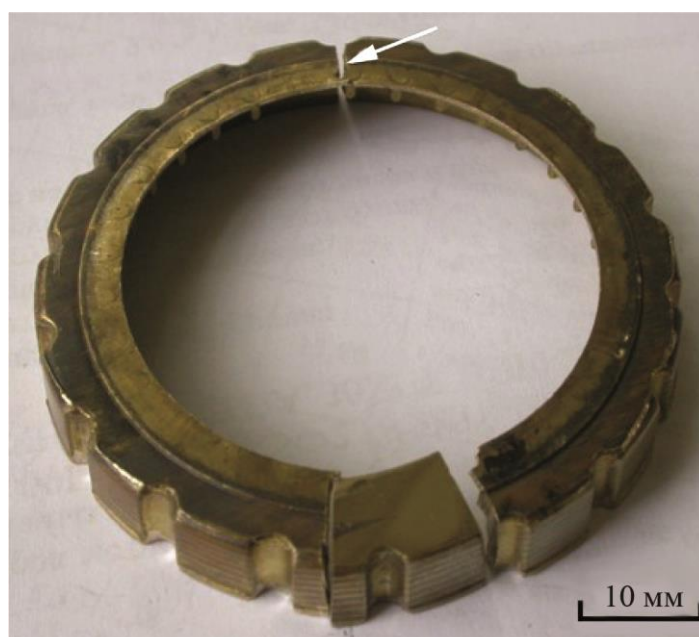


Рис. 4. Общий вид кольцевой заготовки № 2 с трещиной (показана стрелкой), образовавшейся на противоположной от места реза ножовкой стороне кольца

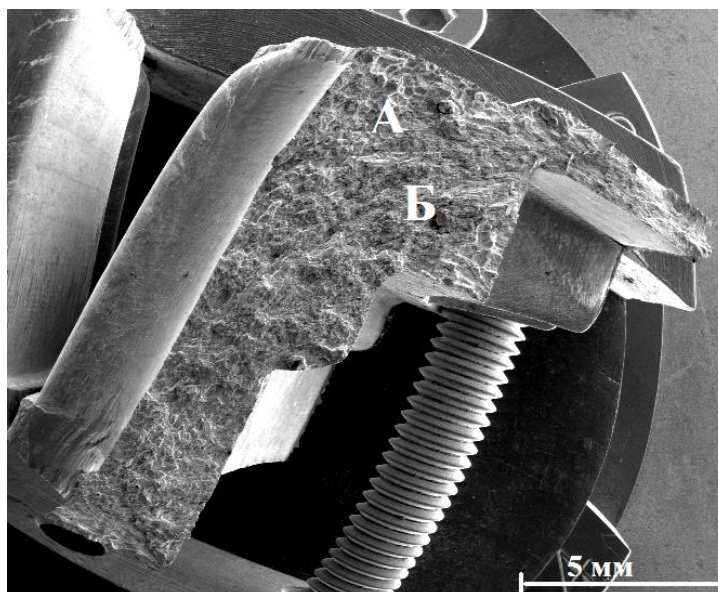


Рис. 5. Рельеф поверхности раскрытой трещины на кольцевой заготовке № 1:
А – зона камневидного излома; Б – зона волокнистого излома

На микроуровне в зоне А выявлены фасетки квазискола (рис. 6 а) и зернограничные трещины, вдоль которых наблюдали ручьистый излом (рис. 6 б). В зоне вязкого излома Б наблюдали волокнисто-полосчатое строение (рис. 7) с характерным ямочным изломом. В исследованной латуни количество и размер частиц силицидов невелики и ограничены малым содержанием кремния и железа, в исследованных кольцах их содержание не превышает 2,5 об. %. При фрактографических исследованиях каких либо трещин или отслоений ни внутри частиц силицидов, ни по межфазным границам на поверхности разрушения не обнаружено (рис. 8 а), трещины наблюдали только по границам β' -зерен.

Неметаллические включения, обнаруженные на поверхности разрушения образца № 1 нельзя считать причиной растрескивания кольцевой заготовки, так как трещин вблизи них нет: множественные углеродсодержащие включения сосредоточены в теле зерна вблизи поверхности (рис. 8 б), а трещины развиваются по границам зерен, не только вблизи поверхности, но и по всему объему заготовки.

Для заготовок № 1 и 2 характерно значительное увеличение размеров β' -зерен (до 280 мкм вблизи наружной поверхности) (рис. 9). Условием аномального роста отдельных зерен (развития вторичной рекристаллизации) является энергетические преимущества отдельных зерен по отношению к другим, например, вследствие неравномерно распределенных остаточных напряжений трубных заготовок, что и приводит к их аномальному росту при нагреве под штамповку [14, 15]. Для кольцевых заготовок после горячей штамповки характерно полное отсутствие α -фазы, которая не успевает выделиться из β -фазы при быстром охлаждении, что, как было установлено ранее [6–8], облегчает растрескивание по границам зерен под действием сформировавшихся при штамповке внутренних остаточных напряжений.

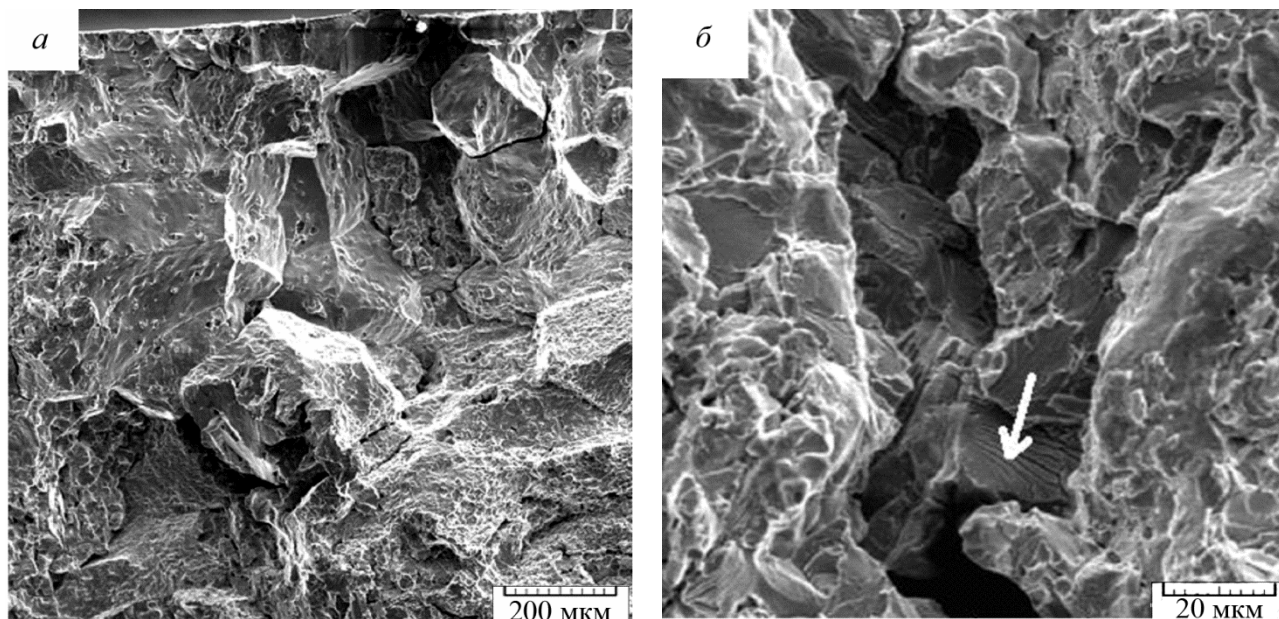


Рис. 6. Фасетки межзеренного разрушения (а) и трещины по границам зерен (б) на участке А камневидного излома, заготовка № 1

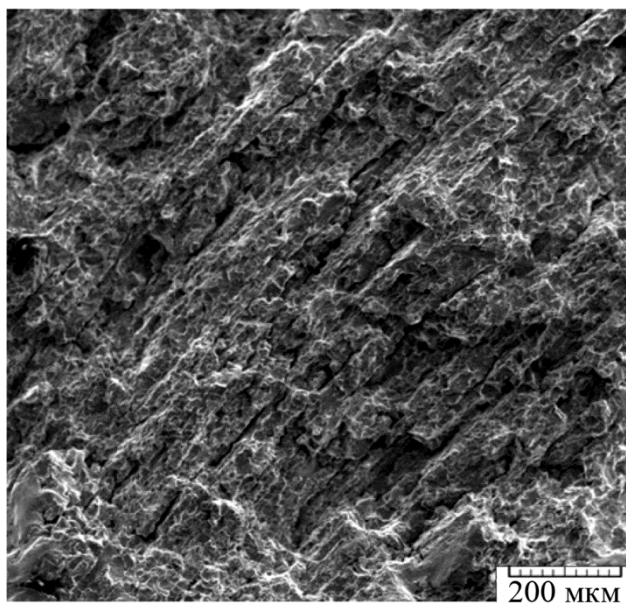


Рис. 7. Участок волокнистого (вязкого) излома с множественными трещинами, кольцо № 1, участок Б

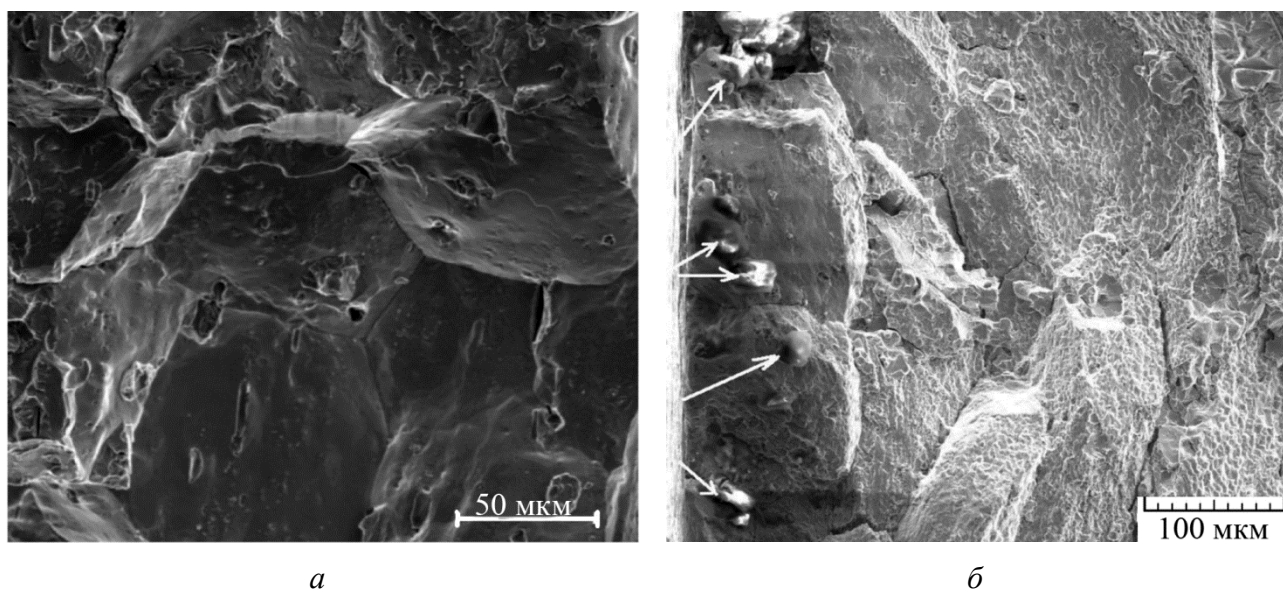


Рис. 8. Рельеф поверхности трещины кольца № 1: *а* – с частицами силицидов; *б* – с углеродосодержащими частицами и оксидом SiO_2 (указаны стрелками)

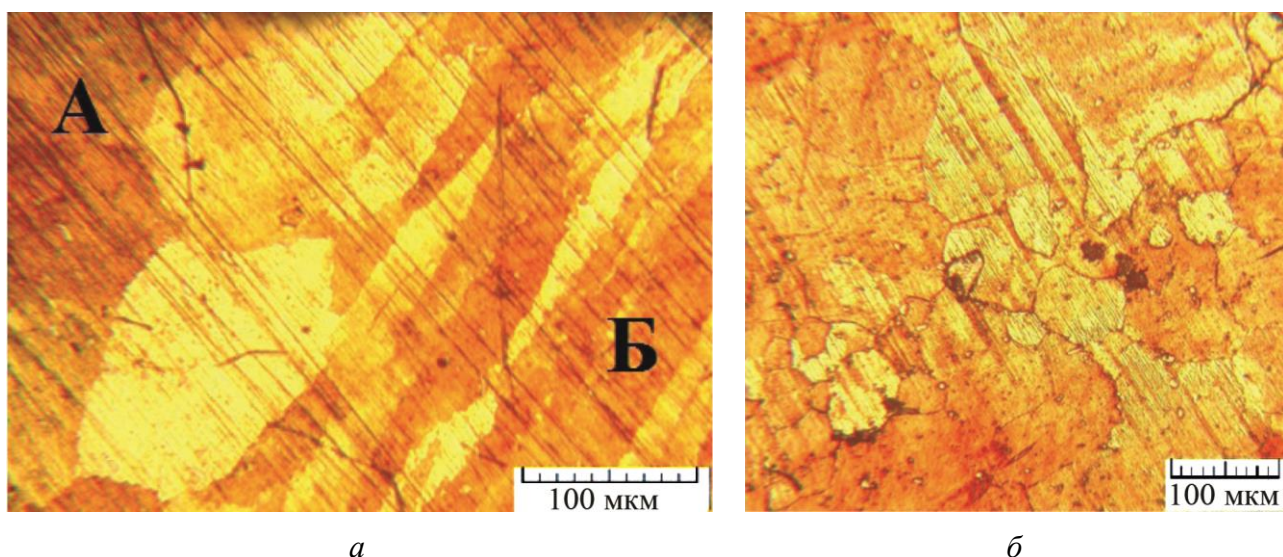


Рис. 9. Микроструктура латуни ЛМцАЖН в кольцевой заготовке № 2:
а – сечение вдоль трещины; *б* – сечение поперек трещины в зоне А (рис. 5)

В отличие от колец № 1 и 2, в материале колец № 3–5 трещины не были обнаружены после горячей штамповки (табл. 2), поэтому для исследований они были сломаны путем изгиба, полученные изломы соответствовали вязкому разрушению (рис. 10). На изломе кольца № 3 отмечено 8 фасеток внутризеренного квазискола с гладкими или слегка волнистыми поверхностями (на рис. 10 отмечены стрелками), остальная поверхность имела признаки пластической деформации – ямочный излом. Структурное состояние сплава кольцевой заготовки № 3 не отличалось от № 1 и 2. Твердость материала кольцевых заготовок составила: для № 1 – 83 HRB, № 2 – 87 HRB, № 3 – 78 HRB. Такое различие по твердости свидетельствует о неоднородности температурных полей при нагреве под штамповку в производственных условиях, а также об отличиях скоростей охлаждения после штамповки.

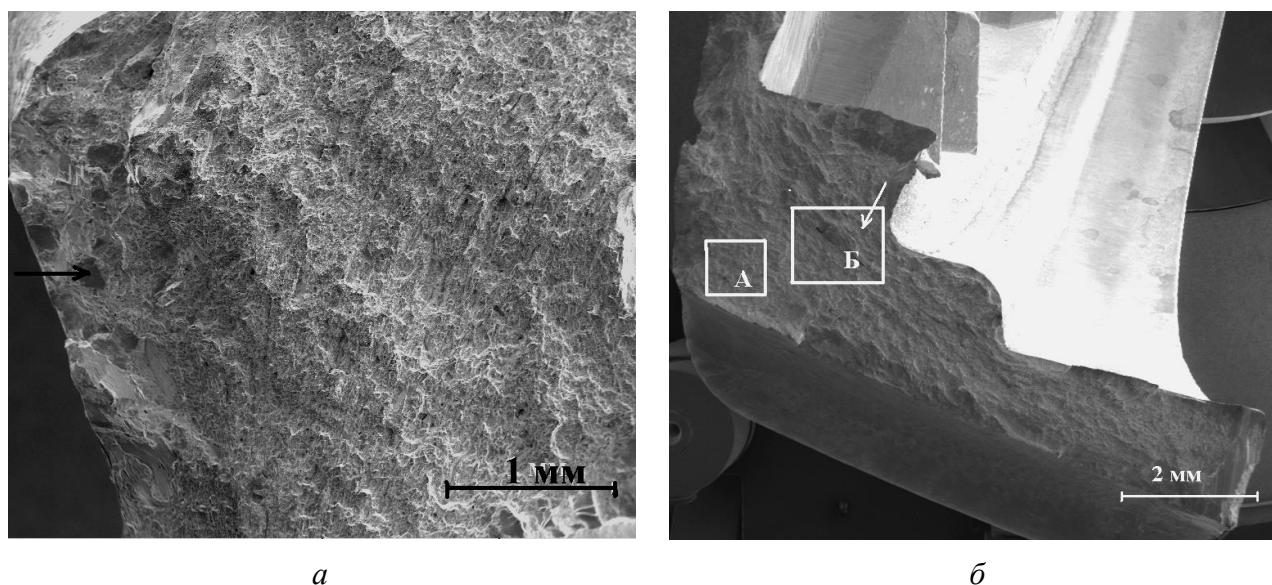


Рис. 10. Рельеф поверхности разрушения кольцевой заготовки № 3 (а) и № 4 (б)

Таким образом, результаты фрактографических и металлографических исследований показали, что целесообразно снизить температуру нагрева кольцевых заготовок перед штамповкой. Это позволит исключить, во-первых, чрезмерный рост β -зерен, во-вторых, возможность появления зернограницных легкоплавких эвтектик, ослабляющих границы β' -зерен. Главными требованиями при выборе температуры нагрева колец под штамповку являются максимальная заполняемость формы, снижение уровня остаточных напряжений после штамповки, прочность межзеренных границ. Предпочтительно выбрать температуру нагрева не выше температуры прессования трубных заготовок (700 °С).

При исследовании поверхностей изломов колец № 4 и 5, для которых температура нагрева под штамповку была снижена до 700 °С (табл. 2), обнаружено отсутствие участков хрупкого разрушения, подобных участку А на рис. 5. По всей поверхности разрушения излом соответствует вязкому разрушению (рис. 10 б). На микроуровне на участках поверхности волокнисто-полосчатого излома выявлено значительно меньше микротрещин по сравнению с заготовками № 1–3. Размер β' -зерен материала заготовок № 4 и 5 на превышал 150 мкм, количество силицидов, как и в кольцевых заготовках № 1–3, составило не более 2,5 об. %, β -фаза полностью отсутствовала. Значения твердости колец № 4 и 5 составили 80–82 HRB, что удовлетворяет предъявляемым требованиям к материалу блокирующих колец синхронизатора коробки перемены передач из латуни ЛМцАЖН – HRB $\geq$ 80.

При микрорентгеноспектральном анализе материала исследованных колец обнаружено, что по химическому составу границы β' -зерен практически не отличаются от центральной части зерна (рис. 11, табл. 6). На границах β' -зерен не наблюдается каких-либо примесей, частиц или следов оплавления или окисления. Частицы силицидов (Fe, Mn)₅Si₃ располагаются в теле β' -зерен, рядом с ними, как правило, расположены частицы свинца.

Исследование поверхности продольного реза кольца № 2 методом обратно-рассеянных электронов показало, что выделенные на рис. 5 зоны А и Б существенно отличаются ориентировкой зерен. В процессе горячей штамповки колец создается неравномерное напряженно-деформированное состояние по профилю заготовок. Максимальная деформация характерна для участка Б, а минимальная – для участка А. По ранее проведенным исследованиям [16] определено, что в зоне максимальной деформации действуют сжимающие напряжения, а в зоне с минимальной – растягивающие. Для латуни кольца на участке А характерна разориентировка крупных зерен (рис. 12), причем

на границе крупных β' -зерен явно просматриваются новые субзерна, отличающиеся ориентировкой от остальных (рис. 13).

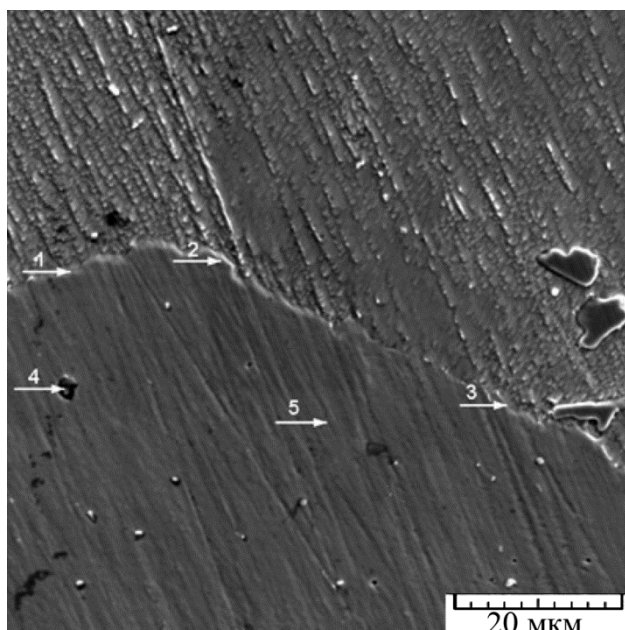


Рис. 11. Участки локального микрорентгеноспектрального анализа материала кольца № 4 (результаты приведены в табл. 6)

Зона Б, наоборот, характеризуется наличием явно выраженной текстуры (рис. 14). Максимальная полюсная плотность зафиксирована для кристаллов (001) в направлении X и (101) в направлении Z для участка А (рис. 15 б) и для кристаллов (001) в направлении X на участке Б (рис. 15 в). На прямых полюсных фигурах для области А видны в основном размытые хаотично расположенные пики интенсивности и лишь один острый пик большой интенсивности для плоскостей {100} в направлении X (рис. 15 а). На обратных полюсных фигурах для области А зафиксирован дополнительный пик повышенной интенсивности (101) в направлении Z (рис. 15 б), что свидетельствует о протекании процессов динамической полигонизации в области А [17, 18].

Таблица 6 – Результаты локального микрорентгеноспектрального анализа материала кольца № 4 (участки отмечены на рис. 11), масс. %

№ участка	Mg	Al	S	Mn	Ni	Cu	Zn	Se	Примечание
1	—	2,0	—	2,8	0,5	Остальное	35,6	—	Граница двух β' -зерен
2	—	2,1	—	2,7	0,4		36,3	—	
3	—	2,0	—	2,9	0,5		35,90	—	
4	0,5	0,9	13,6	22,7	—		15,28	1,86	Неметаллическое включение
5	—	2,1	—	2,8	0,4		36,16	—	Тело β' -зерна

В зоне Б зафиксирован поворот текстуры для плоскостей {100}, а также появились дополнительные хаотически расположенные максимумы с большей интенсивностью (рис. 15 в). При рассмотрении карт ориентировок обнаружено, что в зоне Б внутри β' -зерен присутствуют разориентированные блоки и новые дисперсные зерна (рис. 14), что является признаком динамической рекристаллизации [17, 18].

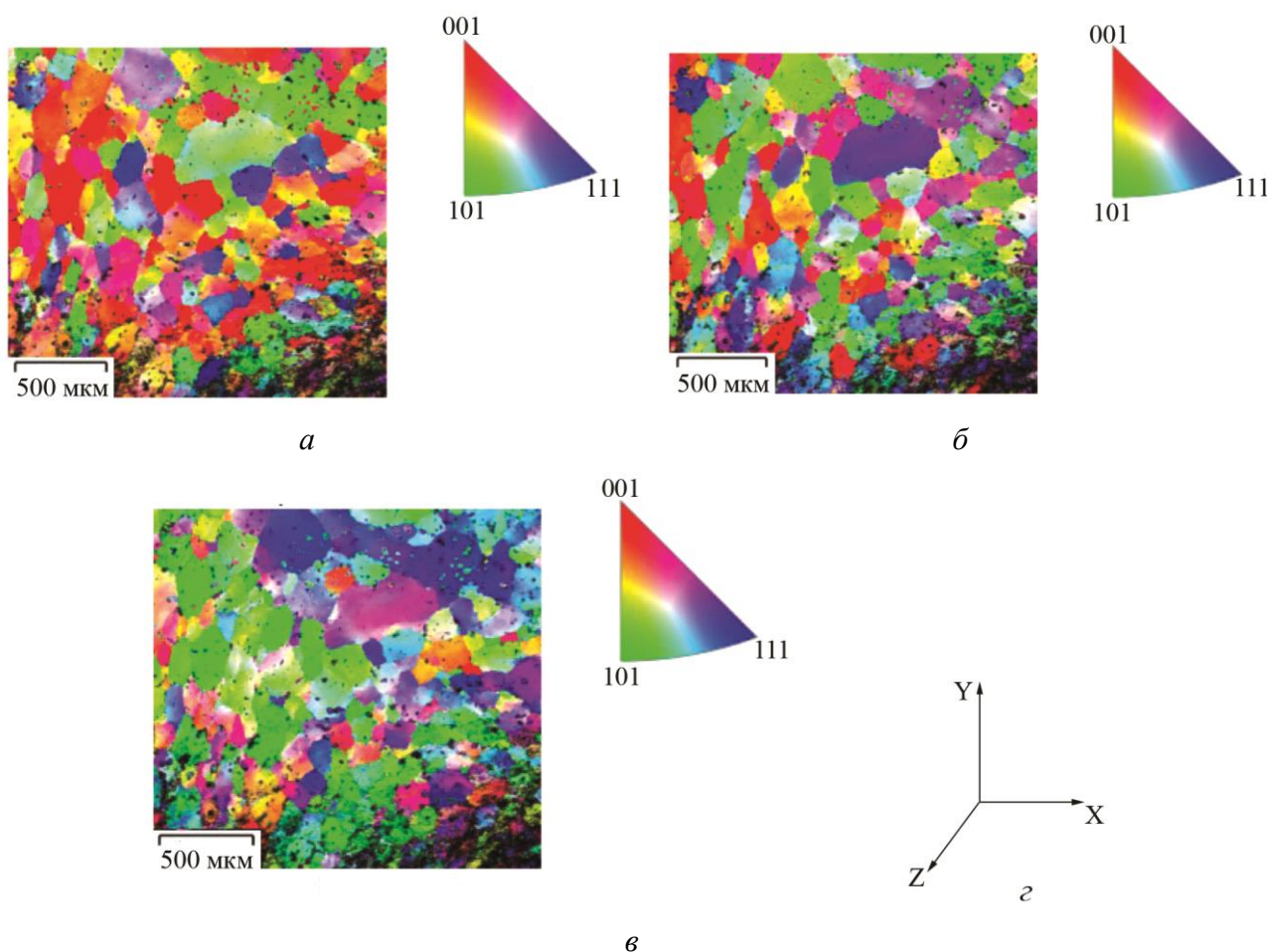


Рис. 12. Карты ориентировок β' -зерен участка А кольца № 2 и легенды к ним в пространствах обратных полюсных фигур: *а* – вдоль направления X; *б* – вдоль направления Y; *в* – вдоль направления Z; *г* – расположение осей

Для анализа степени протекания рекристаллизационных процессов при горячей штамповке были построены карты рекристаллизации (рис. 16). Строятся они по следующему алгоритму: сначала проводится реконструкция зерен, затем программным путем измеряются средние разориентировки в пределах зерна [17, 18]. Если средний угол разориентировки в зерне превышает 2° , то зерно идентифицируется как деформированное. Некоторые зерна состоят из субзерен. В этом случае, если внутренняя разориентировка в субзерне не превышает 2° , а от субзерна к субзерну превышает, то зерно идентифицируется как субструктурное (полигонизованное). Если же средний угол разориентировки не превышает 2° , то зерно рекристаллизованное. В материале участка Б практически полностью прошли рекристаллизационные процессы, образовалась мелкозернистая структура (рис. 16 г), поэтому разрушение в этой зоне носит вязкий характер.

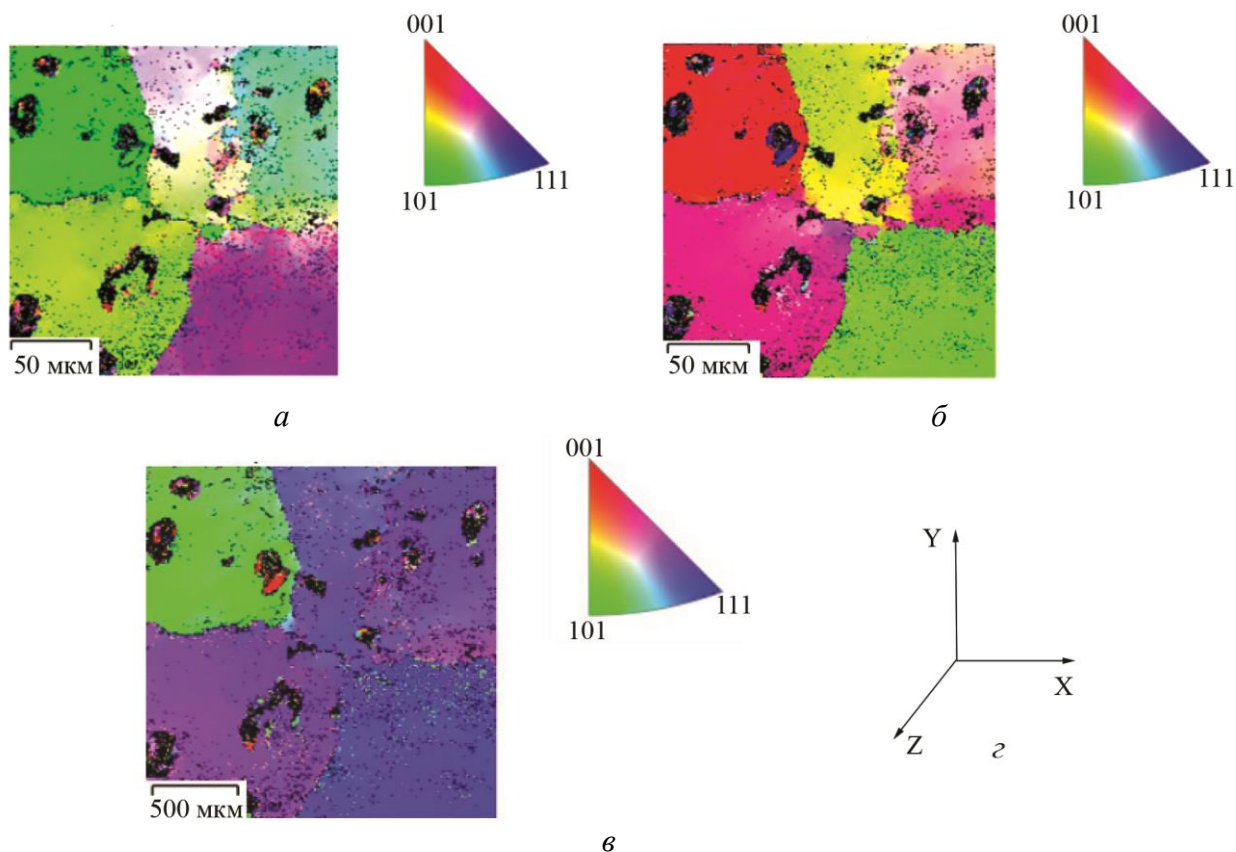


Рис. 13. Карты ориентировок β' -зерен участка А кольца № 2 и легенды к ним в пространствах обратных полюсных фигур: *a* – вдоль направления X; *б* – вдоль направления Y; *в* – вдоль направления Z; *z* – расположение осей

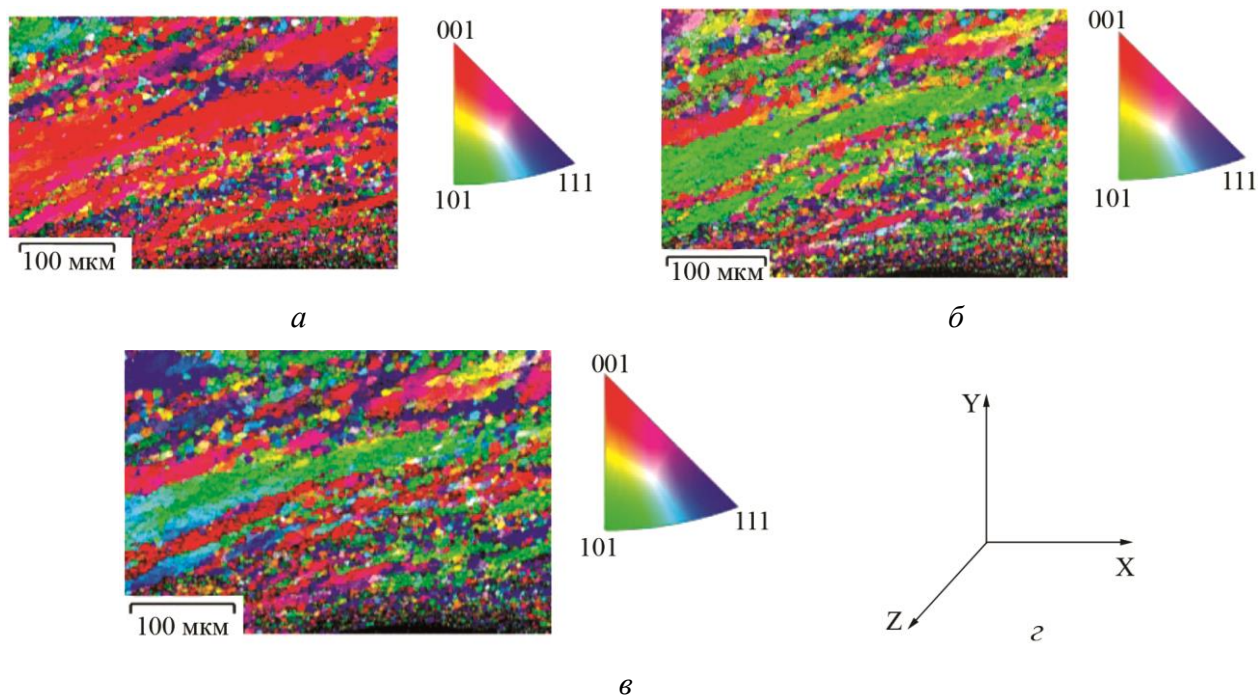


Рис. 14. Карты ориентировок β' -зерен участка Б кольца № 2 и легенды к ним в пространствах обратных полюсных фигур: *a* – вдоль направления X; *б* – вдоль направления Y; *в* – вдоль направления Z; *z* – расположение осей

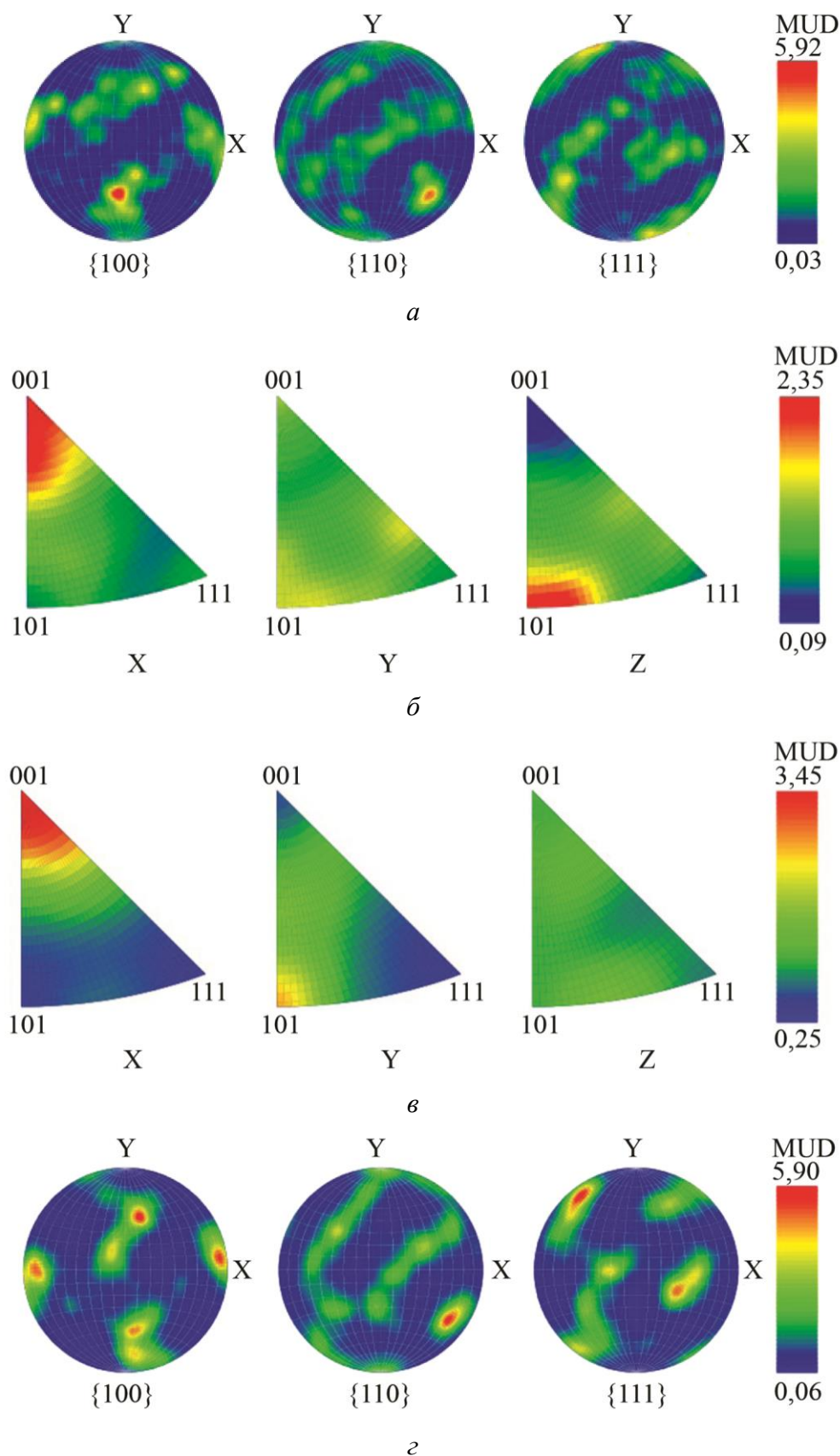


Рис. 15. Прямые (а, з) и обратные (б, в) полюсные фигуры участков А (а, б) и Б (в, з) кольца № 2

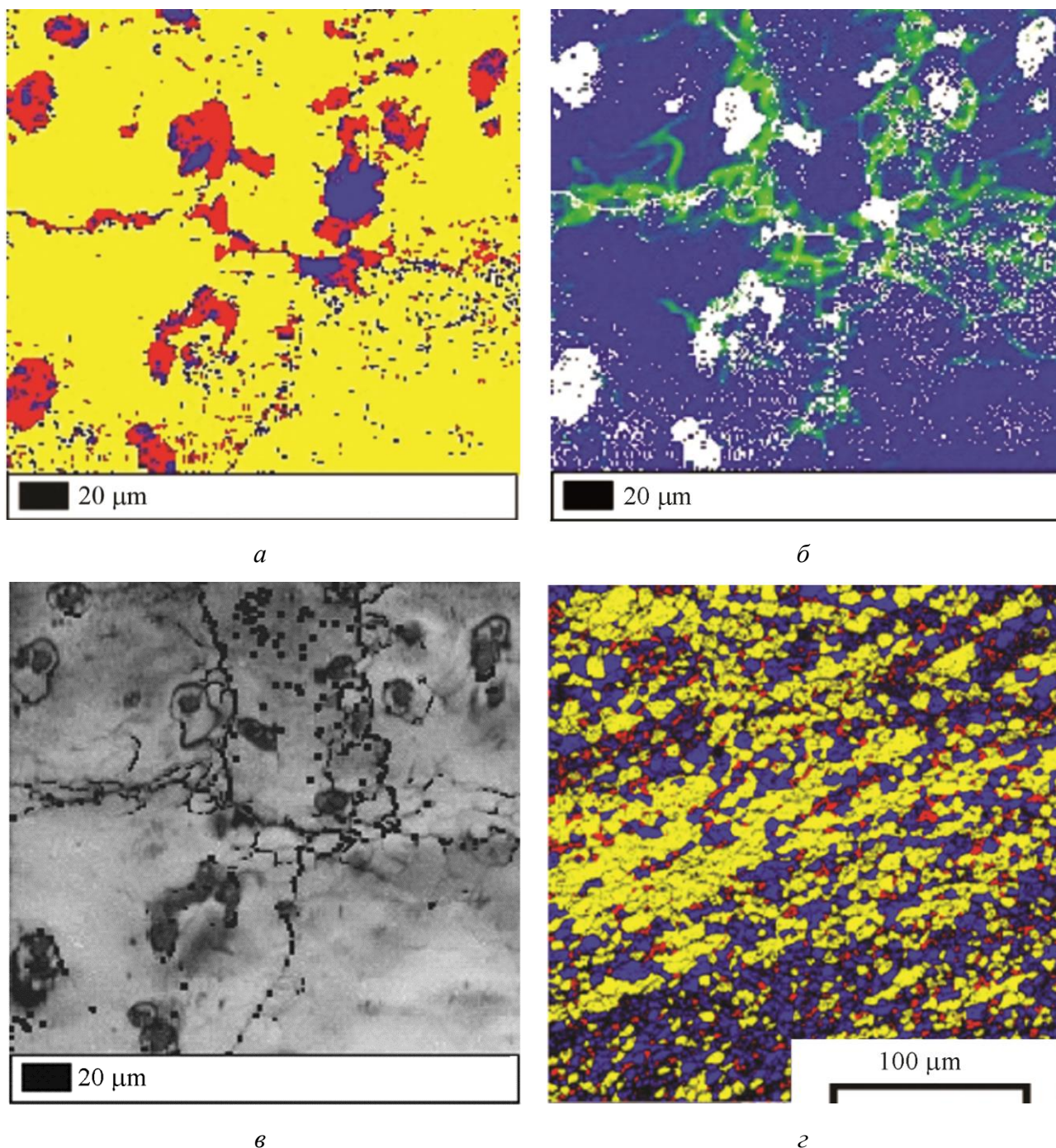


Рис. 16. Карты рекристаллизации латуни на участках А (а) и Б (д) кольца № 2 (синий цвет – полностью рекристаллизованный материал, желтый – субструктурный материал, красный – деформированное зерно с повышенной плотностью дислокаций); б – карта напряжений для участка А (синий – минимальные напряжения, зеленый – максимальные); в – карта контуров

В материале участка А зафиксированы отдельные мелкие деформированные зерна и субзерна вблизи границ крупного β' -зерна (рис. 16 а и в). Известно [14, 15], что при динамической рекристаллизации, вновь образовавшиеся зерна характеризуются повышенной плотностью дислокаций, т. е. являются нагартованными. Это подтверждают полученные при EBSD-анализе карты рекристаллизации: практически все крупные зерна имеют равноосную структуру, тогда как по границам зерен зафиксированы мелкие зерна (или субзерна), которые отнесены программой HKL Channel 5 к пластически деформированным.

Максимальные значения внутренних напряжений зафиксированы по границам β' -зерен (рис. 16 б). Карта напряжений является качественным показателем степени разориентировки кристаллов, и по сути области с максимальными напряжениями соответствуют областям с большей плотностью дислокаций [17, 18]. Выполненные измерения значений микротвердости по сечению крупных β' -зерен показали, что вблизи границ твердость составила около 300 HV 0,02, тогда как в теле зерна – всего 170 HV 0,02. Скорее всего именно с упрочнением приграничных участков β' -зерен на участке А при динамической рекристаллизации и связано резкое охрупчивание границ, проявившееся в формировании ручьистого узора на поверхности образовавшейся трещины в кольцевой заготовке (рис. 6 б).

Известно, что динамическая рекристаллизация происходит при достижении критической степени деформации [14]. В процессе горячей штамповки колец наблюдается неравномерная деформация, а также неравномерное распределение напряжений по профилю заготовок [16]. Максимальная деформация характерна для участка Б, а минимальная – для участка А. Для участка А критическая степень деформации не достигается, поэтому там происходит только динамическая полигонизация.

Никель и железо введены в латунь ЛМцАЖН с целью предотвращения чрезмерного роста зерен при нагреве под горячую деформацию. Очевидно, что при температуре 80 °С влияние этих элементов уже не проявляется в достаточной мере. Кроме того, известно, что чем выше температура горячей деформации, т.е. чем быстрее протекают диффузионные процессы, тем быстрее происходит динамическая рекристаллизация [14, 15]. При температуре нагрева под штамповку колец 700 °С размер β' -зерен на участке А увеличился в меньшей степени по сравнению с температурой нагрева 780 °С, кроме того, не произошло упрочнения границ зерен, связанного с началом динамической рекристаллизации. Очевидно при нагреве до 700 °С еще проявляется благоприятное действие легирования латуни никелем и железом, поэтому формирующиеся после горячей штамповки остаточные напряжения не приводят к появлению трещин в кольцевых заготовках.

Таблица 7 – Результаты исследований по снижению температуры нагрева перед операцией штамповки

Параметры выборки	Штатный режим нагрева заготовок – 780 °С	Опытный режим нагрева заготовок – 700 °С
Отштамповано колец, шт	100	100
Выявлено брака по трещинам, шт	21	3
После отбора образцов допущено к контролю по незаполняемости штампа, шт	80	81
Забраковано колец по незаполняемости штампа, шт	13	11

Выполненные на ОАО «АВТОВАЗ» испытания показали, что из партии в 100 колец, отштампованных по штатному и опытному режимам, в брак по трещинам отошло 21 % заготовок (табл. 7) при нагреве кольцевых заготовок перед штамповкой до 780 °С и всего 3 % заготовок при нагреве их перед штамповкой до 700 °С. Таким образом, полученные данные еще раз подтверждают тот факт, что температура нагрева заготовок перед штамповкой по технологии ОАО «АВТОВАЗ» является завышенной, что и приводит к их растрескиванию под действием остаточных напряжений.

Выводы

1. Выполненные исследования показали, что в процессе горячей штамповки колец наблюдается неравномерная по сечению заготовки деформация. В области с минимальной степенью деформации происходит динамическая полигонизация, а в зоне с повышенным значением пластической деформации зафиксировано практически полное протекание динамической рекристаллизации с образованием мелкого, свободного от дислокаций β' -зерна.
2. Причинами растрескивания колец из латуни ЛМцАЖН являются формирующиеся при быстром охлаждении остаточные напряжения. Трещина зарождается и мгновенно растет в зоне действия растягивающих напряжений, имеющей крупнозернистую структуру. При температуре штамповки 780 °С зафиксировано упрочнение границ крупных β' -зерен, что облегчает рост трещины.
3. Установлено, что границы β' -зерен не содержат каких-либо вредных примесей и легкоплавких эвтектик наличие частиц силицидов или неметаллических включений.
4. Снижение температуры штамповки до 700 °С не приводит к чрезмерному росту β' -зерен, упрочнению приграничных областей и появлению трещин в охлажденной заготовке, поэтому следует рекомендовать горячую штамповку колец при данной температуре.

Благодарности

Работа выполнена при частичной поддержке проекта № 15-10-1-22 Фундаментальных научных исследований Уральского отделения РАН.

Литература

1. Сучков Д. И. Медь и ее сплавы. – М. : Metallurgy, 1967. – 248 с.
2. Туркин В. Д., Румянцев М. В. Структура и свойства цветных металлов и сплавов. – М. : Metallurgizdat, 1944. – 440 с.
3. Ефремов Б. Н. Латуни. От фазового строения к структуре и свойствам : монография. – Москва : ИНФРА-М, 2014. – 312 с.
4. Елагин В. И., Колачев А. В., Ливанов В. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: монография. – 4-е изд., перераб. и доп. – М. : МИСИС, 2005. – 432 с.
5. Красеньков В. И., Егоркин В. В. Синхронизаторы в ступенчатых трансмиссиях. – М. : Машиностроение, 1967. – 195 с.
6. Пугачева Н. Б. Структура и свойства деформируемых легированных латуней. – Екатеринбург : УрО РАН, 2012.
7. Tropotov A. V., Pugacheva N. B., Ryazantsev Yu. V., Zhukova L. M. A study of residual stresses in products made of hard alloy of brass // Metal Science and Heat Treatment. – 2006. – Vol. 47, nos. 1–2. – P. 31–35. – DOI: 10.1007/s11041-006-0039-5.
8. Латунные сплавы для колец синхронизаторов совершенствуются / М. Д. Копыл, А. В. Тропотов, И. В. Котляров // Автомобильная промышленность. – 1999. – № 10. – С. 26–29.
9. Plastic deformation of a high-alloy brass / S. V. Smirnov, N. B. Pugacheva, A. N. Soloshenko, A. V. Tropotov // Physics of Metals and Metallography. – 2002. – Vol. 93, no. 6. – P. 584–593.
10. Cai W., Liu H. F., Hu Q. Effect of Ni on characteristics and structure of Cu-22,7Zn Brass As-cast // Advanced Materials Research. – 2012. – Vol. 581–582, no. 1. – P. 556–560.
11. РД 50-672-88. Расчеты и испытания на прочность. Классификация видов изломов металлов. Методические указания. – М. : Издательство стандартов, 1989. – 21 с.
12. Шимов Г. В., Ковин Д. С. Остаточные напряжения в медных и латунных трубах после волочения // Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия. – 2015. – Спецвыпуск. – С. 46–49. – DOI: 10.17073/0021-3438-2015-1s-46-49.

13. Исследование характера и причин разрушения заготовок из сплава 58Cu–34Zn–3Mn–2Al после горячей штамповки / Н. Б. Пугачева, Е. Б. Трушина, Н. П. Антенорова, А. С. Овчинников, А. В. Лебедь // Вопросы материаловедения. – 2014. – № 1 (77). – С. 56–64.
14. Горелик С. С., Добаткин С. В., Капуткина Л. М. Рекристаллизация металлов и сплавов. – М. : Изд-во МИСИС. – 2005. – 432 с.
15. Физическое материаловедение : учебник для вузов / С. В. Грачев, В. Р. Бараз, В. П. Богатов, В. П. Швейкин – 2-е изд., перераб. и доп. – Екатеринбург : Изд-во УГТУ–УПИ, 2009. – 548 с.
16. Тропотов А. В., Смирнов С. В., Кузнецов В. Ю. Прогнозирование надежности процесса штамповки детали «кольцо блокирующее синхронизатора» для легковых автомобилей // Металлообработка. – 2004. – № 3 (21). – С. 19–21.
17. Electron Backscatter Diffraction in Materials Science / A. J. Schwartz, V. Kumar, B. L. Adams, D. P. Field. – Boston : Springer, 2000. – 395 p. – DOI 10.1007/978-0-387-88136-2.
18. Возможности метода дифракции обратнорассеянных электронов для анализа структуры деформированных материалов / В. Н. Варюхин, Е. Г. Пашинская, А. В. Завдоев, В. В. Бурховецкий. – Киев : Наукова думка, 2014. – 102 с.

STRUCTURE AND FATIGUE DURABILITY OF 09Mn2Si PIPE STEEL AFTER LONG-TERM OPERATION IN FAR NORTH CONDITIONS

S. V. Panin^{1,3*}, P. O. Marushchak², I. V. Vlasov^{1,3}, A. V. Eremin^{1,3},
A. V. Byakov^{1,3}, A. S. Syromyatnikova^{4,5}, R. Stankevich³

¹*Institute of Strength Physics and Materials Science, SB RAS,*

2/4 Akademicheskoy Ave., Tomsk, 634055, Russia

²*Ternopil Ivan Puluj National Technical University,*

56 Ruska St., Ternopil, 46001, Ukraine

³*National Research Tomsk Polytechnic University,*

30 Lenina Ave., Tomsk, 634050, Russia

⁴*North-Eastern Federal University,*

58 Belinskogo St., Yakutsk, Republic of Sakha (Yakutia), 677027, Russia

⁵*Larionov Institute of Physical and Technical Problems of the North, SB RAS,*

1 Oktyabrskaya St., Yakutsk, 677891, Russia

*Corresponding author. E-mail: svp@ispms.tsc.ru

Address for correspondence: 2/4, pr. Akademicheskoy, Tomsk, 634055, Russian Federation

Tel.: +7 (3822)286 904; fax: +7 (3822)49 25 76

A comprehensive study of the structure and fatigue durability of the 09Mn2Si steel used for constructing the Mastakh-Berge-Yakutsk main gas pipeline (taken from the linear part with an outer diameter of 530 mm and a wall thickness of 7mm) after 37 years of operation is carried out. A comparative analysis of the results obtained for the emergency stock steel is made. It is shown that long-term operation does not give rise to a substantial redistribution of cementite. Deformation aging is slightly expressed, and it is manifested through the precipitation of finely dispersed carbides in the grain bulk. The revealed structure degradation practically does not make sense under static tension or hardness measurement. At the same time, under cyclic testing, the microstructure degradation occurring during long-term operation results in a fatigue lifetime decrease, especially at the stage of crack initiation.

Keywords: pipe steel, fatigue durability, structure degradation.

DOI: 10.17804/2410-9908.2017.4.081-085

1. Introduction

Main oil and gas pipelines are strategic industrial facilities; therefore, monitoring their mechanical state and investigating the reasons for their structure degradation during long-term operation are actual scientific and engineering problems [1]. This paper studies the degradation of the 09Mn2Si steel of the Mastakh-Berge-Yakutsk main gas pipeline after 37 years of operation. Pipes in the pipeline are permanently repaired and replaced due to failures, which were accompanied by a number of catastrophic incidents [2]. The main factors causing the failure of pipeline components are complex climatic conditions, corrosive wear [3] during operation, and also deformation aging [4] induced by prolonged exposure to static loads, heterogeneity in the structure of the steel. In this concern, the study of metal structure degradation processes and their effect on the mechanical properties of the 09Mn2Si pipe steel are of importance for understanding and developing techniques for the retardation of structural changes during long-term operation. For this reason, the aim of the study is to estimate the effect of the long-term operation of the 09Mn2Si steel (for 37 years) under the Far North conditions on the microstructure degradation, as well as to investigate the mechanisms of its failure under static and cyclic loadings.

2. Experimental

The 09Mn2Si steel under study had a structure of hot-rolled sheets. Specimens were cut out from fragments of two pipes, 530 mm in diameter: after a long-term operation (from 1972 to 2009), as well as from the emergency stock that had been stored in the field within the same time. To compare and evaluate the degradation processes that occurred in the fragment after a long-term operation, the structure and mechanical properties of the steel from the emergency reserve (considered as non-deformed or standard) were studied.

Static tension tests were conducted with the use of an Instron 5582 electromechanical testing machine; the loading rate made 0.3 mm/min. The specimens for static and cyclic tension tests were dog-bone-shaped, with dimensions of $50 \times 7 \times 1$ mm and a gauge length of $20 \times 5 \times 1$ mm. Cyclic tension tests were performed with the use of a Biss UTM 150 servo-hydraulic testing machine. The cycle asymmetry was $R = 0.1$; the maximum load in the cycle was equal to 280 MPa, the loading frequency was 20 Hz. To localize the processes of fatigue crack nucleation, an I-shaped stress riser (notch) with a length of ~ 400 μm and a tip radius of 125 μm was applied to the specimens. The interval for image capturing made 1,000 cycles. The recorded images were processed and analyzed with the help of Vic-3D 7 software with preliminary estimation of calculation parameters by the automatic algorithm. The microhardness was measured with the help of a PMT-3 device with a load onto the Vickers pyramid of 0.98 N (100 g). The fine structure was analyzed with the use of a Philips SM-12 transmission electron microscope.

3. Results

The steel from the emergency stock has a ferrite-pearlite structure (fig. 1, *a*). The pearlite content makes $\sim 16 \pm 1\%$; a pronounced striped texture is observed. The average grain size is equal to 9.5 ± 1 μm . The steel after 37 years of operation also has a ferrite-pearlite structure. The pearlite content makes $\sim 12 \pm 0.6\%$; the pearlitic colonies are small, and they are located mainly along the grain boundaries (fig. 1, *d*). The average grain size of this fragment is equal to 11 ± 1 μm . Thus, during operation, the content of the pearlite phase in the 09Mn2Si steel has decreased by $\sim 5\%$. It is may have come from hydrogenation, as a result of prolonged exposure to a gaseous medium. The decrease in the carbon content is also accompanied by a slight increase in the size of ferritic grains (by $\sim 10\%$).

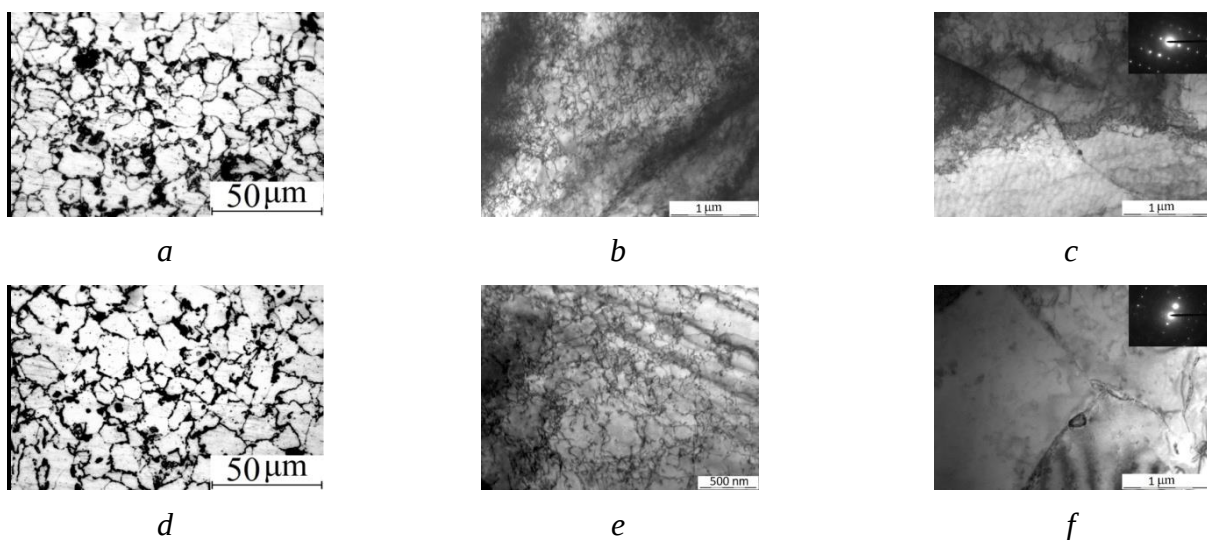


Fig. 1. The microstructure (*a*, *d*) and TEM-micrographs (*b*, *c*, *e*, *f*) of steel fragments from the emergency reserve (*a*, *b*, *c*) and after long-term operation (*d*, *e*, *f*)

In the material bulk of both steel fragments, a ferrite structure with cementite plates along the grain boundaries is observed by transmission electron microscopy. Large uniaxial cementite particles (100–500 nm) are located both in the grain bodies and along the grain boundaries (fig. 1, c, f). The dislocation density for the stock steel is higher, 10^{10} to 10^{11} cm^{-2} , while after the operation it is 10^9 to 10^{10} cm^{-2} (fig. 1, b, e). It is known from the literature [1] that long-term operation of steel may give rise both to already mentioned hydrogenation and to structural degradation processes expressed through deformation and crushing of cementite along the boundaries of ferrite grains, the formation of carbide precipitates there, as well as through the evolution of the dislocation substructure due to deformation aging.

At the initial stages the deformation aging is expressed through the formation of Cottrell atmospheres and dislocation pinning. The latter results from the precipitation of highly dispersed carbides in the grain bodies. Pipes for the main gas pipeline construction are manufactured with a large safety margin for safe operation during dozens of years. This is why, after 37 years of operation, the steel is unlikely to experience significant stresses, which may give rise to severe plastic deformation or deformation aging. The operating temperature range also fluctuates within acceptable limits, which should not result in noticeable structure modification. This is confirmed by the TEM data; namely, the carbides of the steels in both states are located in the grain bodies and along the grain boundaries. Cementite plates at the grain boundaries are not fractured. Thus, it can be assumed that deformation aging could occur only at the initial operation stage (the formation of Cottrell atmospheres and dislocation pinning), which is confirmed by an approximately one order difference in the dislocation density between the reserve stock fragment and the one after operation. These changes have no significant effect on hardness, but they may affect the decrease of toughness or the shift of the cold embrittlement threshold towards higher temperatures.

The microhardness results obtained for the steel after the long-term operation (tab. 1) can be interpreted in terms of the development of two competing processes, which are i) hardness reduction as a result of decarburization and ii) strain hardening due to dislocation pinning. Mutual compensation of these processes can maintain the hardness of the steel after operation at the initial level, while giving rise to a different deformation behavior as compared to the reserve stock steel fragment.

A yield tooth and a yield plateau are observed on the loading diagrams of the 09Mn2Si steel specimens in both states. Their presence is attributed to the low-carbon "status" of this steel. In addition, this agrees well with the results of the fine microstructure observation indicating low dislocation density at the beginning of plastic flow. The specimens of the reserve stock steel, as well as the one after the operation, possess a similar value of tensile strength. At the same time, the specimens from the emergency reserve have a lower yield stress ($\downarrow$ by 27 %), but, simultaneously, higher ductility ($\uparrow$ by 31 %) (tab. 1). This difference is most likely to arise from a larger pearlite phase volume and a slightly smaller grain size.

The fatigue lifetime of the 09Mn2Si steel after long-time operation decreases by 16 %, from $N = 1.25 \times 10^5 \pm 0.16 \times 10^5$ (emergency reserve) to $N = 1.05 \times 10^5 \pm 0.18 \times 10^5$ cycles (after operation). Graphs illustrating the dependence of crack length versus the number of loading cycles are plotted in fig. 2.

Table 1 – Mechanical properties of the 09Mn2Si steel measured under static tension

Material type	Conventional yield strength ($\sigma_{0.2}$), MPa	Tensile strength, (σ_U), MPa	Elongation, δ , %	Contraction, ϕ , %	H_{μ} , GPa
Reserve stock steel	310 ± 20	490 ± 25	34 ± 2	6.6 ± 1	1.94 ± 0.05
After the operation	380 ± 20	500 ± 20	31 ± 3	6.6 ± 1	2.05 ± 0.04

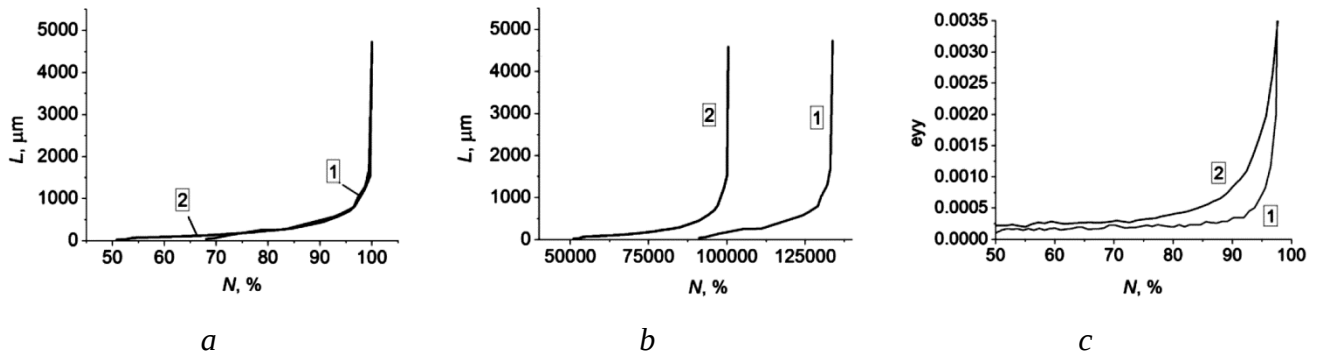


Fig. 2. Diagrams of fatigue crack growth versus *a*) the normalized number of cycles, *b*) the absolute number of cycles; *c*) dependences of longitudinal strain on cyclic loading (in percent prior to failure); 1 – emergency stock; 2 – after long-term use

It follows from the analysis of the data given in normalized coordinates (fig. 2, *a*) that crack propagation looks similar (although in the reserve stock material the crack nucleates later (for comparison $N_{I\text{ oper}} \sim 50\%$ and $N_{I\text{ res}} \sim 68\%$). The analysis of the crack growth diagrams plotted in the absolute coordinates (fig. 2, *b*) also shows that crack initiation in the emergency stock specimen occurs later. In general, in the specimens after operation the main fatigue crack originates earlier, while the plastic deformation accompanying the crack propagation is localized to a greater extent. This is confirmed by the graphs depicting the dependence of the longitudinal strain component versus the number of cycles prior to failure (the normalized value expressed in percent, fig. 2, *c*).

Thus, despite the shape similarity of the crack growth diagrams for the specimens of both types (when they are plotted in normalized coordinates (fig. 2, *a*, *b*)), it is the difference in the graphs of the transverse strain component that is the reason for the decrease in the fatigue life of the specimen after the long-term use. Namely, the exhaustion of plasticity does not allow the propagation of the main fatigue crack to be effectively resisted.

4. Conclusion

It has been shown that long-term operation does not result in a noticeable redistribution of cementite, since, while being in use, pipes operate under low pressures and at low temperatures. However, hydrogenation may occur, which may give rise to decarburization. Deformation aging is poorly expressed, and it is manifested through the precipitation of finely dispersed carbides in the grain bodies.

The revealed structure degradation has little effect on the mechanical properties determined in static tension tests and hardness measurements. This is attributable to the development of two competing; namely, i) softening as a result of decarburization and ii) hardening as a result of dislocation pinning onto carbide precipitates.

The fatigue durability of the steel after long-term operation has decreased by $\sim 16\%$. It has been demonstrated that in the degraded steel the main fatigue crack originates earlier due to the accumulation of structural and mechanical defects in the material. The calculated dependences of the transverse strain component versus specimen displacement indicate microstructural changes, which result in lower ductility, the latter being caused by sensitivity to the accumulation of fatigue damages, especially at the stage of fatigue crack initiation.

Acknowledgments

The study was supported by the fundamental research program of Russian state academies of sciences for 2013–2020, rfbr projects no. 15-08-05818, and by grants from the headquarters of the russian academy of sciences on arctic research.

References

1. Environmentally assisted "in-bulk" steel degradation of long term service gas trunkline / H. Nykyforchyn, E. Lunarska, O. T. Tsyurulnyk, K. Nikiforov, M. E. Genarro, G. Gabetta // Engineering Failure Analysis. – 2010. – Vol. 17, no. 3. - P. 624–632. - DOI: 10.1016/j.engfailanal.2009.04.007.
2. Bolshakov A. M., Zakharova M. I. Scientific and Technical bases of risk analysis for petrochemistry objects in the Arctic Zone // Chemical and Petroleum Engineering. – 2014. - Vol. 50, no. 5. – P. 396–401. - DOI: 10.1007/s10556-014-9914-x.
3. Bolshakov A. M. Methods for analysis of the remaining service life of pipelines and pressure vessels operating at low climatic temperatures // Chemical and Petroleum Engineering. – 2012. - Vol. 47, no. 11. – P. 766–769.
4. Syromyatnikova A. S. Degradation of physical and mechanical condition of the main gas pipeline metal at long operation in the conditions of the cryolitozone // Phys. Mesom. – 2014. -Vol. 17, - P. 85–91.