

Diagnostics, Resource and Mechanics *of materials and structures*





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

Editorial Council

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

Editorial Board

Boris V. Artemyev (Moscow)
Vladimir A. Bataev (Novosibirsk)
Ivan A. Bataev (Novosibirsk)
Aleksandr K. Belyaev (St.-Peterburg)
Sergey V. Burov (Ekaterinburg)
Vladimir O. Vaskovsky (Ekaterinburg)
Dmitry I. Vichuzhanin (Ekaterinburg)
Vladimir G. Degtyar (Miass)
Igor G. Emelyanov (Ekaterinburg)
Sergey M. Zadvorkin (Ekaterinburg)
Alexander G. Zalazinsky (Ekaterinburg)
Anatoly V. Kononov (Ekaterinburg)
Vladimir N. Kostin (Ekaterinburg)
Tatyana P. Lyubimova (Perm)
Aleksey V. Makarov (Ekaterinburg)
Vladimir A. Mironov (Ekaterinburg)
Radik R. Mulyukov (Ufa)
Vitaly V. Muravyov (Izhevsk)
Aleksandr P. Nichipuruk (Ekaterinburg)
Oleg A. Plekhov (Perm)
Anna M. Povlotskaya (Ekaterinburg)
Artemiy A. Popov (Ekaterinburg)
Nataliya B. Pugacheva (Ekaterinburg)
Igor Yu. Pyshmintsev (Chelyabinsk)
Evgeniy Yu. Raskatov (Ekaterinburg)
Anatoly B. Rinkevich (Ekaterinburg)
Roman A. Savray (Ekaterinburg)
Alexander S. Smirnov (Ekaterinburg)
Alexander I. Ulyanov (Izhevsk)
Yuliya V. Khudorozhkova (Ekaterinburg)

Elena E. Verstakova, editor of the English translation
Olga A. Verstakova, editor of Russian texts
Anna V. Garieva, maker-up
Galina V. Torlopova, associate editor
Raul N. Shakirov, site admin

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

Главный редактор: Смирнов Сергей Витальевич, д.т.н.

Заместитель главного редактора: Сергей Викторович Гладковский, д.т.н.

Заместитель главного редактора: Евгений Юрьевич Просвирыков, д.ф.-м.н.

Редакционный совет:

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

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

Грум Янез, Ph.D., (Республика Словения)

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Шао Вэнь-чжу, профессор (Китай)

Редакционная коллегия:

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

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

Батаев Иван Анатольевич, д.т.н. (Новосибирск)

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Любимова Татьяна Петровна, д.ф.-м.н. (Пермь)

Макаров Алексей Викторович, член-корр. РАН, д.т.н. (Екатеринбург)

Миронов Владимир Александрович, д.м.н. (Екатеринбург)

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

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

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

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

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

Попов Артемий Александрович, д.т.н. (Екатеринбург)

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

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

Раскатов Евгений Юрьевич, д.т.н. (Екатеринбург)

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

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

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

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

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

Верстакова Елена Евгеньевна – редактор перевода текста на английский язык

Верстакова Ольга Андреевна – 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

Nazarov V. V. A model of describing creep strains and porosity evolution for a hollow cylinder affected by internal gas pressure	6
Pugacheva N. B., Vichuzhanin D. I., Bykova T. M., and Kamantsev I. S. Studying the plastic deformability of a Ni–Fe–Cr–Ti–B–C composite	15
Berezovsky A. V., Votnova E. B., and Smolentsev A. S. The technology of arc welding of dissimilar steels	31
Goruleva L. S. and Prosviryakov E. Yu. Exact solutions for the description of nonuniform unidirectional flows of magnetic fluids in the Lin–Sidorov–Aristov class	39
Mukanov G. Zh., Kuznetsov V. P., Shveikin V. P., and Kamantsev I. S. Finite element simulation of frictional surface hardening by a rotary tool during the hardening of the faces of fixation holes for washers	53
Zamaraeva Yu. V., Knysh L. I., and Gaisin E. M. Experience in the application of simulation of hot forging in production conditions at the KUMW JSC	69

СОДЕРЖАНИЕ

Назаров В. В. Модель описания деформаций ползучести и эволюции пористости для полого цилиндра под воздействием внутреннего давления газа	6
Пугачева Н. Б., Вичужанин Д. И., Быкова Т. М., Каманцев И. С. Исследование пластической деформируемости композита системы Ni–Fe–Cr–Ti–B–C	15
Березовский А. В., Вотинова Е. Б., Смоленцев А. С. Технология дуговой сварки разнородных сталей	31
Горулева Л. С., Просвиряков Е. Ю. Точные решения для описания неоднородных однонаправленных течений магнитных жидкостей в классе Линя – Сидорова – Аристова	39
Муканов Г. Ж., Кузнецов В. П., Швейкин В. П., Каманцев И. С. Конечно-элементное моделирование процесса фрикционной поверхностной закалки вращающимся инструментом при упрочнении торцов крепежных отверстий под шайбы	53
Замараева Ю. В., Кныш Л. И., Гайсин Е. М. Опыт применения моделирования горячей объемной штамповки в условиях производства ОАО «КУМЗ»	69

Received: 01.07.2023

Revised: 19.09.2023

Accepted: 20.10.2023

DOI: 10.17804/2410-9908.2023.5.006-014

A MODEL OF DESCRIBING CREEP STRAINS AND POROSITY EVOLUTION FOR A HOLLOW CYLINDER AFFECTED BY INTERNAL GAS PRESSURE

V. V. Nazarov

*Institute of Mechanics, Lomonosov Moscow State University,
1 Michurinskiy Ave., Moscow, 119192, Russia*

 <https://orcid.org/0000-0002-9234-3646>  inmec130@mail.ru

Corresponding author. E-mail: inmec130@mail.ru

Address for correspondence: 1 Michurinskiy Ave., Moscow, 119192, Russia

Two plane-strain states of two identical hollow cylinders are considered, where one is made of a material with porosity evolution and the other is made of an incompressible material. For each hollow cylinder, the process of inflation begins from an undeformed state and ends as soon as the external boundary radius reaches a certain set value. In the assumption that the porosity increases and reaches its highest value at the outer boundary radius, the two hollow cylinders are compared in terms of their strains and stresses.

Keywords: hollow cylinder, internal pressure, creep, porosity

References

1. Bailey, R.W. Creep relationships and their application to pipes, tubes, and cylindrical parts under internal pressure. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*, 1951, 164 (1), 425–431. DOI: 10.1243/PIME_PROC_1951_164_046_02.
2. Weir, C.D. The creep of thick tubes under internal pressure. *Journal of Applied Mechanics*, 1957, 24 (3), 464–466. DOI: 10.1115/1.4011565.
3. Rimrott, F.P.J. Creep of thick-walled tubes under internal pressure considering large strains. *Journal of Applied Mechanics*, 1959, 26 (2), 271–275. DOI: 10.1115/1.4011994.
4. King, R.H. and Mackie, W.W. Creep of thick-walled cylinders. *ASME. Journal of Basic Engineering*, 1967, 89 (4), 877–884.
5. Pai, D.H. Steady-state creep analysis of thick-walled orthotropic cylinders. *International Journal of Mechanical Sciences*, 1967, 9 (6), 335–348. DOI: 10.1016/0020-7403(67)90039-2.
6. Bhatnagar, N.S. and Gupta, S.K. Analysis of thick-walled orthotropic cylinder in the theory of creep. *Journal of the Physical Society of Japan*, 1969, 27 (6), 1655–1661. DOI: 10.1143/JPSJ.27.1655.
7. Bhatnagar, N.S. and Arya, V.K. Large strain creep analysis of thick-walled cylinders. *International Journal of Non-Linear Mechanics*, 1974, 9 (2), 127–140. DOI: 10.1016/0020-7462(74)90004-3.
8. Xie, Z.G., He, Y.M., Yang, J.G., and Gao, Z.L. Microstructural evolution of nuclear power steel A508–III in the creep process at 800°C. *Applied Mechanics and Materials*, 2017, 853, 153–157. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.853.153.
9. Liu, W., Guo, Y., Zhang, M., and Zhang, J. Formation and evolution of porosity during high temperature creep of a nickel-based single crystal super alloy. *E3S Web of Conferences*, 2020, 155, 01005. DOI: 10.1051/e3sconf/202015501005.
10. Leckie, F.A. and Hayhurst, D.R. Constitutive equations for creep rupture. *Acta Metallurgica*, 1977, 25 (9), pp. 1059–1070. DOI: 10.1016/0001-6160(77)90135-3.



11. Morris, R.E. Creep-rupture data for welded N-155 tubes. *NASA Technical Note D-5195*, 1969.
12. Nazarov, V.V. Selecting a dependence for the approximation of experimental data on secondary creep and creep rupture strength. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2023, 3, 44–49. DOI: 10.17804/2410-9908.2023.3.044-049. Available at: https://dream-journal.org/DREAM_Issue_3_2023_Nazarov_V.V._044_049.pdf

Подана в журнал: 01.07.2023

УДК 539.376

DOI: 10.17804/2410-9908.2023.5.006-014

МОДЕЛЬ ОПИСАНИЯ ДЕФОРМАЦИЙ ПОЛЗУЧЕСТИ И ЭВОЛЮЦИИ ПОРИСТОСТИ ДЛЯ ПОЛОГО ЦИЛИНДРА ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ВНУТРЕННЕГО ДАВЛЕНИЯ ГАЗА

В. В. Назаров

*Научно-исследовательский институт механики
Федерального государственного бюджетного образовательного учреждения высшего образования
«Московский государственный университет имени М. В. Ломоносова»
Мичуринский проспект, 1, Москва, 119192, Россия*

 <https://orcid.org/0000-0002-9234-3646>  inmec130@mail.ru

Ответственный автор. Электронная почта: inmec130@mail.ru
Адрес для переписки: Мичуринский проспект, 1, Москва, 119192, Россия

Рассмотрены два плоских деформированных состояния двух одинаковых полых цилиндров, где один изготовлен из материала с эволюцией пористости, а второй – из несжимаемого материала. Процесс раздувания для каждого полого цилиндра начинается из недеформированного состояния и завершается достижением внешним граничным радиусом некоторого заданного значения. В предположении, что пористость возрастает и на внешнем граничном радиусе принимает свое наибольшее значение, приведено сравнение деформаций и напряжений двух полых цилиндров.

Ключевые слова: полый цилиндр, внутреннее давление, ползучесть, пористость

1. Введение

В области ползучести различают опыты на одноосное растяжение и сложное напряженное состояние. Опыты на одноосное растяжение проводят на цилиндрических образцах, откуда определяют материальные параметры зависимостей от номинального напряжения между механическими характеристиками, такими как скорость деформации при установившейся ползучести, деформация и время в момент разрушения. Опыты на сложное напряженное состояние проводят на трубчатых образцах, в которых реализуют заданное сложное напряженное состояние, характеризуемое знаками и значениями главных напряжений. Для тонкостенных трубчатых образцов одно из главных напряжений равно нулю, а остальные два зависят от способа нагружения, где при кручении два главных напряжения различаются только знаком, а при внутреннем давлении они принимают два различных положительных значения.

В работах [1–7] приведены различные модели определения напряжений и деформаций ползучести, возникающих в полом цилиндре под воздействием внутреннего давления, где материал полого цилиндра принимается несжимаемым. Эксперимент [8] показал, что при установившейся ползучести (скорость деформации не меняется во времени) материал следует считать несжимаемым, а при ускоряющейся ползучести (скорость деформации возрастает во времени) – с эволюцией пористости. Вместе с этим экспериментальные данные [9] свидетельствуют о том, что увеличение температуры приводит к росту пористости и что ближе к разрушению происходит растрескивание микропор с образованием трещин. Для стадии ускоряющейся ползучести рассматривают либо поврежденность [10], которая позволяет описать только главный механический процесс, либо пористость, которая позволяет описать не только главный механический процесс, но и сопряженные с ним физические процессы.

Ниже пойдет речь об определении напряжений и деформаций ползучести в полом цилиндре из материала с эволюцией пористости, деформируемого под воздействием внутреннего давления. Чтобы сравнить напряжения и деформации материала с эволюцией пористости и несжимаемого материала, будет рассмотрен точно такой же цилиндр из несжимаемого материала.

2. Постановка задачи

Рассмотрим и сравним два деформированных состояния двух полых цилиндров, отличающихся в недеформированном состоянии только типом материала, где первый изготовлен из материала с эволюцией пористости, а второй – из несжимаемого материала. В условиях плоского деформированного состояния ограничимся рассмотрением только поперечного сечения, где раздувание каждого из двух полых цилиндров начинается из недеформированного состояния и завершается достижением внешним граничным радиусом заданного значения.

На рис. 1 приведены геометрия и размеры поперечного сечения этих двух полых цилиндров, пористость которых в недеформированном состоянии $\omega = 0$, а в деформированном $\omega > 0$ для материала с эволюцией пористости (1) и $\omega = 0$ для несжимаемого материала (2).

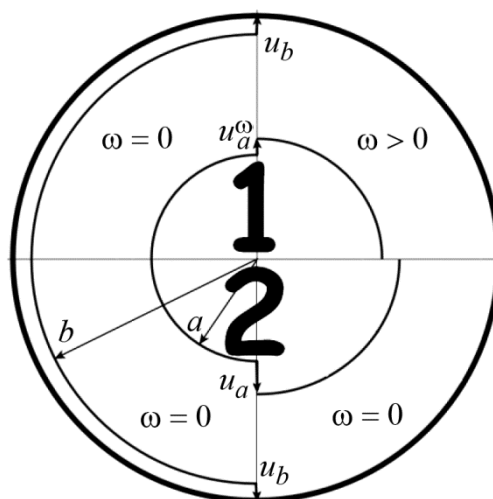


Рис. 1. Геометрия и размеры поперечного сечения полого цилиндра:
1 – из материала с эволюцией пористости; 2 – из несжимаемого материала

Сопоставим перемещения в несжимаемом материале u_r (когда ползучесть установившаяся) и в материале с эволюцией пористости u_r^ω (когда ползучесть ускоряющаяся). Для этого при одном и том же значении радиуса r рассмотрим разницу ρ между этими перемещениями:

$$\rho = u_r - u_r^\omega, \quad u_r \geq u_r^\omega, \quad (1)$$

где индекс ω означает принадлежность величины к материалу с эволюцией пористости, граничные радиусы a и b , а также их перемещения u_a , u_a^ω и u_b заданы.

Считаем, что процесс деформирования происходит осесимметрично и поперечное сечение полого цилиндра остается круглым, при этом для несжимаемого материала площадь поперечного сечения остается постоянной, а для пористого материала она получает приращение за счет образования и роста микропор. Тогда в качестве характеристики материала с эволюцией пористости рассмотрим пористость ω , равную относительному приращению площади элементарного кольца,

$$\omega = \frac{s_1^{\text{ring}} - s_0^{\text{ring}}}{s_0^{\text{ring}}} = \left(\frac{u_r}{r} + \frac{du_r}{dr} + \frac{u_r}{r} \frac{du_r}{dr} \right) + \left(\frac{\rho}{r} + \frac{d\rho}{dr} + \frac{\rho}{r} \frac{d\rho}{dr} + \frac{u_r}{r} \frac{d\rho}{dr} + \frac{\rho}{r} \frac{du_r}{dr} \right), \quad (2)$$

где $s_0^{\text{ring}} = 2\pi r dr$ – площадь элементарного кольца в недеформированном состоянии, а $s_1^{\text{ring}} = 2\pi(r + u_r^{\omega})(dr + du_r^{\omega})$ – площадь элементарного кольца из материала с эволюцией пористости в деформированном состоянии.

Считаем, что образование и рост микропор происходит под воздействием окружных деформаций $\varepsilon_{\theta} > 0$ и не зависит от радиальных деформаций $\varepsilon_r < 0$. В силу того, что разрушение начинается на внешнем граничном радиусе [11], принимаем гипотезу, согласно которой пористость возрастает и на внешнем граничном радиусе принимает свое наибольшее значение. Из соображений размерности запишем пропорцию

$$\omega \varepsilon_{\theta} = \omega^s r^{\text{avg}}, \quad (3)$$

где относительное приращение площади поперечного сечения полого цилиндра

$$\omega^s = \frac{s_1 - s_0}{s_0} = \frac{((b + u_b) - (a + u_a^{\omega}))^2 - (b - a)^2}{(b - a)^2}. \quad (4)$$

Здесь s_0 – площадь поперечного сечения в недеформированном состоянии; s_1 – площадь поперечного сечения из материала с эволюцией пористости в деформированном состоянии; относительное изменение интегрально-среднего радиуса определяется выражением

$$r^{\text{avg}} = \frac{1}{(b + u_b) - (a + u_a^{\omega})} \int_{a + u_a^{\omega}}^{b + u_b} \frac{u_r}{R} dR.$$

Согласно (3), зависимость для пористости принимает вид

$$\omega = \frac{\omega^s}{(b + u_b) - (a + u_a^{\omega})} \frac{r}{u_r} \int_{a + u_a^{\omega}}^{b + u_b} \frac{u_r}{R} dR. \quad (5)$$

Чтобы воспользоваться (5), потребуется определить $u_r(r)$.

3. Перемещения

Сумма слагаемых первой скобки в формуле (2) выражает условие несжимаемости и обращается в нуль,

$$\frac{u_r}{r} + \frac{du_r}{dr} + \frac{u_r}{r} \frac{du_r}{dr} = 0, \quad (6)$$

откуда следует зависимость перемещений для несжимаемого материала при больших деформациях

$$u_r^{\text{big}} = \sqrt{r^2 + u_b^2 + 2u_b(b + u_b)} - r. \quad (7)$$

Линеаризация (7) при $u_b \ll b$ приводит к общеизвестной зависимости для перемещений при малых деформациях

$$u_r^{\text{small}} = \frac{(b + u_b)u_b}{r}. \quad (8)$$

Зависимость $u_r^{\text{small}}(r)$ следует также из решения дифференциального уравнения (6) при $\varepsilon_\theta \varepsilon_r = 0$. Допустимость применения зависимости $u_r^{\text{small}}(r)$ определяется величиной квадратичного слагаемого (6)

$$\frac{u_r}{r} \frac{du_r}{dr} = \varepsilon_\theta \varepsilon_r.$$

При $\varepsilon_\theta \varepsilon_r \leq 0,05$ деформации следует считать малыми и допускается использовать зависимость $u_r^{\text{small}}(r)$. При $\varepsilon_\theta \varepsilon_r > 0,05$ следует деформации считать большими и использовать зависимость $u_r^{\text{big}}(r)$.

При $u_r \ll r$ и $\rho \ll r$ из выражения (2) следует зависимость между пористостью и разностью перемещений несжимаемого материала и материала с эволюцией пористости

$$\omega = \frac{d\rho}{dr},$$

откуда находим разность между этими перемещениями

$$\rho = \int_{a+u_a^\omega}^r \omega dR + u_a^\omega - u_a. \quad (9)$$

Таким образом, система (1), (5), (7) (или (8)) и (9) замкнута и определяет $u_r^\omega(r)$.

4. Пример решения

Построим графики и сравним перемещения (7) и (8), деформации Коши, а также установим влияние пористости на деформации и напряжения. С этой целью зададим следующие параметры: в недеформированном состоянии $a = 20$ и $b = 30$ мм, в деформированном состоянии $u_b = 3$ мм (этому значению соответствует $u_a = 4,27$ мм), для материала с эволюцией пористости $\omega^s = 0,05$ (этому значению соответствует $u_a^\omega = 3.75$ мм).

На рис. 2 приведены зависимости деформаций Коши, вычисленные для перемещений (7) и (8), откуда можно видеть, что $\varepsilon_\theta^{\text{small}}$ и $\varepsilon_\theta^{\text{big}}$ почти не различаются, а $\varepsilon_r^{\text{small}}$ и $\varepsilon_r^{\text{big}}$ заметно различаются, где $\varepsilon_\theta^{\text{small}} = \frac{u_r^{\text{small}}}{r}$ и $\varepsilon_r^{\text{small}} = \frac{du_r^{\text{small}}}{dr}$, $\varepsilon_\theta^{\text{big}} = \frac{u_r^{\text{big}}}{r}$ и $\varepsilon_r^{\text{big}} = \frac{du_r^{\text{big}}}{dr}$.

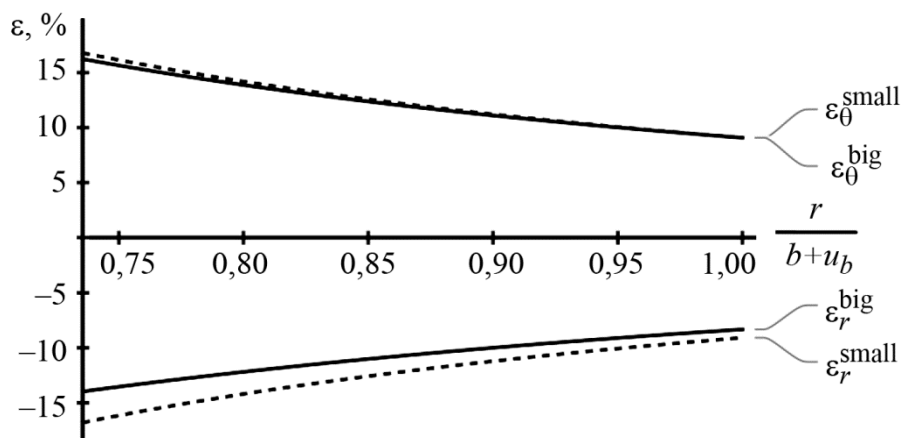


Рис. 2. Деформации Коши, вычисленные для перемещений (7) и (8)

На рис. 3 приведены зависимости безразмерных перемещений в несжимаемом и пористом материалах, откуда можно видеть, что пористость приводит к заметному уменьшению перемещений.

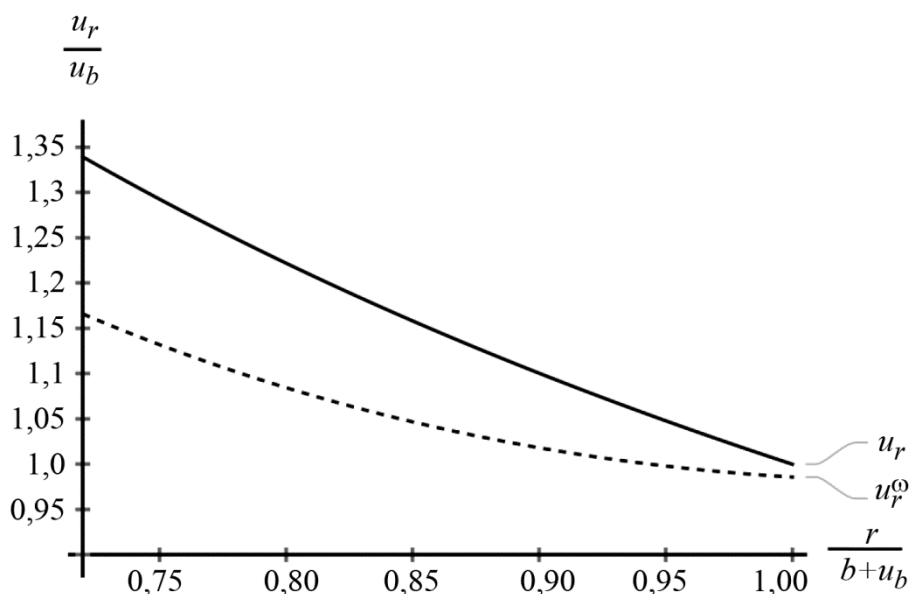


Рис. 3. Перемещения в несжимаемом и пористом материалах

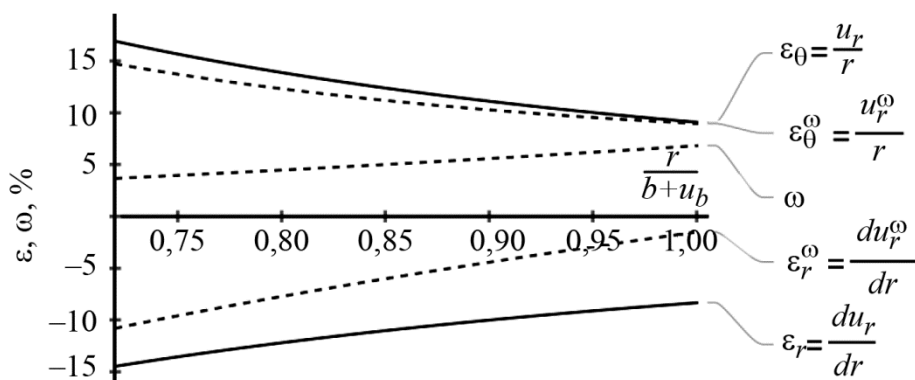


Рис. 4. Пористость и деформации Коши в несжимаемом и пористом материалах

На рис. 4 приведены зависимости пористости и деформаций Коши, откуда можно видеть, что пористость возрастает и приводит к заметному уменьшению радиальных деформаций (по абсолютной величине); вместе с этим влияние пористости на окружные деформации не так заметно.

5. Напряжения

Для несжимаемого материала напряжения принимают вид [6]

$$\sigma_{\theta} = \frac{p}{(b+u_b)^{-\frac{2}{n}} - (a+u_a)^{-\frac{2}{n}}} \left[\left(1 - \frac{2}{n}\right) r^{-\frac{2}{n}} - (b+u_b)^{-\frac{2}{n}} \right]$$

$$\sigma_z = \frac{p}{(b+u_b)^{-\frac{2}{n}} - (a+u_a)^{-\frac{2}{n}}} \left[\left(1 - \frac{1}{n}\right) r^{-\frac{2}{n}} - (b+u_b)^{-\frac{2}{n}} \right]$$

$$\sigma_r = \frac{p}{(b+u_b)^{-\frac{2}{n}} - (a+u_a)^{-\frac{2}{n}}} \left[r^{-\frac{2}{n}} - (b+u_b)^{-\frac{2}{n}} \right],$$

где n – материальный параметр, зависящий от марки сплава и температуры; p – внутреннее давление.

Для материала с эволюцией пористости рассмотрим эффективные напряжения [10]

$$\sigma^{\omega} = \frac{\sigma}{1-\omega}.$$

В качестве примера используем материальный параметр $n = 2,1$ и предел кратковременной прочности $\sigma_{\text{break}} = 180$ МПа, которые описывают ползучесть титанового сплава ВТ6 при 650 °С [12]. С этой целью построим зависимости напряжений σ_{θ} , σ_z и σ_r при $p = \frac{\sigma_{\text{break}}}{5} = 36$ МПа.

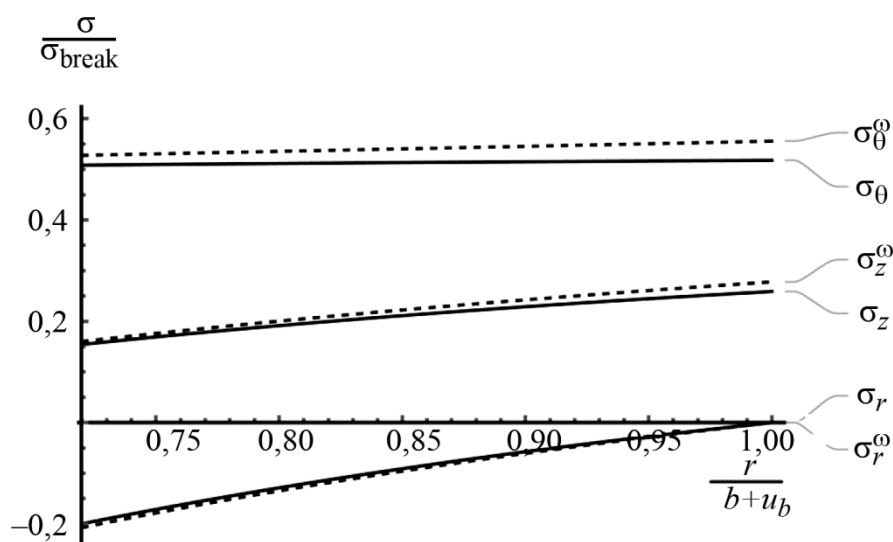


Рис. 5. Безразмерные напряжения для несжимаемого титанового сплава ВТ6 и пористого при 650 °С под воздействием $p = 36$ МПа

На рис. 5 приведены зависимости безразмерных напряжений, откуда можно видеть, что все три напряжения возрастают и на внешнем граничном радиусе достигают своих наибольших значений. При этом выполняется неравенство $\sigma_{\theta} > \sigma_z > \sigma_r$, где σ_{θ} и σ_z – растяги-

вающие напряжения, σ_r – сжимающие напряжения; вместе с этим влияние пористости на эти напряжения не так заметно.

6. Заключение

Сравнение перемещений и деформаций ползучести несжимаемого материала и материала с эволюцией пористости показало, что пористость приводит к заметному уменьшению перемещений и радиальных деформаций (по абсолютной величине) и не оказывает значительного влияния на напряжения. Вместе с тем, сравнение деформаций Коши, вычисленных для перемещений (7) и (8), показало, что наиболее чувствительны к зависимости перемещений радиальные деформации, для описания которых следует использовать либо зависимость (7) в области больших деформаций, либо зависимость (8) в области малых деформаций.

Литература

1. Bailey R. W. Creep relationships and their application to pipes, tubes, and cylindrical parts under internal pressure // *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*. – 1951. – Vol. 164, No. 1. – P. 425–431. – DOI: 10.1243/PIME_PROC_1951_164_046_02.
2. Weir C. D. The creep of thick tubes under internal pressure // *Journal of Applied Mechanics*. – 1957. – Vol. 24, No. 3. – P. 464–466. – DOI: 10.1115/1.4011565.
3. Rimrott F. P. J. Creep of thick-walled tubes under internal pressure considering large strains // *Journal of Applied Mechanics*. – 1959. – Vol. 26, No. 2. – P. 271–275. – DOI: 10.1115/1.4011994.
4. King R. H., Mackie W. W. Creep of thick-walled cylinders // *ASME. Journal Basic Engineering*. – 1967. – Vol. 89, No. 4. – P. 877–884.
5. Pai D. H. Steady state creep analysis of thick-walled orthotropic cylinders // *International Journal of Mechanical Sciences*. – 1967. – Vol. 9, No. 6. – P. 335–348. – DOI: 10.1016/0020-7403(67)90039-2.
6. Bhatnagar N. S., Gupta S. K. Analysis of thick-walled orthotropic cylinder in the theory of creep // *Journal of the Physical Society of Japan*. – 1969. – Vol. 27, No. 6. – P. 1655–1661. – DOI: 10.1143/JPSJ.27.1655.
7. Bhatnagar N. S., Arya V. K. Large strain creep analysis of thick-walled cylinders // *International Journal of Non-Linear Mechanics*. – 1974. – Vol. 9, iss. 2. – P. 127–140. – DOI: 10.1016/0020-7462(74)90004-3.
8. Microstructural evolution of nuclear power steel A508–III in the creep process at 800 °C / Z. G. Xie, Y. M. He, J. G. Yang, Z. L. Gao // *Applied Mechanics and Materials*. – 2017. – Vol. 853. – P. 153–157. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.853.153.
9. Formation and evolution of porosity during high temperature creep of a nickel-based single crystal super alloy / W. Liu, Y. Guo, M. Zhang, J. Zhang // *E3S Web of Conferences*. – 2020. – Vol. 155. – P. 01005. – DOI: 10.1051/e3sconf/202015501005.
10. Leckie F. A., Hayhurst D. R. Constitutive equations for creep rupture // *Acta Metallurgica*. – 1977. – Vol. 25, No. 9. – P. 1059–1070. – DOI: 10.1016/0001-6160(77)90135-3.
11. Morris R. E. Creep-rupture data for welded N-155 tubes // *NASA Technical Note*. – D-5195. – 1969.
12. Nazarov V. V. Selecting a dependence for the approximation of experimental data on secondary creep and creep rupture strength // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2023. – Iss. 3. – P. 44–49. – DOI: 10.17804/2410-9908.2023.3.044-049. – URL: https://dream-journal.org/DREAM_Issue_3_2023_Nazarov_V.V._044_049.pdf

Received: 21.07.2023

Revised: 21.09.2023

Accepted: 20.10.2023

DOI: 10.17804/2410-9908.2023.5.015-030

STUDYING THE PLASTIC DEFORMABILITY OF A Ni–Fe–Cr–Ti–B–C COMPOSITE

N. B. Pugacheva^{1, 2, a)}, D. I. Vichuzhanin^{1, b)}, *, T. M. Bykova^{1, 2, c)}, and I. S. Kamantsev^{1, d)}

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

²*Yeltsin UrFU, 19 Mira St., Ekaterinburg, 620002, Russia*

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

^{b)}  <https://orcid.org/0000-0002-6508-6859>  mmm@imach.uran.ru;

^{c)}  <https://orcid.org/0000-0002-8888-6410>  tatiana_8801@mail.ru;

^{d)}  <https://orcid.org/0000-0003-0775-4043>  trophyland@mail.ru

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

Address for correspondence: 34 Komsomolskaya St., Ekaterinburg, 620049, Russia

Tel.: +7 (343) 362-3023; fax: +7 (343) 374-5330

The paper studies changes in the structural state of a Ni–Fe–Cr–Ti–B–C composite after hot plastic deformation. The matrix of the composite consists of a mechanical mixture of two solid solutions: austenite and ferrite. Titanium carbide and diboride particles resulting from self-propagating high-temperature synthesis (SHS) are the strengthening phases. Additional strengthening is provided by carbide Cr₂₃C₆ and intermetallic Ni₃Ti particles formed in austenite during cooling. The constituent with a ferrite matrix, which is a mixture of α -(Cr,Fe) + TiB₂ + TiC + Cr₂₃C₆, is shown to have the highest ductility. The strongest constituent of the composite is represented by regions with an austenitic matrix and the most abundant TiB₂ particles. These regions are characterized by the highest hardness, elastic modulus, elastic recovery Re and wear resistance ratio H_{IT}/E . The hardness of the composite is 58 HRC. For plastic deformation of the composite, it is proposed to perform hot rolling at a heating temperature of 1000 °C under all-round compression. To do this, a composite specimen is pressed into a 10 mm steel shell, with 6 mm steel plates welded on top and from below. True plastic strain $\varepsilon = 0.6$ is achieved under these conditions. EBSD analysis testifies that the deformation is implemented due to dynamic polygonization and recrystallization of the austenitic and ferritic grains of the composite matrix. Dynamic recrystallization prevails in the austenitic grains, whereas dynamic polygonization predominates in the ferritic ones.

Keywords: self-propagating high-temperature synthesis, composite, matrix, microstructure, microindentation, rolling, plastic deformation, dynamic recrystallization, dynamic polygonization

Acknowledgment

The equipment of the Plastometriya shared research facilities at the Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, was used in the research. The study was carried out under the state assignment for the Institute of Engineering Science, UB RAS.

References

1. Merzhanov, A.G. *Tverdoplamennoe Gorenje* [Solid-Flame Combustion: Monograph]. ISMAN Publ., Chernogolovka, 2000. (In Russian).
2. Amosov, A.P., Borovinskaya, I.P., and Merzhanov, A.G. *Poroshkovaya Tekhnologiya Samorasprostranyayushchegosya Vysokotemperaturnogo Sinteza Materialov: Uchebnoe Posobie*

- [Powder Technology of Self-Propagating High-Temperature Synthesis of Materials: Textbook]. Mashinostroenie–1 Publ., Moscow, 2007, 566 p. (In Russian).
3. Kim, J.S., Dudina, D.V., Kim, J.C., Kwon, Y.S., Park, J.J., and Rhee, C.K. Properties of Cu-based nanocomposites produced by mechanically-activated self-propagating high-temperature synthesis and spark-plasma sintering. *Journal of Nanoscience and Nanotechnology*, 2010, 10, 252–257. DOI: 10.1166/jnn.2010.1523.
 4. Hoang, O. N. T., Hoang, V. N., Kim, J. S., and Dudina, D. V. Structural investigations of Ti–Cu nanocomposites prepared by ball milling and spark plasma sintering. *Metals*, 2017, 7 (4), 123. DOI: 10.3390/met7040123.
 5. Nikolin, B.V., Matevosyan, M.B., Kochugov, S.P., and Pugacheva, N.B. Method of producing multilayer wear-resistant plate. Patent RF 2680489. (In Russian).
 6. Pugacheva, N.B., Nikolin, Yu.V., Malygina, I.Yu., and Trushina, E.B. Formation of the structure of Fe–Ni–Ti–C–B composites under self-propagating high-temperature synthesis. *AIP Conference Proceedings*, 2018, 2053, 020013. DOI: 10.1063/1.5084359.
 7. Pugacheva, N.B., Nikolin, Yu.V., and Senaeva, E.I. The structure and wear resistance of a Ti–Ni–Fe–C–B composite. *AIP Conference Proceedings*, 2019, 2176, 020007. DOI: 10.1063/1.5135119.
 8. Pugacheva N.B., Nikolin Yu.V., Bykova T.M., and Senaeva E.I. Influence of the chemical composition of the matrix on the structure and properties of monolithic SHS composites. *Obrabotka Metallov (Tekhnologiya, Oborudovanie, Instrumenty)*, 2021, 23 (3), 124–138. DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.3-124-138. (In Russian).
 9. Kvanin, V.L., Balikhina, N.T., and Borovinskaya, I.P. Press-mold and facility for producing the large hard alloy articles by the method of forced self-propagation high-temperature compacting. *Kuznechno-Shtampovochnoe Proizvodstvo. Obrabotka Materialov Davleniem*, 1992, 5, 14–19. (In Russian).
 10. Stolin, A.M., Bazhin, P.M., Alymov, M.I., and Mikheev, M.V. Self-propagating high-temperature synthesis of titanium carbide powder under pressure–shear conditions. *Inorganic Materials*, 2018, 54, 521–527. DOI: 10.1134/S0020168518060146.
 11. Stolin, A.M. and Bazhin, P.M. Manufacture of multipurpose composite and ceramic materials in the combustion regime and high-temperature deformation (SHS extrusion). *Theoretical Foundations of Chemical Engineering*, 2014, 48 (6), 751–763. DOI: 10.1134/S0040579514060104.
 12. Pugacheva, N.B., Kruchkov, D.I., Nesterenko, A.V., Smirnov, S.V., and Shveykin, V.P. Studying the short-term high-temperature creep in the Al–6Zn–2.5Mg–2Cu/10SiCp aluminum matrix composite. *Physics of Metals and Metallography*, 2021, 122 (8), 782–788. DOI: 10.1134/S0031918X21080111.
 13. Kruchkov, D.I., Nesterenko, A.V., Smirnov, S.V., Pugacheva, N.B., Vichuzhanin, D.I., and Bykova, T.M. Influence of all-round forging under short-term creep conditions on the structure and mechanical properties of the Al7075/10SiCp composite with an aluminum matrix. *The Physics of Metals and Metallography*, 2021, 122 (10), 981–990. DOI: 10.1134/S0031918X21100069.
 14. Volkov, A.Yu., Kalonov, A.A., and Komkova, D.A. Effect of annealing on the structure, mechanical and electrical properties of Cu/Mg-composite wires. *Materials Characterization*, 2022, 183, 111606. DOI: 10.1016/j.matchar.2021.111606.
 15. Volkov, A.Yu., Antonov, B.D., Patrakov, E.I., Volkova, E.G., Komkova, D.A., Kalonov, A.A., and Glukhov, A.V. Abnormally high strength and low electrical resistivity of the deformed Cu/Mg-composite with a big number of Mg-filaments. *Materials & Design*, 2020, 185, 108276. DOI: 10.1016/j.matdes.2019.108276.
 16. Pugacheva, N., Kryuchkov, D., Bykova, T., and Vichuzhanin, D. Studying the plastic deformation of Cu–Ti–C–B composites in a favorable stress state. *Materials*, 2023, 16 (8), 3204. DOI: 10.3390/ma16083204.
 17. Huang, K. and Logé, R.E. A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials. *Materials & Design*, 2016, 111, 548–574. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.09.012.



18. Zhu, J., Liu, S., Yuan, X., and Liu, Q. Comparing the through-thickness gradient of the deformed and recrystallized microstructure in tantalum with unidirectional and clock rolling. *Materials*, 2019, 12 (1), 169. DOI: 10.3390/ma12010169.
19. GOST P 8.748 – 2011 (ISO 14577–1: 2002). Metallic materials. Instrumented indentation test for hardness and materials parameters. Available at: <https://docs.cntd.ru/document/1200095901>
20. Petrzhik, M.I. and Levashov, E.A. Modern methods for investigating functional surfaces of advanced materials by mechanical contact testing. *Crystallography Reports*, 2007, 52, 966–974. DOI: 10.1134/S1063774507060065.
21. Cheng, Y.-T. and Cheng, C.-M. Relationships between hardness, elastic modulus, and the work of indentation. *Applied Physics Letters*, 1998, 73 (5), 614–616. DOI: 10.1063/1.121873.
22. Mayrhofer, P.H., Mitterer, C., and Musil, J. Structure-property relationships in single- and dual-phase nanocrystalline hard coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2003, 174–175, 725–731. DOI: 10.1016/S0257-8972(03)00576-0.
23. Makarov, A.V., Korshunov, L.G., Malygina, I.Yu., and Osintseva, A.L. Effect of laser quenching and subsequent heat treatment on the structure and wear resistance of a cemented steel 20KhN3A. *The Physics of Metals and Metallography*, 2007, 103, 507–518. DOI: 10.1134/S0031918X07050110.
24. Makarov, A.V., Gorkunov, E.S., Kogan, L.Kh., Malygina, I.Yu., and Osintseva, A.L. Eddy-current testing of the structure, hardness and abrasive wear resistance of laser-hardened and subsequently tempered high-strength cast iron. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2015, 6, 90–103. DOI: 10.17804/2410-9908.2015.6.090-103. Available at: http://dream-journal.org/issues/2015-6/2015-6_66.html
25. Salikhyanov, D., Kamantsev, I., and Michurov, N. Technological shells in rolling processes of thin sheets from hard-to-deform materials. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2023. DOI: 10.1007/s11665-023-07834-4.
26. Goldschmidt, H.I. *Splavy Vnedreniya*. T. 1 [Interstitial alloys: in Two Volumes. Vol. 1]. Mir Publ., Moscow, 1971, 424 p. (In Russian).

Подана в журнал: 21.07.2023
УДК 669.017.16:536.02:536.4:536.6
DOI: 10.17804/2410-9908.2023.5.015-030

ИССЛЕДОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМИРУЕМОСТИ КОМПОЗИТА СИСТЕМЫ Ni–Fe–Cr–Ti–B–C

Н. Б. Пугачева^{1, 2, а)}, Д. И. Вичужанин^{1, б)}, *, Т. М. Быкова^{1, 2, в)}, И. С. Каманцев^{1, г)}

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт машиноведения имени Э. С. Горкунова УрО РАН,
ул. Комсомольская, 34, г. Екатеринбург, 620049, Россия

²Уральский федеральный университет имени первого президента России Б. Н. Ельцина,
ул. Мира, 19, г. Екатеринбург, 620002, Россия

а)  <https://orcid.org/0000-0001-8015-8120>  nat@imach.uran.ru;
б)  <https://orcid.org/0000-0002-6508-6859>  mmm@imach.uran.ru;
в)  <https://orcid.org/0000-0002-8888-6410>  tatiana_8801@mail.ru;
г)  <https://orcid.org/0000-0003-0775-4043>  trophyland@mail.ru

*Ответственный автор. Электронная почта: mmm@imach.uran.ru
Адрес для переписки: ул. Комсомольская, 34, г. Екатеринбург, Россия
Тел.: +7 (343) 362–30–43; факс: +7 (343) 374–53–30

Исследованы изменения структурного состояния СВС-композита системы Ni–Fe–Cr–Ti–B–C после горячей пластической деформации. Матрица композита представляет собой механическую смесь двух твердых растворов: аустенита и феррита. Упрочняющими фазами являются частицы карбида и диборида титана, образовавшиеся в результате самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. Дополнительное упрочнение обеспечивают частицы карбида Cr_{23}C_6 и интерметаллида Ni_3Ti , образующиеся при охлаждении в аустените. Показано, что максимальной пластичностью обладает структурная составляющая с ферритной матрицей, представляющая собой механическую смесь $\alpha\text{-(Cr,Fe)} + \text{TiB}_2 + \text{TiC} + \text{Cr}_{23}\text{C}_6$. Наиболее прочной структурной составляющей композита являются области с аустенитной матрицей, содержащие наибольшее количество частиц TiB_2 и характеризующиеся максимальными значениями твердости, модуля упругости, показателя упругого восстановления R_e и условного показателя износостойкости H_{IT}/E . Твердость композита составила 58 HRC. Для осуществления пластической деформации композита предложено проводить горячую прокатку при температуре нагрева 1000 °С в условиях всестороннего сжатия. С этой целью образец композита запрессовывали в стальную оболочку толщиной 10 мм, а сверху и снизу приваривали стальные пластины толщиной 6 мм. В данных условиях реализована истинная пластическая деформация композита $\epsilon = 0,6$. По результатам EBSD-анализа установлено, что деформация происходит за счет динамической полигонизации и рекристаллизации аустенитных и ферритных зерен матрицы композита. При этом в аустенитных зернах преобладает динамическая рекристаллизация, а в ферритных – динамическая полигонизация.

Ключевые слова: самораспространяющийся высокотемпературный синтез, композит, матрица, микроструктура, микроиндентирование, прокатка, пластическая деформация, динамическая рекристаллизация, динамическая полигонизация

1. Введение

Использование метода самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) для получения монокристаллических композитов известно давно [1–4]. Недостатками таких композитов являются, во-первых, развитая внутренняя пористость, снижающая их проч-



ность, во-вторых, ограничение получения формы заготовки, задаваемой формой контейнера или оболочки [5, 6]. Для исправления первого недостатка используют горячее прессование заготовки, не успевшей остыть после завершения синтеза [6–8], или совмещение СВС с всесторонним прессованием [9]. Для получения композита с заданными размерами и формой предлагают применять метод СВС-экструзии [10, 11], когда композит непосредственно во время синтеза выдавливается в отверстие из пресс-формы. При этом форма и размеры отверстия задают форму и размеры заготовки или детали.

Следует отметить, что до сих пор мало исследованы процессы деформационной или деформационно-термической обработки монолитных СВС-композитов. Экспериментально установлено, что формирующиеся в результате СВС композиты отличаются повышенной твердостью, прочностью и износостойкостью [6–8]. Наличие значительного количества упрочняющих фаз, например TiC и TiB_2 , затрудняет пластическую деформацию таких композитов при комнатной температуре. Наибольшие перспективы в области пластической деформации имеют композиты с алюминиевой и медной матрицами. Так, в работах [12, 13] установлены условия практически неограниченной деформационной способности композитов с алюминиевой матрицей за счет протекания фазовых превращений в матрице при нагреве. В работах [14, 15] показано, что интенсивная пластическая деформация композитов Cu/Mg в сочетании с термической обработкой позволяет получать уникальные свойства за счет сочетания высокой электропроводности и прочности. Очевидно, что сочетание деформации и нагрева является единственным способом реализации пластической деформации твердых и износостойких СВС-композитов.

В работе [16] экспериментально определены температуры и давления, при которых СВС-композит с медной матрицей может пластически деформироваться без разрушения, претерпевая пластическую деформацию $\varepsilon = 0,53$ при температуре 800°C за счет динамической рекристаллизации медной матрицы. При этом предварительные исследования микромеханических свойств композита Cu-Ti-C-B , определенных по результатам кинетического микроиндентирования, позволили выявить наиболее пластичную структурную составляющую, за счет которой возможна реализация деформации. Условия развития динамической рекристаллизации подробно рассмотрены в работах [17, 18]. Пластическая деформируемость СВС-композитов с матрицами Fe-Ni или Fe-Cr , имеющими более высокие температуры плавления, а значит, и более высокие температуры рекристаллизации, до сих пор не исследованы. Отсутствуют данные по распределению микромеханических свойств между структурными составляющими этих композитов.

Цель работы заключалась в определении наиболее пластичной структурной составляющей композита Ni-Fe-Cr-Ti-C-B , которая способна обеспечить его пластическую деформацию $\varepsilon \geq 0,5$, а также в практической реализации пластической деформации композита без разрушения и установлении структурных условий протекания этого процесса.

2. Материалы и методы исследования

Композит системы Ni-Fe-Cr-Ti-B-C был получен методом СВС по методике, подробно описанной ранее в работах [5, 8, 16]. Для получения композита использовали следующие порошки: титана ПТМ-1 (размер частиц 5–15 мкм), карбида бора М20 (12–20 мкм), углерода технического П-804Т (1–4 мкм), железа ПЖРВ-3 (40–100 мкм), никеля ПНК-УТ3 (1–20 мкм), хрома ПХ1М (20–100 мкм). Матрицу композита формируют порошки Fe , Ni , Cr . Порошки Ti , C и B_4C относятся к термореагирующим компонентам (ТРК), их соотношение должно обеспечить полное протекание экзотермической реакции $4\text{Ti} + \text{C} + \text{B}_4\text{C} \rightarrow 2\text{TiC} + 2\text{TiB}_2$. Как было показано ранее [6], оптимальным с точки зрения получения минимальной пористости композита является содержание ТРК на уровне 30 масс. %.

Полученную порошковую смесь засыпали в стальной трубный контейнер из малоуглеродистой конструкционной стали (марки Ст3). Выполняли первичное компактирование

порошковой смеси с помощью специальной оснастки. Затем заготовку помещали в электрическую печь и нагревали до температуры начала экзотермических реакций (1030 °C). После окончания СВС горячую заготовку переносили в гидравлический пресс и компактировали с нагрузкой не менее 250 МПа для устранения внутренней пористости. В результате были получены сэндвич-пластины, внутри которых сформировался композит, а снаружи располагалась стальная оболочка, диффузионно связанная с композитом [6, 7, 16]. Образцы для исследований структуры и микромеханических свойств, а также последующей пластической деформации вырезали из центральной части сэндвич-пластин.

Структуру исследовали на сканирующем электронном микроскопе Tescan Vega II XMU с энергодисперсионной приставкой фирмы Oxford Instruments. EBSD-анализ осуществлен с помощью программного комплекса к приставке Oxford HKL Nordlys F+. Фазовый рентгеноструктурный анализ выполнен на рентгеновском дифрактометре Shimadzu в $K\alpha$ -излучении хрома. Твердость по шкале HRC методом Роквелла измеряли на твердомере Qness 150 M по стандарту ISO 6508-86. Плотность определяли методом гидростатического взвешивания образцов на воздухе и в дистиллированной воде по формуле

$$\rho = \frac{m_1}{m_1 - m_2} \cdot \rho_{\text{в}}, \quad (1)$$

где m_1 – масса образца на воздухе; m_2 – масса образца в воде; $\rho_{\text{в}}$ – плотность дистиллированной воды ($\rho_{\text{в}} = 998 \text{ кг/м}^3$). Взвешивание проводили на аналитических весах Ohaus Pioneer PA 214. Погрешность составляла не более 0,2 % от измеряемой величины.

Инструментальное микроиндентирование проводили на измерительной системе Fischerscope HM2000 XYm по стандарту ISO 14577 при максимальной нагрузке на индентор Виккерса 0,980 Н, времени нагружения 20 с, выдержке при нагрузке 15 с и времени разгрузки 20 с [19]. Погрешность характеристик микротвердости и микроиндентирования по 10 измерениям рассчитывали с доверительной вероятностью $p = 0,95$ [19, 20].

Определяли следующие показатели микромеханических свойств: микротвердость по шкале Мартенса (НМ), учитывающая не только пластическую, но и упругую деформацию, микротвердость по Виккерсу (НV), контактный модуль упругости (E^*), значения твердости вдавливания при максимальной нагрузке (H_{IT}). По измеренным характеристикам рассчитывали значение отношения твердости вдавливания к контактному модулю упругости H_{IT}/E^* , которое характеризует упругую деформацию (долю упругой деформации в общей деформации) и износостойкость [21–24]. Значения упругого восстановления Re рассчитывали по формуле

$$Re = \frac{h_{\text{max}} - h_p}{h_{\text{max}}} \cdot 100\%, \quad (2),$$

где h_p – остаточная глубина вдавливания индентора; h_{max} – максимальная глубина внедрения индентора, характеризующая склонность материала к формоизменению при постоянно действующей нагрузке (рис. 1).

Составляющую работы пластической деформации при индентировании рассчитывали по формуле

$$\varphi = (1 - W_e / W_t) \cdot 100 \%, \quad (3),$$

где W_e – работа упругой деформации при индентировании, освобождаемая при снятии приложенной нагрузки (площадь фигуры EBCD на рис. 1); W_t – значения полной механической работы при индентировании (площадь фигуры ABCD на рис. 1).

Ползучесть при индентировании C_{IT} характеризует склонность материала к формоизменению при постоянно действующей нагрузке, определяется длиной отрезка BC на рис. 1 и рассчитывается по формуле

$$C_{IT} = \frac{h_{\max} - h_1}{h_1} \cdot 100\%, \quad (4)$$

где h_1 – глубина внедрения индентора, соответствующая начальной точке горизонтального участка на кривой нагружения.

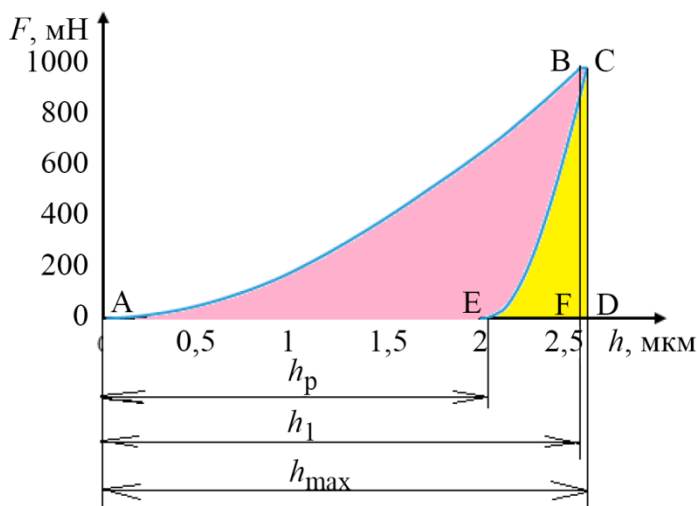


Рис. 1. Вид диаграммы нагружения и измеряемые параметры

Деформацию образца осуществляли на прокатном стане ДУО конструкции ЦНИИТ-МАШ. Начальные размеры образца композита составили $10 \times 10 \times 55$ мм. Для того чтобы осуществить деформацию в условиях всестороннего сжатия, образец запрессовывали в оболочку из стали 45, толщина которой составила 10 мм (рис. 2 а). Сверху и снизу к оболочке приваривали стальные пластины толщиной 6 мм (рис. 2 б).

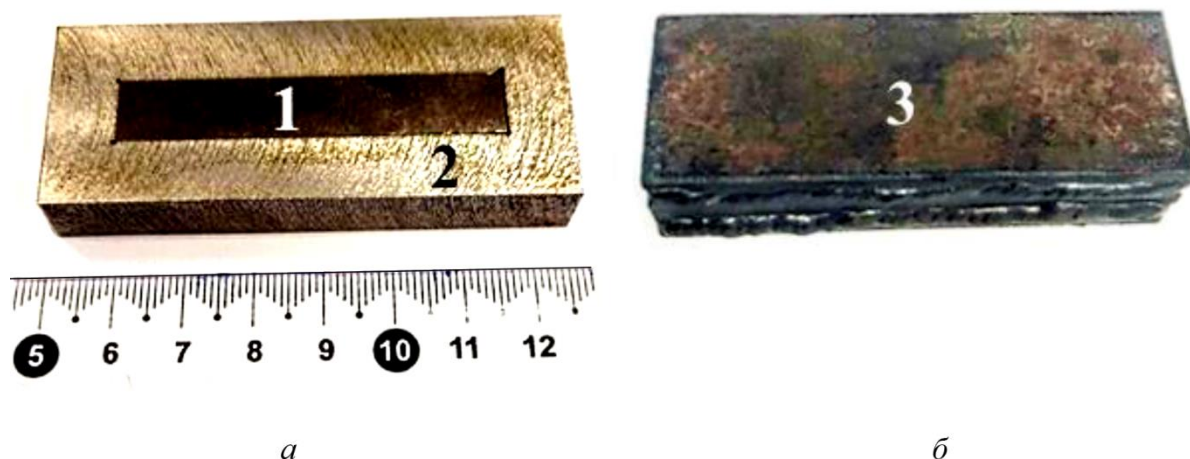


Рис. 2. Внешний вид запрессованного образца (а) и закрытой стальной оболочки (б):
1 – композит Ni-Fe-Cr-Ti-B-C; 2 – стальная оболочка, в которую запрессован образец;
3 – приваренные сверху и снизу стальные пластины

Исходная толщина образца в оболочке с приваренными пластинами составила 22 мм. Образец в стальной оболочке нагревали до температуры 1000 °С в печи электросопротивления и выдерживали в течение 40 мин, затем сразу же размещали в прокатном стане и деформировали в горячем состоянии в два прохода по методике, разработанной ранее [25]. Величина обжатия за каждый проход составляла 4 мм. Толщина оболочки менялась в последовательности 22→18→14 мм. Ниже представлен образец в оболочке после прокатки (рис. 3). После извлечения из оболочки толщина образца составила 5,46 мм.



Рис. 3. Внешний вид образца в оболочке после прокатки

Значение истинной деформации композита рассчитывали по формуле

$$\varepsilon = \ln(h_0/h_k), \quad (5)$$

где h_0 – начальная высота образца; h_k – высота образца после прокатки.

3. Результаты и обсуждение

Исследованный композит состоит из металлической матрицы и частиц упрочняющих фаз. Средний химический состав композита был определен по результатам усреднения данных сканирования поверхности шлифа на десяти различных участках площадью 2×2 мм и составил, масс. %: 26 Ni; 20 Fe; 11 Cr; 28 Ti; 8 B; 6 C. Матрица композита представляет собой два твердых раствора: феррит, легированный хромом (участок 1 на рис. 4 а), и аустенит, обогащенный никелем (участок 2 на рис. 4 а). Упрочняющими фазами, образовавшимися в результате СВС, являются частицы карбида и диборида титана, хаотично распределенные в ферритных и аустенитных зернах матрицы. Частицы диборида титана TiB_2 , образовавшиеся при синтезе по реакции $3Ti + B_4C \rightarrow TiC + 2TiB_2 + Q$, неравномерно распределены по объему композита, тогда как частицы TiC , образовавшиеся главным образом в результате реакции $Ti + C \rightarrow TiC + Q$, расположены практически равномерно в двух твердых растворах (рис. 4 а). По данным рентгеноструктурного анализа, в композите обнаружено 6 фаз (рис. 4 б), которые формируют несколько структурных составляющих (рис. 4 б). Твердые растворы матрицы композита пересыщены легирующими элементами: аустенит – хромом, титаном и углеродом, а феррит – титаном и углеродом. Частицы карбида хрома Cr_23C_6 выделяются по границам зерен аустенита, а тонкие прослойки, обогащенные хромом и углеродом, наблюдали и в феррите (отмечены стрелками на рис. 4 а).

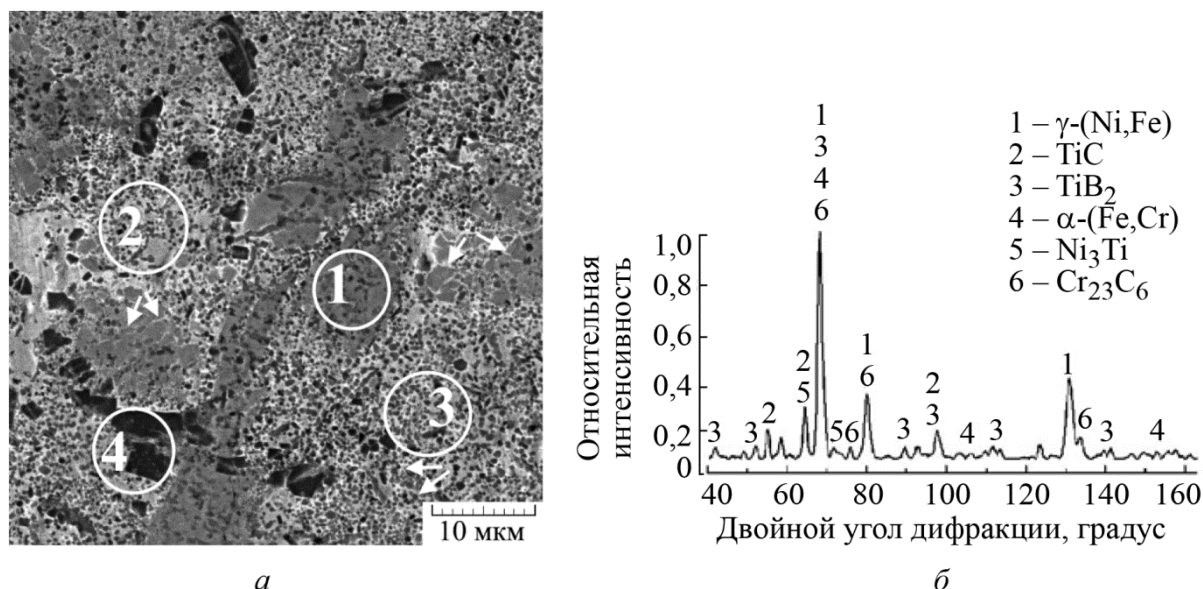


Рис. 4. Микроструктура (а) и фрагмент дифрактограммы (б) композита системы Ni–Fe–Cr–Ti–B–C: 1 – область феррита α-(Fe,Cr), в которой расположены частицы TiB₂, TiC, Cr₂₃C₆; 2 – область аустенита γ-(Ni,Fe), в которой расположены частицы TiC, Cr₂₃C₆, Ni₃Ti; 3 – механическая смесь γ-(Ni,Fe) + TiC; 4 – γ-(Ni,Fe) + TiB₂; стрелками указаны частицы Cr₂₃C₆

Характер распределения химических элементов по сечению композита показан на рис. 5.

Таблица 1

Химический состав структурных составляющих композита, отмеченных на рис. 4 а, масс. %

№ участка анализа	B	C	Ti	Cr	Fe	Ni	Фазы
1	16	4	9	50	12	Остальное	α-(Cr,Fe) + TiB ₂ + TiC + Cr ₂₃ C ₆
2	5	8	25	9	22		γ-(Ni,Fe) + TiC + Cr ₂₃ C ₆ + Ni ₃ Ti
3	7	8	29	8	18		γ-(Ni,Fe) + TiC + TiB ₂ + Cr ₂₃ C ₆ + Ni ₃ Ti
4	20	4	28	12	16		γ-(Ni,Fe) + TiB ₂ + TiC + Ni ₃ Ti

При определении химического состава и микромеханических свойств композита в нем явно различаются четыре структурные составляющие, представляющие собой механические смеси нескольких фаз: 1 – α-(Cr,Fe) + TiB₂ + TiC + Cr₂₃C₆; 2 – γ-(Ni,Fe) + TiC + Cr₂₃C₆ + Ni₃Ti; 3 – γ-(Ni,Fe) + TiC + TiB₂ + Cr₂₃C₆ + Ni₃Ti; 4 – γ-(Ni,Fe) + TiB₂ + TiC + Ni₃Ti. Области 2, 3 и 4 отличаются количественным соотношением упрочняющих фаз, определяющим различия химического состава (табл. 1) и микромеханических свойств (рис. 6 и табл. 2) этих структурных составляющих. Частицы интерметаллида Ni₃Ti весьма сложно различить на металлографических изображениях. Вероятно, эти частицы гомогенно выделяются из пересыщенного титаном аустенита при охлаждении композита, и поэтому они должны присутствовать в структурных составляющих с аустенитом, обозначенных цифрами 2, 3 и 4.

Микроиндентирование композита показало, что наиболее пластичной является структурная составляющая 1 с ферритной матрицей. Соответствующая кривая нагружения занимает крайнее правое положение в области максимальных глубин внедрения индентора (рис. 6).

В областях, обозначенных на рис. 4 *a* цифрой 2, содержится минимальное количество частиц TiC. Известно [26], что соединения TiC и TiB изоморфны и характеризуются полной взаимной растворимостью. Присутствие незначительного количества бора в структурной составляющей 2 обусловлено его растворением в соединении TiC. Структурная составляющая 2 более пластична по сравнению со структурными составляющими 3 и 4: соответствующая ей кривая нагружения расположена правее кривых 3 и 4 на диаграмме (рис. 6), а показатели $h_{\max}$, φ и C_{IT} имеют большие значения (табл. 2).

Области 3 содержат небольшое количество частиц TiB_2 , которые по размерам, как правило, соизмеримы с частицами TiC, преобладающими в этой структурной составляющей. Поэтому содержание углерода и бора в ней примерно одинаково (табл. 1). В структурной составляющей 4 преобладают частицы TiB_2 , которые имеют размеры гораздо больше частиц TiC (см. рис. 4 *a*), поэтому содержание бора в ней максимально (табл. 1). Эта структурная составляющая характеризуется максимальными показателями прочности (H_{IT} , $HV\ 0.1$, E^* , Re , H_{IT}/E^* , H_{IT}^3/E^{*2}) и минимальными показателями $h_{\max}$, φ и C_{IT} , характеризующими способность материала пластически деформироваться (табл. 2). Соответствующая кривая нагружения 4 расположена в крайнем левом положении в области минимальных глубин внедрения индентора на рис. 6.

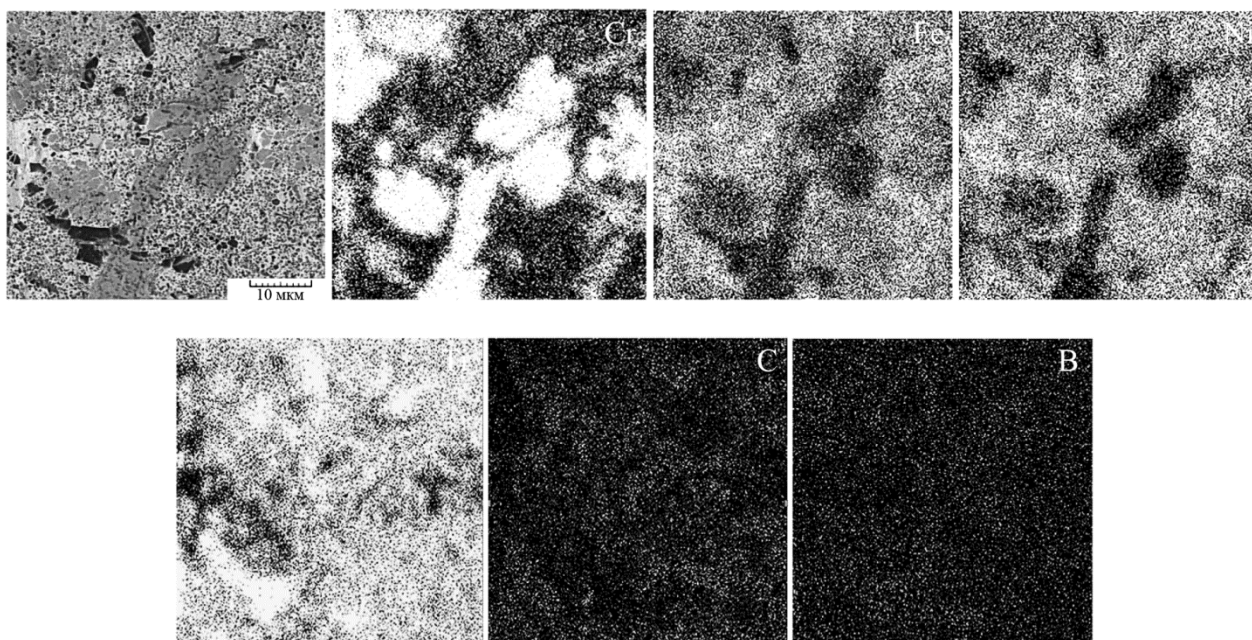


Рис. 5. Распределение элементов по сечению СВС-компози́та системы Ni–Fe–Cr–Ti–B–C на участке, показанном на рис. 4 *a*, в характеристическом рентгеновском излучении элементов

Исследованный композит достаточно плотный, зафиксированы единичные макропоры с максимальным размером 5 мкм, расположенные главным образом между частицами TiB_2 в их скоплениях. Плотность композита составила $6,9\text{ г/см}^3$, а твердость – 58 HRC.

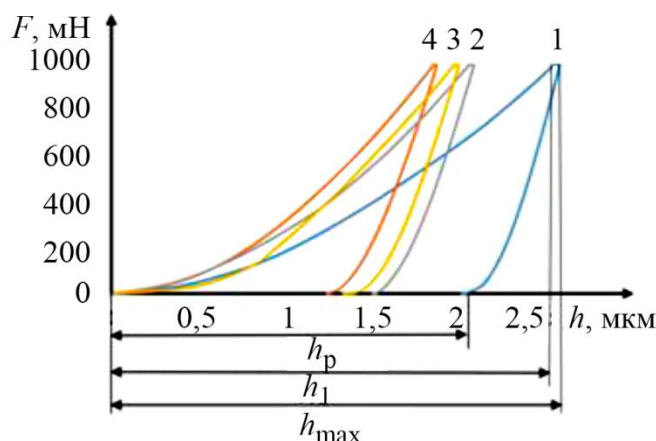


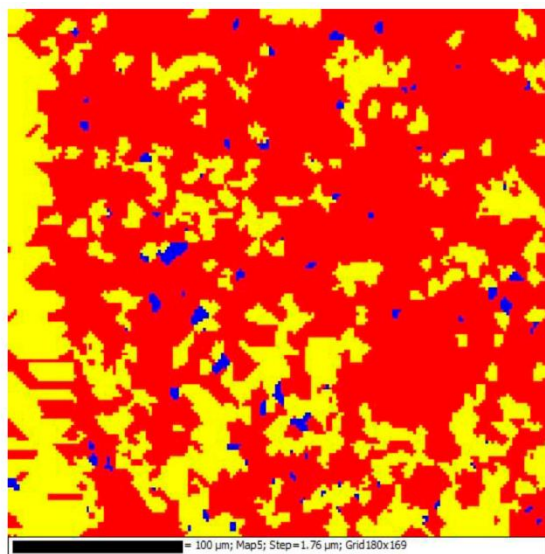
Рис. 6. Диаграммы нагружения структурных составляющих исследованного композита, отмеченных на рис. 4 а

Таблица 2

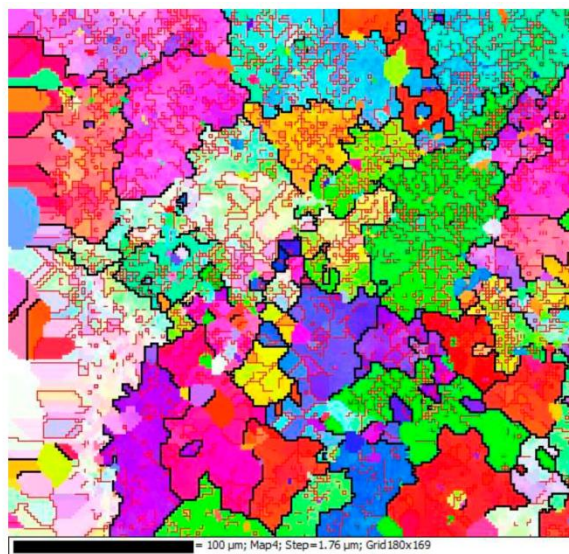
Результаты инструментального индентирования структурных составляющих композита, отмеченных на рис. 4 а

№ участка на рис. 4 а	H_{IT} , ГПа (± 1)	HV 0,1 (± 5)	E^* , ГПа (± 8)	W_b , нДж (± 4)	W_e , нДж (± 1)	h_{max} , мкм ($\pm 0,1$)	Re , %	H_{IT}/E^*	ϕ , %	C_{IT} , %
1	6	590	250	95	18	2,8	18,7	0,025	81	4,1
2	7,7	724	227	82	23	2,6	27,5	0,034	72	4,0
3	10	938	274	72	21	2,3	28	0,036	70	3,2
4	12	1200	302	63	22	2,0	32	0,042	65	1,0

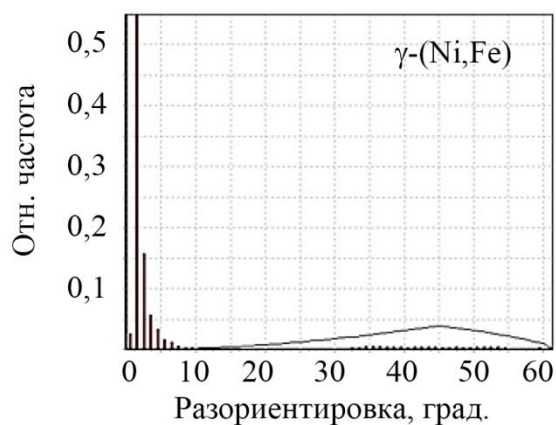
Как отмечено в работах [5–8, 16], сразу после завершения СВС композит подвергают горячему прессованию, пока температура заготовки не опускается ниже 1000 °С. Цель прессования – уплотнить композит, уменьшить количество пор. Во время горячего прессования в металлической матрице композита одновременно происходят рекристаллизационные и деформационные процессы, которые по-разному развиваются в двух твердых растворах матрицы композита. В аустените в большей степени развиваются деформационные процессы: по результатам EBSD-анализа, основу аустенитной составляющей матрицы композита занимают деформированные зерна (71 %), количество полигонизованных зерен (субструктура) составило 28 %, а доля рекристаллизованных зерен – всего 1 % (рис. 7 а), преобладают малоугловые границы (рис. 7 б, в). В ферритной составляющей матрицы в большей степени развиваются рекристаллизационные процессы: преобладает начальная стадия – полигонизация (80 % субструктурных зерен, 7 % рекристаллизованных зерен, и всего 13 % деформированных), преобладают большеугловые границы зерен (рис. 7 з). Средний размер зерен феррита примерно в 2 раза меньше зерен аустенита (рис. 7 д, е).



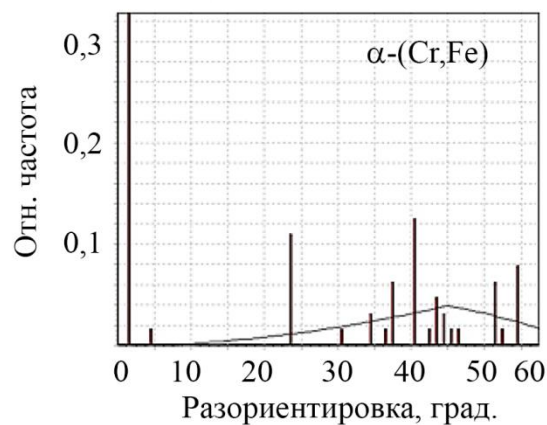
a



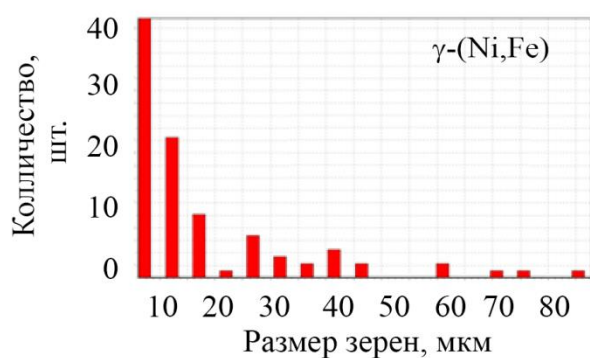
б



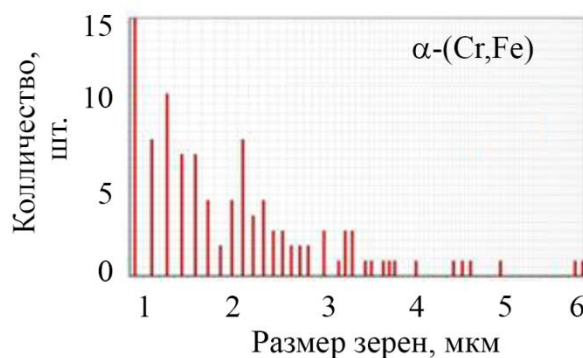
в



г



д



е

Рис. 7. Результаты EBSD-анализа композита системы Ni–Fe–Cr–Ti–B–C в исходном состоянии: *a* – карта рекристаллизации (красный цвет – деформированные зерна, желтый – субструктура, синий – рекристаллизованные зерна); *б* – карта разориентировок; *в* – распределение углов разориентировки межзеренных границ в аустените; *г* – распределение углов в феррите; *д* – распределение зерен аустенита по размерам; *е* – распределение зерен феррита по размерам

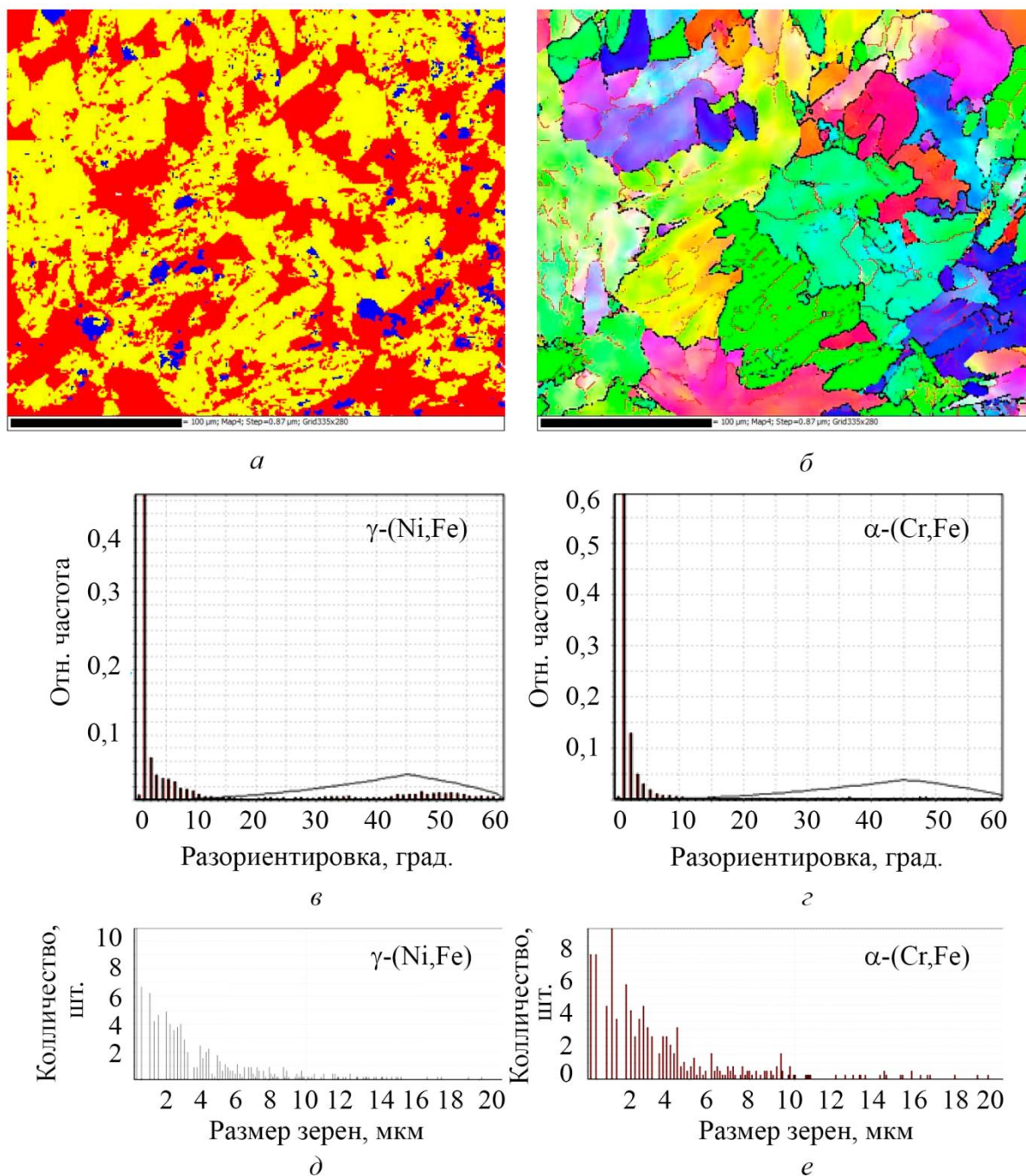


Рис. 8. Результаты EBSD-анализа композита системы Ni–Fe–Cr–Ti–B–C после деформационно-термической обработки: а – карта рекристаллизации (красный цвет – деформированные зерна, желтый – субструктура, синий – рекристаллизованные зерна); б – карта разориентировок; в – распределение углов разориентировок межзеренных границ в аустените; г – распределение углов в феррите; д – распределение зерен аустенита по размерам; е – распределение зерен феррита по размерам

После горячей прокатки композита в стальной оболочке была достигнута деформация $\varepsilon = 0,6$. При этом в феррите присутствует 48 % деформированных зерен и 48 % субструктуры, 4 % рекристаллизованных зерен, а в аустените – 92 % деформированных зерен, 5 % субзерен и 3 % рекристаллизованных. Очевидно, горячая деформация исследованного композита



та, характеризующегося высокой начальной твердостью, обеспечивается за счет появления рекристаллизованных зерен и субструктуры в твердых растворах матрицы, содержащих минимальное количество дислокаций. Наиболее активно пластическая деформация развивается в аустените, что обусловлено большим количеством плоскостей скольжения в ГЦК кристаллической решетке по сравнению с ОЦК решеткой. В структурной составляющей 1, т. е. $\alpha\text{-(Cr,Fe)} + \text{TiB}_2 + \text{TiC} + \text{Cr}_{23}\text{C}_6$, в ходе горячей прокатки преобладает динамическая полигонизация, что также облегчает пластическую деформацию композита. Следует отметить, что в структурной составляющей 2 – $\gamma\text{-(Ni,Fe)} + \text{TiC} + \text{Cr}_{23}\text{C}_6$ – упрочняющие частицы TiC имеют ГЦК кристаллическую решетку, в которой деформационные процессы легко развиваются в силу наличия большого числа плоскостей скольжения. Результаты электронно-микроскопических исследований карбида титана, выполненные ранее [26], показали формирование дислокационных петель в процессе деформации при высоких температурах, что доказывает способность этой фазы пластически деформироваться. Действительно, после прокатки композита Ni–Fe–Cr–Ti–B–C в карбидах титана зафиксировано 92 % деформированных зерен, 5 % субзерен и 3 % рекристаллизованных зерен.

Характер распределения углов разориентировок зерен аустенита практически не изменился после проведенной деформационно-термической обработки (рис. 8 в), тогда как для зерен феррита стали преобладать малоугловые границы (рис. 8 з). Размер зерен аустенита и феррита после деформационно-термической обработки стал одинаковым (рис. 8 д, е). Существенное измельчение аустенитного зерна свидетельствует о протекании динамической рекристаллизации при горячей прокатке.

4. Заключение

Особенностью исследованного композита системы Ni–Cr–Ti–B–C является формирование в процессе СВС двух твердых растворов в матрице: аустенита $\gamma\text{-(Ni,Fe)}$ и феррита $\alpha\text{-(Cr,Fe)}$. Упрочняющими фазами являются частицы карбида титана TiC и диборида титана TiB_2 , образовавшиеся в результате экзотермических реакций между порошками титана, углерода и карбида бора B_4C . В процессе охлаждения пересыщенных твердых растворов аустенита и феррита в них выделились частицы карбида хрома Cr_{23}C_6 и интерметаллида Ni_3Ti , которые дополнительно упрочнили композит. Твердость его составила 58 HRC, плотность – $6,9 \text{ г/см}^3$. В композите зафиксированы единичные мелкие поры (размерами не более 0,5 мм), чаще всего на участках скопления частиц TiB_2 .

Результаты кинетического микроиндентирования показали, что наиболее мягкой структурной составляющей является механическая смесь $\alpha\text{-(Cr,Fe)} + \text{TiB}_2 + \text{TiC} + \text{Cr}_{23}\text{C}_6$. Из структурных составляющих с аустенитной матрицей наиболее пластична механическая смесь $\gamma\text{-(Ni,Fe)} + \text{TiC} + \text{Cr}_{23}\text{C}_6 + \text{Ni}_3\text{Ti}$. Максимальные показатели прочности характеризуют структурную составляющую с наибольшим количеством крупных частиц диборида титана.

Реализована пластическая деформация композита системы Ni–Fe–Ti–C–B без его разрушения путем прокатки предварительно нагретого до 1000 °C композита в условиях всестороннего сжатия, которое обеспечивалось наружным стальным кожухом. EBSD-анализ композита в исходном состоянии и после горячей прокатки показал, что его деформация реализуется за счет динамической полигонизации и динамической рекристаллизации. Аустенит в большей мере подвержен деформации, чем феррит, поэтому при горячей прокатке в аустените активно происходит динамическая рекристаллизация, тогда как в феррите преобладает динамическая полигонизация.

Благодарность

Работа выполнена на оборудовании ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН в соответствии с государственным заданием ИМАШ УрО РАН.

Литература

1. Мержанов А. Г. Твердопламенное горение : монография. – Черноголовка : ИСМАН, 2000. – 224 с.
2. Амосов А. П., Боровинская И. П., Мержанов А. Г. Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов. – Москва : Машиностроение-1, 2007. – 566 с.
3. Properties of Cu-based nanocomposites produced by mechanically-activated self-propagating high-temperature synthesis and spark-plasma sintering / J. S. Kim, D. V. Dudina, J. C. Kim, Y. S. Kwon, J. J. Park, C. K. Rhee // *Journal of Nanoscience and Nanotechnology*. – 2010. – Vol. 10. – P. 252–257. – DOI: 10.1166/jnn.2010.1523.
4. Structural investigations of TiC–Cu nanocomposites prepared by ball milling and spark plasma sintering / O. N. T. Hoang, V. N. Hoang, J. S. Kim, D. V. Dudina // *Metals*. – 2017. – Vol. 7 (4). – P. 123. – DOI: 10.3390/met7040123.
5. Способ изготовления многослойной износостойкой пластины : пат. 2680489 Рос. Федерация / Николин Б. В., Матевосян М. Б., Кочугов С. П., Пугачева Н. Б. : приоритет от 10.11.2017 до 10.11.2037.
6. Formation of the structure of Fe-Ni-Ti-C-B composites under self-propagating high-temperature synthesis / N. B. Pugacheva, Yu. V. Nikolin, I. Yu. Malygina, E. B. Trushina // *AIP Conference Proceedings*. – 2018. – Vol. 2053. – P. 020013. – DOI: 10.1063/1.5084359.
7. Pugacheva N. B., Nikolin Yu. V., Senaeva E. I. The structure and wear resistance of a Ti-Ni-Fe-C-B composite // *AIP Conference Proceedings*. – 2019. – Vol. 2176. – P. 020007. – DOI: 10.1063/1.5135119.
8. Влияние химического состава матрицы на структуру и свойства монолитных СВС-композитов / Н. Б. Пугачева, Ю. В. Николин, Т. М. Быкова, Е. И. Сенаева // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2021. – Т. 23, № 3. – С. 124–138. – DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.3-124-138.
9. Кванин В. Л., Балихина Н. Т., Боровинская И. П. Пресс-форма и установка для получения крупногабаритных твердосплавных изделий методом силового СВС компактирования // *КШП*. – 1992. – №. 5. – С. 14–19.
10. Self-propagating high-temperature synthesis of titanium carbide powder under pressure-shear conditions / A. M. Stolin, P. M. Bazhin, M. I. Alymov, M. V. Mikheev // *Inorganic Materials*. – 2018. – Vol. 54. – P. 521–527. – DOI: 10.1134/S0020168518060146.
11. Stolin A. M., Bazhin P. M. Manufacture of multipurpose composite and ceramic materials in the combustion regime and high-temperature deformation (SHS extrusion) // *Theoretical Foundations of Chemical Engineering*. – 2014. – Vol. 48, no. 6. – P. 751–763. – DOI: 10.1134/S0040579514060104.
12. Studying the short-term high-temperature creep in the Al–6Zn–2.5Mg–2Cu/10SiCp aluminum matrix composite / N. B. Pugacheva, D. I. Kruchkov, A. V. Nesterenko, S. V. Smirnov, V. P. Shveykin // *Physics of Metals and Metallography*. – 2021. – Vol. 122 (8). – P. 782–788. – DOI: 10.1134/S0031918X21080111.
13. Influence of all-round forging under short-term creep conditions on the structure and mechanical properties of the Al7075/10SiCp composite with an aluminum matrix / D. I. Kruchkov, A. V. Nesterenko, S. V. Smirnov, N. B. Pugacheva, D. I. Vichuzhanin, T. M. Bykova // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2021. – Vol. 122 (10). – P. 981–990. – DOI: 10.1134/S0031918X21100069.
14. Effect of annealing on the structure, mechanical and electrical properties of Cu/Mg-composite wires / A. Yu. Volkov, A. A. Kalonov, D. A. Komkova // *Materials Characterization*. – 2022. – Vol. 183. – P. 111606. – DOI: 10.1016/j.matchar.2021.111606.
15. Abnormally high strength and low electrical resistivity of the deformed Cu/Mg-composite with a big number of Mg-filaments / A. Yu. Volkov, B. D. Antonov, E. I. Patrakov, E. G. Volkova,

Studying the possibility of plastic deformation of the Ni-Fe-Cr-Ti-B-C composite / N. B. Pugacheva, D. I. Vichuzhanin, T. M. Bykova, I. S. Kamantsev // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2023. – Iss. 5. – P. 15–30. – DOI: 10.17804/2410-9908.2023.5.015-030.

- D. A. Komkova, A. A. Kalonov, A. V. Glukhov // *Materials & Design*. – 2020. – Vol. 185. – P. 108276. – DOI: [10.1016/j.matdes.2019.108276](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108276).
16. Studying the plastic deformation of Cu-Ti-C-B composites in a favorable stress state / N. Pugacheva, D. Kryuchkov, T. Bykova, D. Vichuzhanin // *Materials*. – 2023. – Vol. 16, iss. 8. – P. 3204. – DOI: [10.3390/ma16083204](https://doi.org/10.3390/ma16083204).
17. Huang K., Logé R. E. A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials // *Materials & Design*. – 2016. – Vol. 111. – P. 548–574. – DOI: [10.1016/j.matdes.2016.09.012](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.09.012).
18. Comparing the through-thickness gradient of the deformed and recrystallized microstructure in tantalum with unidirectional and clock rolling / J. Zhu, S. Liu, X. Yuan, Q. Liu // *Materials*. – 2019. – Vol. 12, iss. 1. – P. 169. – DOI: [10.3390/ma12010169](https://doi.org/10.3390/ma12010169).
19. ГОСТ Р 8.748–2011 (ИСО 14577–1: 2002). Металлы и сплавы. Измерение твердости и других характеристик материалов при инструментальном индентировании. – М. : Стандартинформ, 2012. – 32 с.
20. Petrzhik M. I., Levashov E. A. Modern methods for investigating functional surfaces of advanced materials by mechanical contact testing // *Crystallography Reports*. – 2007. – Vol. 52. – P. 966–974. – DOI: [10.1134/S1063774507060065](https://doi.org/10.1134/S1063774507060065).
21. Cheng Y.-T., Cheng C.-M. Relationships between hardness, elastic modulus, and the work of indentation // *Applied Physics Letters*. – 1998. – Vol. 73, iss. 5. – P. 614–616. – DOI: [10.1063/1.121873](https://doi.org/10.1063/1.121873).
22. Mayrhofer P. H., Mitterer C., Musil J. Structure-property relationships in single- and dual-phase nanocrystalline hard coatings // *Surface and Coatings Technology*. – 2003. – Vols. 174–175. – P. 725–731. – DOI: [10.1016/S0257-8972\(03\)00576-0](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(03)00576-0).
23. Effect of laser quenching and subsequent heat treatment on the structure and wear resistance of a cemented steel 20KhN3A / A. V. Makarov, L. G. Korshunov, I. Yu. Malygina, A. L. Osintseva // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2007. – Vol. 103. – P. 507–518. – DOI: [10.1134/S0031918X07050110](https://doi.org/10.1134/S0031918X07050110).
24. Eddy-current testing of the structure, hardness and abrasive wear resistance of laser-hardened and subsequently tempered high-strength cast iron / A. V. Makarov, E. S. Gorkunov, L. Kh. Kogan, I. Yu. Malygina, A. L. Osintseva // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2015. – Iss. 6. – P. 90–103. – DOI: [10.17804/2410-9908.2015.6.090-103](https://doi.org/10.17804/2410-9908.2015.6.090-103). – URL: http://dream-journal.org/issues/2015-6/2015-6_66.html
25. Salikhyanov D., Kamantsev I., Michurov N. Technological shells in rolling processes of thin sheets from hard-to-deform materials // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2023. – DOI: [10.1007/s11665-023-07834-4](https://doi.org/10.1007/s11665-023-07834-4).
26. Гольдшмидт Х. Дж. Сплавы внедрения : в двух томах. Том 1. – М. : Мир, 1971. – 424 с.

Received: 31.08.2023

Revised: 09.10.2023

Accepted: 20.10.2023

DOI: 10.17804/2410-9908.2023.5.031-038

THE TECHNOLOGY OF ARC WELDING OF DISSIMILAR STEELS

A. V. Berezovsky^{a)}, E. B. Votnova^{b)*}, and A. S. Smolentsev^{c)}

Ural Federal University, 19 Mira St., Ekaterinburg, 620002, Russia

^{a)}  <https://orcid.org/0009-0003-0739-8066>  a.v.berezovskiy@gmail.com;

^{b)}  <https://orcid.org/0000-0003-1859-7530>  votinova.ekaterina@urfu.ru

^{c)}  <https://orcid.org/0009-0002-0572-0384>  a.s.smolentsev@mail.ru

*Corresponding author. E-mail: votinovacat@rambler.ru

Address for correspondence: 19 Mira St., Ekaterinburg, 620002, Russia

Tel.: +7 (343) 375-9569

Arc narrow gap welding of the 35L carbon cast steel (cast carbon steel J03502, grade 1) and the 110G13L high-manganese steel (austenitic manganese steel, ASTM A128) is performed using chromium-nickel-manganese wires in a shielding gas mixture (GOST R ISO 14175–2010 – M21). The welded samples are examined by different methods including optical metallography, hardness measurement, and mechanical tests. The weld metal structure along the weld height in the welded samples proves to be fairly uniform, namely austenite with ferrite inclusions. The experiment results show that the mechanical properties of the weld metal correspond to the intermediate values for the joined steels. The developed technology has made it possible to produce a welded joint with high mechanical properties and a ductile structure.

Keywords: dissimilar joint, carbon steels, high-manganese steels, microstructure, mechanical properties, narrow gap welding

References

1. Maruyama, T. Arc welding technology for dissimilar joints. *Welding International*, 2003, 17 (4), 276–281. DOI: 10.1533/wint.2003.3113.
2. Pouraliakbar, H., Hamedia, M., Kokabia, A.H., and Nazari, A. Designing of CK45 carbon steel and AISI 304 stainless steel dissimilar welds. *Materials Research*, 2014, 17 (1), 106–114. DOI: 10.1590/S1516-14392013005000170.
3. Olson, D.L., Siewert, T.A., Liu, S., and Edwards, G.R. *Welding, Brazing and Soldering: ASM Handbook*, vol. 6, ASM International, 1995.
4. Fang, Y., Jiang, X., Mo, D., Zhu, D., and Luo, Zh. A review on dissimilar metals' welding methods and mechanisms with interlayer. *The international Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, 102 (1), pp. 677–682. DOI: 10.1007/s00170-09-03353-6.
5. Urazbaev, T.T., Tursunov, T.M., Mamaev, Sh.I., Avdeeva, A.N., Abdurakhimov, M.M., and Valieva, D.Sh. Studying and improving the process of production of the 110G13L high-manganese steel for railway frogs. *Teoriya i Praktika Sovremennoy Nauki*, 2023, 5 (23), 211–215. (In Russian).
6. Kasatkin, O.G., Tsaryuk, A.K., Skulsky, V.Yu., Gavrik, A.R., and Moravetsky, S.I. Peculiarities of technology of welding pipelines of dissimilar steels in nuclear power engineering. *Avtomaticheskaya Svarka*, 2010, 1, 44–47. (In Russian).
7. Berezovsky, A.V. *Improvement of high-manganese steel welding technology. Reasons for the formation of defects in welded joints. Ways to prevent them: monograph*. LAP LAMBERT Academic Publishing, Saarbrücken, Deutschland, 2015, 91 p. (In Russian).



8. Serenko, A.N., Belousov, Yu.V., Shaferovskiy, V.A., Koryagin, E.I., Skzhipchik, A.F., and Maltseva, L.N. The trend in the development of narrow gap welding of thick plates (review). *Svarochnoe Proizvodstvo*, 1987, 9, 15–18. (In Russian).
9. Berezovskiy, A.V., Shalimov, M.P., and Votinova, E.B. The Repair of Defects in High-Manganese Steel Castings by Welding Technology. *Defect and Diffusion Forum*, 2021, 410, 209–214. DOI 10.4028/www.scientific.net/ddf.410.209.
10. Kah, P., Shrestha, M., and Martikainen, J. Trends in joining dissimilar metals by welding. *Applied Mechanics and Materials*, 2013, 440, 269–276. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.440.269.
11. Lippold, J.C. *Welding Metallurgy and Weldability*, John Wiley & Sons Inc., Hoboken, New Jersey, 2015, 421 p.
12. Norrish, J. *Advanced Welding Processes*, Elsevier Science, 2006, 538 p.
13. Schaeffler, A.L. Constitutional diagram for stainless steel weld metal. *Metal Progress*, 1949, 56 (11), 680.
14. Kotecki, D.J., Siewert, T.A. WRC-1992 constitution diagram for stainless steel weld metals: a modification of the WRC-1988 diagram. *Welding Journal*, 1992, 71, 171–178.
15. Serenko, A.N., Shaferovsky, V.A., Patrikeev, A.I. The program control of welding of thick-plate structures. In: *Complex Automation of Industry: Proceedings of the 3rd International Polish-Soviet Scientific and Technical Conference*, October 11–14, 1988, Vroslav, Vroslavskaya Politehnika Publ., Vroslav, 1988, 167–171. (In Russian).
16. Zaks, I.A. *Electrodes for Arc Welding of Steels and Nickel Alloys: Handbook*. Welcome Publ., Saint Petersburg, 1996, 384 p. (In Russian).
17. Akulov, A.I., Belchuk, G.A., Demyantsevich, V.P. *Tekhnologiya i oborudovanie svarki plavleniem* [Fusion Welding Technology and Equipment]. Mashinostroenie Publ., Moscow, 1977, 432 p.

Подана в журнал: 31.08.2023
УДК 621.791
DOI: 10.17804/2410-9908.2023.5.031-038

ТЕХНОЛОГИЯ ДУГОВОЙ СВАРКИ РАЗНОРОДНЫХ СТАЛЕЙ

А. В. Березовский^{а)}, Е. Б. Вотинова^{б), *}, А. С. Смоленцев^{в)}

*Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина,
ул. Мира, 19, г. Екатеринбург, 620002, Россия*

^{а)}  <https://orcid.org/0009-0003-0739-8066>  a.v.berezovskiy@gmail.com;
^{б)}  <https://orcid.org/0000-0003-1859-7530>  votinova.ekaterina@urfu.ru
^{в)}  <https://orcid.org/0009-0002-0572-0384>  a.s.smolentsev@mail.ru

*Ответственный автор. Электронная почта: votinovacat@rambler.ru
Адрес для переписки: ул. Мира, 19, г. Екатеринбург, 620002, Россия
Тел.: +7 (343) 375-95-69

Дуговая сварка в узкую разделку углеродистой стали 35Л и высокомарганцовистой стали 110Г13Л выполнялась с использованием хром-никель-марганцовистой проволоки в смеси защитных газов (ГОСТ Р ИСО 14175–2010 – М21). Сварные образцы исследовались различными методами, включая оптическую металлографию, измерение твердости и механические испытания. Было замечено, что в сварных образцах структура металла шва была по высоте шва достаточно однородная: аустенит с включениями феррита. Результаты экспериментов показали, что механические свойства металла шва соответствуют промежуточным показателям соединяемых сталей. Разработанная технология позволила получить сварное соединение с высокими механическими свойствами и пластичной структурой.

Ключевые слова: разнородное соединение, углеродистые стали, высокомарганцовистые стали, микроструктура, механические свойства, узкощелевая разделка

1. Введение

При разработке технологии сварки соединений разнородных сталей необходимо учитывать металлургические особенности свариваемых сталей, различие их теплофизических свойств, возможность образования дефектов, специфичных для каждой из свариваемых сталей, развитие структурных неоднородностей (переходных зон, кристаллизационных и диффузионных прослоек), которые могут повлиять на работоспособность сварных соединений [1, 2]. Было отмечено в работах [3–5], что наиболее существенное влияние на технологические и эксплуатационные характеристики разнородных сварных соединений оказывают прослойки, возникшие при кристаллизации (мартенситные), и прослойки, возникшие в результате диффузии (карбидные), образующиеся в процессе сварки. Это отмечалось в сварных соединениях, включающих стали неаустенитного класса, свариваемых аустенитными сварочными материалами.

Особенностью сварки сталей разных структурных классов является необходимость применения сварочных материалов, обеспечивающих металл шва аустенитного класса, учет вероятности образования и развития в формирующемся сварном соединении химических и структурных неоднородностей, включая кристаллизационные и диффузионные прослойки по линии сплавления аустенитного шва с неаустенитной сталью, зависимость химического состава, структуры металла шва и свойств сварного соединения от степени проплавления углеродистой стали, учет различий коэффициентов линейного расширения свариваемых сталей [3, 6].

Целью работы было создание оптимальной технологии получения бездефектного сварного соединения толстостенных заготовок из литых сталей: углеродистой типа 35Л

и марганцовистой типа 110Г13Л. Указанные сварные соединения широко используются при создании и ремонте узлов различных горных и дорожных машин [7, 8].

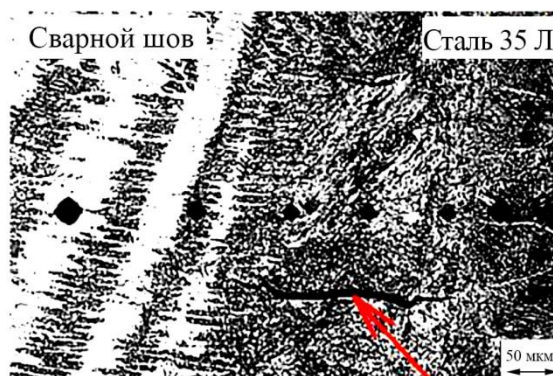


Рис. 1. Трещина рядом со сварным швом в месте соединения разнородных сталей (указано красной стрелкой)

Основными дефектами при сварке соединения разнородных сталей 110Г13Л и 35Л являются трещины из-за хрупких прослоек, возникающих в основном вблизи линии сплавления шва со стороны углеродистой стали (рис. 1). Размеры и характер этих прослоек в большой степени зависят от химического и структурно-фазового состава металла шва, а также от состояния металла зоны термического влияния.

В зоне сплавления стали 35Л с аустенитной сталью 110Г13Л создаются особо благоприятные условия для образования и развития диффузионных прослоек вследствие резкой структурной, химической и механической неоднородности, а также из-за различия теплофизических свойств указанных сталей. Влияние на охрупчивание зоны сплавления углеродистой стали с аустенитной оказывают также время пребывания околошовной зоны при высоких температурах и участие основного металла углеродистой стали в формировании состава металла шва.

Для получения бездефектного сварного соединения требуется учесть влияние следующих металлургических факторов:

- закономерности процессов легирования металла сварного шва;
- особенности формирования зоны термического влияния каждого основного металла;
- связь обоих этих процессов с процессами обработки и эксплуатационными характеристиками, т. е. со сваркой, последующей термической или механической обработкой и ожидаемыми эксплуатационными условиями.

Все это определяет выбор технологии сварки, подготовки каждого основного металла, типа используемых электродных материалов и параметров режима сварки [9–11].

При сварке разнородных металлов присадочный металл должен легко сплавляться с основными металлами для получения достаточно пластичного металла шва. В частности, присадочный металл должен выдерживать разбавление (или легирование) со стороны основных металлов без образования микроструктуры, чувствительной к растрескиванию. Микроструктура металла сварного шва должна пройти механические приемочные испытания, выдерживать последующие операции, например резку или термическую обработку, и оставаться стабильной в ожидаемых условиях эксплуатации. Прочность металла сварного шва должна быть равна или выше прочности наименее прочного основного металла [3, 11].

2. Материалы и методы

При разработке технологии сварки было решено для соединения деталей из разнородных сталей 110Г13Л и 35Л использовать сварку в узкощелевую разделку [8]. Это позволило сократить время сварки, стабилизировать долю участия каждого основного металла в фор-

мировании металла шва, ограничить тепловложение в основной металл и уменьшить протяженность зоны термического влияния как углеродистой, так и высокомарганцевой стали.

Сварка велась проволокой 1,4 Св-08Х20Н9Г7Т ГОСТ 2246-70 в смеси защитных газов М2 по ГОСТ Р ИСО 14175-2010.

Выбор состава электродной проволоки был сделан на основе известных методик [2, 12–14].

Параметры режима сварки: ток сварочный 220...230 А, напряжение на дуге 26...28 В, скорость сварки 12,0 м/ч, расход защитного газа 9...11 л/мин.

Сварку стыкового соединения деталей толщиной 55 мм проводили при зазоре 10,0 мм. Шаг валика задавался вертикальным перемещением горелки и составлял 7,5 мм. Глубина минимального проплавления вертикальных стенок для обеспечения прочности составляла не менее 1,0 мм. Сварка велась без поперечных колебаний. Подогрев основного металла перед сваркой, а также послесварочная термообработка не проводились. Это соответствует условиям ремонтной сварки в полевых условиях.

Для сравнения сварочно-технологических и механических свойств соединений были также изготовлены образцы с использованием тех же сварочных материалов и параметров режима, но с подготовкой кромок свариваемых деталей согласно С15 по ГОСТ 14771–76, т. е. с К-образной разделкой кромок.

Сварку выполняли с использованием сварочного автомата НА-3 и источника питания DC-600. Исследование микротвердости проводили с помощью микротвердомера по шкале Виккерса. Нагрузка и время выдержки были 100 г и 15 с соответственно. Расстояние между двумя углублениями сохранялось равным 0,5 мм. Поскольку толщина шва составляет 55 мм, исследование микротвердости проводилось по трем линиям (верхняя, средняя и нижняя) по сечению. Особенности микроструктуры изучали с помощью светового оптического микроскопа.

3. Результаты

Визуально-измерительный контроль качества соединений по окончании сварки деталей из разнородных сталей 110Г13Л и 35Л не выявил дефектов в виде трещин или пор. При контроле поперечных макрошлифов соединений в узкощелевую разделку дефектов также не отмечалось (рис. 2). В макрошлифах сварных соединений с К-образной разделкой обнаружены несплавления и отдельные трещины.



Рис. 2. Макроструктура сварного соединения разнородных сталей, выполненного с использованием узкощелевой разделки

Расчетным методом [15, 17] установлено, а анализом макрошлифов соединений в узкощелевую разделку подтверждено, что доля участия каждого из основных металлов в формировании металла шва составляет 10...12 %. Доля участия каждого из основных металлов

при сварке соединений с К-образной разделкой составляет не менее 20–25 %. [17]. Это во многом определяет свойства сравниваемых сварных соединений.

При контроле микрошлифов соединений в узкощелевую разделку (рис. 3, табл.) со стороны стали 35Л основной металл имеет феррито-перлитную структуру с твердостью 250...275 HV 0,1. Наибольшая твердость (около 295 HV 0,1) зафиксирована вблизи линии сплавления соединений с К-образной разделкой на границе шва и стали 35Л, что может быть связано с наличием обогащенной углеродом твердой зоны, образующейся при миграции углерода. Микроструктура металла по высоте шва достаточно однородная: аустенит с включениями феррита. Твердость металла шва находится в диапазоне 195...250 HV 0,1. На границе сплавления со стороны стали 110Г13Л расположена структура с твердостью 195...225 HV 0,1.

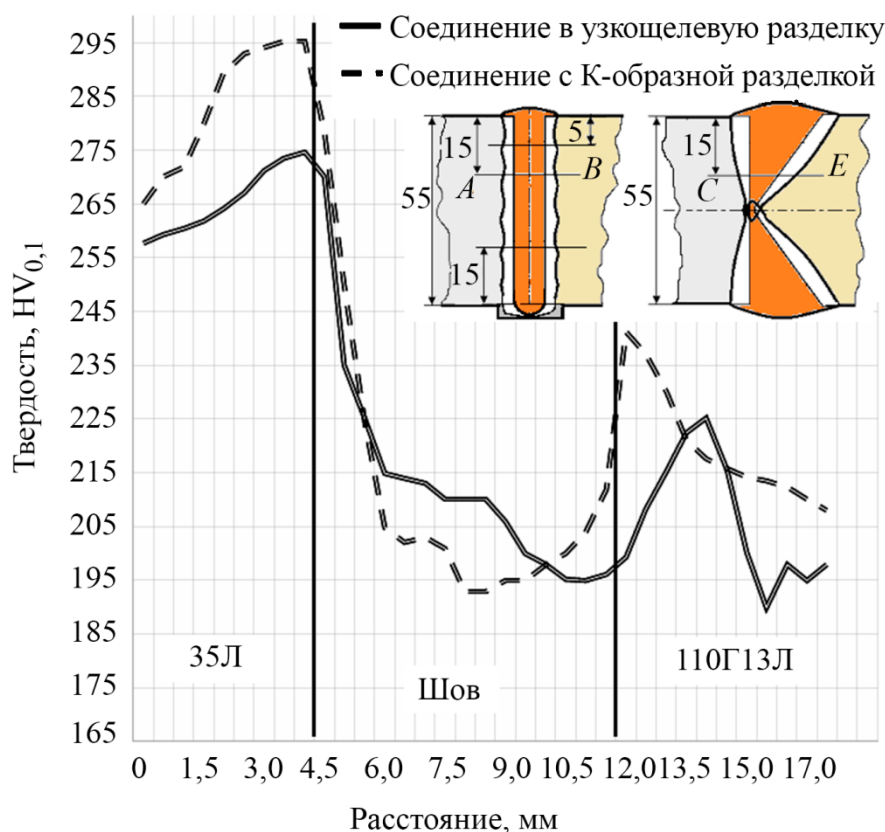


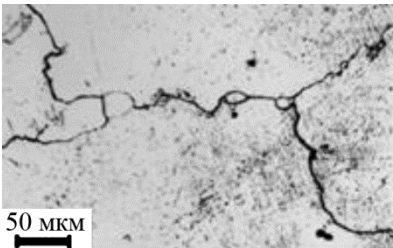
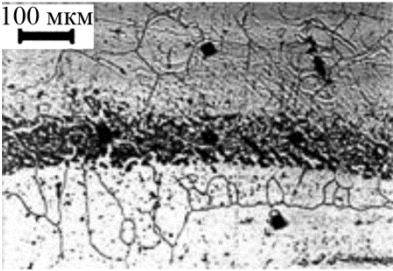
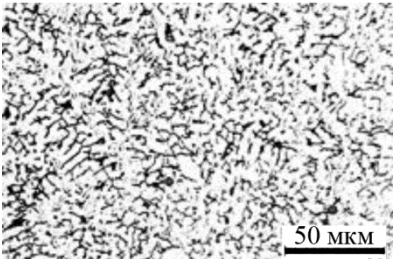
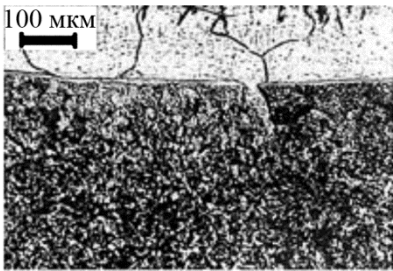
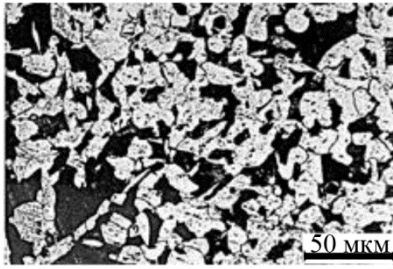
Рис. 3. Изменения микротвердости в сварном соединении и схема строения сварного соединения

Выполненные испытания механических свойств (по ГОСТ 6996) показали, что металл сварного соединения в узкощелевую разделку имел предел прочности 555...565 МПа, условный предел текучести 430...440 МПа и относительное удлинение 17...20 %. Для сравнения: соответствующие свойства стали 110Г13Л – 600/500/10, а стали 35Л – 560/250/25. Показанный для данного сварного соединения результат вполне соответствует требованиям соотношения свойств разнородных сталей и металла шва [11, 12].

Испытания соединений с К-образной разделкой показали результаты намного хуже [17], что, очевидно, связано с наличием дефектов в виде трещин вблизи линии сплавления со стороны углеродистой литой стали.

Таблица

Фотографии структуры основного металла, шва и зоны термического влияния

Изображение	Материал	Структура
	Сталь 110Г13Л (austenitic manganese steel ASTM A128)	Аустенит, зернограничные карбиды
	Линия сплавления стали 110Г13Л с металлом шва	
	Металл шва	Аустенит, включения феррита
	Линия сплавления стали 35Л с металлом шва	
	Сталь 35Л (cast carbon steel J03502 grade 1)	Феррито-перлитная смесь

4. Заключение

Разнородное соединение в узкощелевую разделку сталей 110Г13Л и 35Л успешно изготовлено без каких-либо дефектов макроуровня. Механические свойства соединения в узкощелевую разделку при поперечном растяжении не ниже, чем у наименее прочного из основных

металлов (углеродистой стали), а разрушение происходит на внешней стороне зоны термического влияния со стороны этой стали. Распределение твердости и результаты оптической микроскопии в сечении сварных соединений показали наличие сложных микроструктур, которые развиваются из-за большой разницы составов основных и присадочного металлов.

Литература

1. Maruyama T. Arc welding technology for dissimilar joints // *Welding International*. – 2003. – Vol. 17 (4). – P. 276–281. – DOI: 10.1533/wint.2003.3113.
2. Designing of CK45 carbon steel and AISI 304 stainless steel dissimilar welds / H. Pouraliakbar, M. Hamedia, A. H. Kokabia, A. Nazari // *Materials Research*. – 2014. – Vol. 17 (1). – P. 106–114. – DOI: 10.1590/S1516-14392013005000170.
3. Welding, Brazing and Soldering. Vol. 6 : ASM Handbook / D. L. Olson, T. A. Siewert, S. Liu, G. R. Edwards. – ASM International, 1995.
4. A review on dissimilar metals' welding methods and mechanisms with interlayer / Y. Fang, X. Jiang, D. Mo, D. Zhu, and Zh. Luo // *The international Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2019. – Vol. 102 (1). – P. 677–682. – DOI: 10.1007/s00170-09-03353-6.
5. Исследование и совершенствование технологии производства высокомарганцевой стали 110Г13Л для железнодорожных крестовин / Т. Т. Уразбаев, Т. М. Турсунов, Ш. И. Мамаев, А. Н. Авдеева, М. М. Абдурахимов, Д. Ш. Валиева // *Теория и практика современной науки*. – 2023. – № 5 (23). – С. 211–215.
6. Особенности технологии сварки трубопроводов из разнородных сталей в атомной энергетике / О. Г. Касаткин, А. К. Царюк, В. Ю. Скульский, А. Р. Гаврилюк, С. И. Моравский // *Автоматическая сварка*. – 2010. – № 1. – С. 44–50.
7. Березовский А. В. Совершенствование технологии сварки высокомарганцевой стали. Причины образования дефектов в сварных соединениях. Способы их предотвращения : монография. – Saarbrücken : LAP LAMBERT Academic Publishing, 2015. – 91 с.
8. Тенденция развития сварки толстолистового металла в узкий зазор (обзор) / А. Н. Серенко, Ю. В. Белоусов, В. А. Шаферовский, Е. И. Корягин, А. Ф. Сажипчик, Л. Н. Мальцева // *Сварочное производство*. – 1987. – № 9. – С. 15–18.
9. Berezovskiy A. V., Shalimov M. P., Votnova E. B. The repair of defects in high-manganese steel castings by welding technology // *Defect and Diffusion Forum*. – 2021. – Vol. 410. – P. 209–214. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/ddf.410.209.
10. Kah P., Shrestha M., Martikainen J. Trends in joining dissimilar metals by welding // *Applied Mechanics and Materials*. – 2014. – Vol. 440. – P. 269–276. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.440.269.
11. Lippold J. C. *Welding Metallurgy and Weldability*. – Hoboken, New Jersey : John Wiley & Sons Inc., 2015. – 421 p.
12. Norrish J. *Advanced Welding Processes*. – Elsevier Science, 2006. – 538 p.
13. Schaeffler A. L. Constitutional diagram for stainless steel weld metal // *Metal progress*. – 1949. – P. 680.
14. Kotecki D. J., Siewert T. A. WRC-1992 constitutional diagram for stainless steel weldmetals: a modification of the WRC-1988 diagram // *Welding Journal*. – 1992. – № 5. – P. 171–178.
15. Программное управление процессом сварки толстолистовых конструкции / А. И. Серенко, В. А. Шаферовский, А. И. Патрикеев, А. И. Савченко // *Комплексная автоматизация промышленности. Ч. III : труды III Международной польско-советской НТК, Вроцлав, 11–14 октября 1988 г.* – Вроцлав : Вроцлавская политехника. – 1988. – С. 167–171.
16. Закс И. А. Электроды для дуговой сварки сталей и никелевых сплавов : справочное пособие. – СПб : «Welcome», 1996. – 384 с.
17. Акулов А. И., Бельчук Г. А., Демянцевич В. П. *Технология и оборудование сварки плавлением*. – М. : Машиностроение, 1977. – 432 с.

Received: 31.08.2023
Revised: 15.10.2023
Accepted: 20.10.2023
DOI: 10.17804/2410-9908.2023.5.039-052

EXACT SOLUTIONS FOR THE DESCRIPTION OF NONUNIFORM UNIDIRECTIONAL FLOWS OF MAGNETIC FLUIDS IN THE LIN–SIDOROV–ARISTOV CLASS

L. S. Goruleva^{1, 2, a)} and E. Yu. Prosviryakov^{1, 2, b), *}

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

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

a)  <https://orcid.org/0000-0001-8635-5213>  sherlarisa@yandex.ru;
b)  <https://orcid.org/0000-0002-2349-7801>  evgen_pros@mail.ru

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

Address for correspondence: 34 Komsomolskaya St., Ekaterinburg, 620049, Russia
Tel.: +7 (343) 375-3576; fax: +7 (343) 374-5330

The paper considers the exact integration of magnetic hydrodynamic equations for describing nonuniform unidirectional flows of viscous incompressible fluids. The construction of an exact solution is based on the well-known representation of hydrodynamic fields as the Lin–Sidorov–Aristov class. The 3d magnetic field is described by linear forms with respect to two spatial coordinates (longitudinal, or horizontal). The coefficients of the linear forms depend on the third coordinate and time. In view of the incompressibility condition, the 1D velocity field depends on two coordinates and time. The pressure is shown to be determined by a quadratic form with constant coefficients. These coefficients are determined by pressure distribution on the known (free) boundary. The exact solution is illustrated by the integration of non-1D hydrodynamic fields in the case of the steady motion of a conducting viscous incompressible fluid. This solution is polynomial, and it will be useful for the formulation of new problems of hydrodynamic stability.

Keywords: exact solution, Navier–Stokes equation, magnetic hydrodynamics, conducting fluid, nonuniform flow

Acknowledgment

The work was performed under the state assignment, theme No. AAAA-A18-118020790140-5.

References

1. Drazin, P.G. and Riley, N. *The Navier–Stokes Equations: A Classification of Flows and Exact Solutions*, Cambridge University Press, Cambridge, 2006, 196 p. DOI: 10.1017/cbo9780511526459.
2. Ershkov, S.V., Prosviryakov, E.Yu, Burmasheva, N.V., and Christianto, V. Towards understanding the algorithms for solving the Navier–Stokes equations. *Fluid Dynamics Research*, 2021, 53 (4), 044501. DOI: 10.1088/1873-7005/ac10f0.
3. Pukhnachev, V.V. Symmetries in the Navier–Stokes equations. *Uspekhi Mekhaniki*, 2006, 1, 6–76. (In Russian).
4. Wang, C.Y. Exact solutions of the unsteady Navier–Stokes equations. *Applied Mechanics Review*, 1989, 42 (11S), 269–282. DOI: 10.1115/1.3152400.
5. Wang, C.Y. Exact solutions of the steady-state Navier–Stokes equations. *Annual Review of Fluid Mechanics*, 1991, 23, 159–177. DOI: 10.1146/annurev.fl.23.010191.001111.

6. Ostroumov, G.A. Free convection under the condition of the internal problem, 1958, *NASA Technical Memorandum* 1407.
7. Birikh, R.V. Thermocapillary convection in a horizontal layer of liquid. *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*, 1966, 7, 43–44. DOI: 10.1007/bf00914697.
8. Hartmann, J. and Lazarus, F. Theory of the laminar flow of an electrically conducting liquid in a homogeneous magnetic field. *Kongelige Danske Videnskabernes Selskab Mathematisk-fysiske Meddelelser*, 1937, 15 (6), 1–28.
9. Lin, C.C. Note on a class of exact solutions in magnetohydrodynamics. *Archive for Rational Mechanics and Analysis*, 1958, 1, 391–395. DOI: 10.1007/BF00298016.
10. Sidorov, A.F. Two classes of solutions of the fluid and gas mechanics equations and their connection to traveling wave theory. *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*, 1989, 30 (2), 197–203. DOI: 10.1007/BF00852164.
11. Aristov, S.N. *Vikhrevye techeniya v tonkikh sloyakh zhidkosti* [Eddy Currents in Thin Liquid Layers. Optimization of Boundary and Distributed Controls in Semilinear Hyperbolic Systems: Synopsis of Doctoral Thesis]. Vladivostok, 1990, 303 p. (In Russian).
12. Aristov, S.N. and Prosviryakov, E.Yu. A new class of exact solutions for three-dimensional thermal diffusion equations. *Theoretical Foundations of Chemical Engineering*, 2016, 50 (3), 286–293. DOI: 10.1134/S0040579516030027.
13. Baranovskii, E.S., Burmasheva, N.V., and Prosviryakov, E.Yu. Exact solutions to the Navier–Stokes equations with couple stresses. *Symmetry*, 2021, 13 (8), 1355. DOI: 10.3390/sym13081355.
14. Burmasheva, N.V. and Prosviryakov, E.Yu. Exact solutions to the Navier–Stokes equations for describing the convective flows of multilayer fluids. *Russian Journal of Nonlinear Dynamics*, 2022, 18 (3), 397–410. DOI: 10.20537/nd220305.
15. Burmasheva, N.V. and Prosviryakov, E.Yu. Exact solutions to the Navier–Stokes equations describing stratified fluid flows. *Vestnik Samarskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta. Seriya: Fiziko-Matematicheskie Nauki*, 2021, 25 (3), 491–507. DOI: 10.14498/vsgtu1860.
16. Prosviryakov, E.Yu. Exact solutions to generalized plane Beltrami–Trkal and Ballabh flows. *Vestnik Samarskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta. Seriya: Fiziko-Matematicheskie Nauki*, 2020, 24 (2), 319–330. DOI: 10.14498/vsgtu1766.
17. Kovalev, V.P. and Prosviryakov, E.Yu. A new class of non-helical exact solutions of the Navier–Stokes equations. *Vestnik Samarskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta. Seriya: Fiziko-Matematicheskie Nauki*, 2020, 24 (4), 762–768. DOI: 10.14498/vsgtu1814.
18. Kovalev, V.P., Prosviryakov, E.Yu., and Sizykh, G.B. Obtaining examples of exact solutions of the Navier–Stokes equations for helical flows by the method of summation of velocities. *Trudy MFTI*, 2017, 9 (1), 71–88. (In Russian).
19. Zubarev, N.M. and Prosviryakov, E.Yu. Exact solutions for layered three-dimensional nonstationary isobaric flows of a viscous incompressible fluid. *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*, 2019, 60 (6), 1031–1037. DOI: 10.1134/S0021894419060075.
20. Prosviryakov, E.Yu. New class of exact solutions of Navier–Stokes equations with exponential dependence of velocity on two spatial coordinates. *Theoretical Foundations of Chemical Engineering*, 2019, 53 (1), 107–114. DOI: 10.1134/S0040579518060088.
21. Privalova, V.V. and Prosviryakov, E.Yu. A new class of exact solutions of the Oberbeck–Boussinesq equations describing an incompressible fluid. *Theoretical Foundations of Chemical Engineering*, 2022, 56 (3), 331–338. DOI: 10.1134/S0040579522030113.



22. Goruleva, L.S., Prosviryakov, E.Yu. A new class of exact solutions to the Navier-Stokes equations with allowance made for internal heat release. *Chemical Physics and Mesoscopy*, 2022, 24 (1), 82–92. DOI: 10.15350/17270529.2022.1.7. (In Russian).
23. Goruleva, L.S. and Prosviryakov, E.Yu. Unidirectional steady-state inhomogeneous Couette flow with a quadratic velocity profile along a horizontal coordinate. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2022, 3, 47–60. DOI: 10.17804/2410-9908.2022.3.047-060. Available at: http://dream-journal.org/issues/2022-3/2022-3_367.html
24. Bogoyavlenskij, O. The new effect of oscillations of the total angular momentum vector of viscous fluid. *Physics of Fluids*, 2022, 34, 083108. DOI: 10.1063/5.0101870.
25. Bogoyavlenskij, O. The new effect of oscillations of the total kinematic momentum vector of viscous fluid. *Physics of Fluids*, 2022, 34, 123104. DOI: 10.1063/5.0127990.
26. Goruleva, L.S. and Prosviryakov, E.Yu. Exact solutions to the Navier–Stokes equations for describing inhomogeneous isobaric vertical vortex fluid flows in regions with permeable boundaries. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2023, 1, 1–53. DOI: 10.17804/2410-9908.2023.1.041-053. Available at: http://dream-journal.org/issues/2023-1/2023-1_393.html
27. Okatev, R.S., Frick, P.G., and Kolesnichenko, I.V. Hartmann flow in a fluid layer with spatially inhomogeneous properties. *Vestnik YuUrGU, Seriya Matematika, Mekhanika, Fizika*, 2023, 15 (3), 34–42. DOI: 10.14529/mmph230304. (In Russian).

Подана в журнал: 31.08.2023

УДК 517.958

DOI: 10.17804/2410-9908.2023.5.039-052

ТОЧНЫЕ РЕШЕНИЯ ДЛЯ ОПИСАНИЯ НЕОДНОРОДНЫХ ОДНОНАПРАВЛЕННЫХ ТЕЧЕНИЙ МАГНИТНЫХ ЖИДКОСТЕЙ В КЛАССЕ ЛИНЯ – СИДОРОВА – АРИСТОВА

Л. С. Горюлева^{1, 2, а)}, Е. Ю. Просвирыков^{1, 2, б), *}

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт машиноведения имени Э. С. Горкунова УрО РАН,
ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, 620049, Россия

²Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина,
ул. Мира, 19, г. Екатеринбург, 620002, Россия

а)  <https://orcid.org/0000-0001-8635-5213>  sherlarisa@yandex.ru;

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

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

Адрес для переписки: ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, 620049, Россия

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

В статье рассматривается точное интегрирование уравнений магнитной гидродинамики для описания неоднородных однонаправленных течений вязкой несжимаемой жидкости. Построение точного решения базируется на известном представлении гидродинамических полей как семейства полей Линя – Сидорова – Аристова. Трехмерное магнитное поле описывается линейными формами относительно двух пространственных координат (продольных, или горизонтальных). Коэффициенты линейных форм зависят от третьей координаты и времени. Одномерное поле скоростей зависит, в силу условия несжимаемости, от двух координат и времени. Давление, как показано в статье, определяется квадратичной формой с постоянными коэффициентами. Эти коэффициенты определяются распределением давления на известной (свободной) границе. Для иллюстрации точного решения проведено интегрирование неоднородных гидродинамических полей в случае установившегося движения вязкой проводящей несжимаемой жидкости. Данное решение является полиномиальным и будет полезным для постановки новых задач гидродинамической устойчивости.

Ключевые слова: точное решение, уравнение Навье – Стокса, магнитная гидродинамика, проводящая жидкость, неоднородное течение

1. Введение

Теоретическое и экспериментальное изучение движений вязкой жидкости в различных силовых полях началось с однонаправленных течений. Классическими точными решениями для описания изотермических течений являются формулы Куэтта, Стокса, Пуазейля, Тейлора, Нуссельта и другие [1–5]. С одномерных по скорости точных решений Остроумова – Бириха началось исследование конвективных потоков жидкости. Это семейство точных решений определило на много лет исследовательскую программу теории гидродинамической устойчивости [6, 7]. Если говорить о магнитной гидродинамике, то пионерским точным решением являются соотношения Гартмана для описания гидродинамических полей проводящей жидкости [8]. Различные классификации точных решений уравнений гидродинамики для однонаправленных течений содержатся в научных трудах [1–5].

Развитие математического аппарата точного интегрирования уравнений Навье – Стокса привело к появлению классов точных решений для описания трехмерных вихревых течений жидкости. Первым семейством точных решений являются следующие выражения Линя для гидродинамических полей [9]:

$$V_x = U(z, t) + U_1(z, t)x + U_2(z, t)y,$$

$$V_y = V(z, t) + V_1(z, t)x + V_2(z, t)y,$$

$$V_z = w(z, t),$$

$$B_x = A(z, t) + a_1(z, t)x + a_2(z, t)y,$$

$$B_y = B(z, t) + b_1(z, t)x + b_2(z, t)y,$$

$$B_z = b(z, t),$$

$$P = P_0(z, t) + P_1(z, t)x + P_2(z, t)y + P_{11}(z, t)\frac{x^2}{2} + P_{12}(z, t)xy + P_{22}(z, t)\frac{y^2}{2}.$$

Класс точных решений Линя описывает поле скоростей $V = (V_x, V_y, V_z)$ и магнитное поле $\mathbf{B} = \frac{\mathbf{H}}{\sqrt{4\pi\rho}} = (B_x, B_y, B_z)$, нормированное к размерности скорости, линейными формами относительно двух пространственных координат. Коэффициенты форм зависят от третьей координаты и времени. Поле давления является квадратичной формой.

Представление вектора скоростей [9] было дважды открыто независимо от Ц. Ц. Линя академиком РАН А. Ф. Сидоровым и профессором С. Н. Аристовым для решения задач конвекции сжимаемых и несжимаемых жидкостей и газов [10, 11]. Отметим, что в работе [10] были учтены только горизонтальные градиенты температуры для описания конвективных процессов. В работе [11] было не только выведено выражение для температуры в виде

$$T = T_0(z, t) + T_1(z, t)x + T_2(z, t)y + T_{11}(z, t)\frac{x^2}{2} + T_{12}(z, t)xy + T_{22}(z, t)\frac{y^2}{2}$$

для описания течений проводящих жидкостей в рамках магнитной гидродинамики, но и построены точные решения с учетом внутреннего тепловыделения. Значительно позже было показано, что семейство Линя – Сидорова – Аристова можно использовать для описания термодиффузии и течений микрополярных жидкостей [12–15]. Для полноты изложения отметим, что для решения задач магнитной гидродинамики часто используется семейство Громеки – Бельтрами – Тркала [16–18], но в современных исследованиях большинство точных решений принадлежат семейству Линя – Сидорова – Аристова. Обобщения класса Линя – Сидорова – Аристова для нелинейных форм поля скоростей содержатся в [19–21].

Очевидно, что точные решения для трехмерных течений очень важны, но интерес все еще представляют однонаправленные течения. В недавно опубликованных статьях были построены точные решения для неоднородных одномерных по скорости течений типа Куэтта и Пуазейля [22–26]. В [26] было показано, как модифицировать точные решения [22, 23] для описания течений жидкости с проницаемыми границами. В статье [27] была подчеркнута важность изучения одномерных течений проводящих жидкостей и построено семейство точных решений. Поскольку при решении задач гидродинамики проводящих жидкостей магнитное поле практически всегда является трехмерным, то необходимо расширять запас точ-

ных решений для неоднородных однонаправленных течений вязких жидкостей в классе Линя – Сидорова – Аристова.

2. Уравнения движения

Для исследования конвективных течений проводящей бинарной вязкой несжимаемой жидкости запишем уравнения Навье – Стокса, уравнение непрерывности и дополним уравнением магнитного поля. В векторном виде уравнения принимают следующий вид:

$$\begin{aligned}\frac{\partial \mathbf{V}}{\partial t} + (\mathbf{V} \cdot \nabla) \mathbf{V} &= -\nabla P + \nu \Delta \mathbf{V} + (\mathbf{B} \cdot \nabla) \mathbf{B}, \\ \frac{\partial \mathbf{B}}{\partial t} + (\mathbf{V} \cdot \nabla) \mathbf{B} &= (\mathbf{B} \cdot \nabla) \mathbf{B} + \nu_m \Delta \mathbf{B}, \\ \nabla \cdot \mathbf{V} &= 0, \\ \nabla \cdot \mathbf{B} &= 0.\end{aligned}\quad (1)$$

В системе уравнений (1) введены следующие обозначения: $\mathbf{V} = (V_x, V_y, V_z)$ – вектор скорости; P – отклонение давления от гидростатического, деленное на постоянную среднюю плотность ρ ; ν – кинематическая вязкость проводящей смеси; $\nabla = \mathbf{i} \frac{\partial}{\partial x} + \mathbf{j} \frac{\partial}{\partial y} + \mathbf{k} \frac{\partial}{\partial z}$ – оператор Гамильтона; $\mathbf{i}, \mathbf{j}, \mathbf{k}$ – орты декартовой прямоугольной системы координат; $\Delta = \frac{\partial^2}{\partial x^2} + \frac{\partial^2}{\partial y^2} + \frac{\partial^2}{\partial z^2}$ – оператор Лапласа; H – напряженность магнитного поля, ν_m – магнитная вязкость (диссипативный коэффициент, характеризующий диффузию магнитного поля в проводящей среде).

Далее будем рассматривать однонаправленное течение жидкости с полем скоростей, которое задается вектором

$$\mathbf{V} = (V_x(x, y, z, t), 0, 0). \quad (2)$$

При этом скорость $V_x = (x, y, z, t)$ называется горизонтальной (продольной). Согласно (2), для построения точного решения систему (1), состоящую из векторных и скалярных уравнений, запишем в проекциях на оси выбранной трехмерной системы координат:

$$\begin{aligned}\frac{\partial V_x}{\partial t} &= -\frac{\partial P}{\partial x} + \nu \left(\frac{\partial^2 V_x}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 V_x}{\partial z^2} \right) + B_x \frac{\partial B_x}{\partial x} + B_y \frac{\partial B_x}{\partial y} + B_z \frac{\partial B_x}{\partial z} \\ \frac{\partial P}{\partial y} &= B_x \frac{\partial B_y}{\partial x} + B_y \frac{\partial B_y}{\partial y} + B_z \frac{\partial B_y}{\partial z} \\ \frac{\partial P}{\partial z} &= B_x \frac{\partial B_z}{\partial x} + B_y \frac{\partial B_z}{\partial y} + B_z \frac{\partial B_z}{\partial z} \\ \frac{\partial B_x}{\partial t} + V_x \frac{\partial B_x}{\partial x} &= \nu_m \left(\frac{\partial^2 B_x}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 B_x}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 B_x}{\partial z^2} \right) +\end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 & +B_x \frac{\partial B_x}{\partial x} + B_y \frac{\partial B_x}{\partial y} + B_z \frac{\partial B_x}{\partial z}, \\
 & \frac{\partial B_y}{\partial t} + V_x \frac{\partial B_y}{\partial x} = v_m \left(\frac{\partial^2 B_y}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 B_y}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 B_y}{\partial z^2} \right) + \\
 & +B_x \frac{\partial B_y}{\partial x} + B_y \frac{\partial B_y}{\partial y} + B_z \frac{\partial B_y}{\partial z}, \\
 & \frac{\partial B_z}{\partial t} + V_x \frac{\partial B_z}{\partial x} + V_y \frac{\partial B_z}{\partial y} + V_z \frac{\partial B_z}{\partial z} = v_m \left(\frac{\partial^2 B_z}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 B_z}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 B_z}{\partial z^2} \right) + \\
 & +B_x \frac{\partial B_z}{\partial x} + B_y \frac{\partial B_z}{\partial y} + B_z \frac{\partial B_z}{\partial z}, \\
 & \frac{\partial V_x}{\partial x} = 0, \\
 & \frac{\partial B_x}{\partial x} + \frac{\partial B_y}{\partial y} + \frac{\partial B_z}{\partial z} = 0.
 \end{aligned} \tag{3}$$

3. Класс точных решений

Точное решение нелинейной системы уравнений магнитной гидродинамики (3) для продольной скорости и для магнитного поля, нормированного к размерности скорости, о котором идет речь во введении, будем искать в следующем виде [9–11]:

$$\begin{aligned}
 V_x &= U(z, t) + U_1(z, t)y, \\
 B_x &= A(z, t) + a_1(z, t)x + a_2(z, t)y, \\
 B_y &= B(z, t) + b_1(z, t)x + b_2(z, t)y, \\
 B_z &= b(z, t).
 \end{aligned} \tag{4}$$

Нетрудно заметить, что выражения (4) являются линейными формами относительно горизонтальных координат x и y , коэффициенты при которых зависят от вертикальной координаты z и времени t . Систему (4) дополним выражением для поля давления, которое описывается квадратичной формой [9–11]:

$$P = P_0(z, t) + P_1(z, t)x + P_2(z, t)y + P_{11}(z, t)\frac{x^2}{2} + P_{12}(z, t)xy + P_{22}(z, t)\frac{y^2}{2}.$$

После подстановки анонсированного выше точного решения в систему (3) получим следующую систему:

$$\frac{\partial U}{\partial t} + \frac{\partial U_1}{\partial t}y = -(P_1 + P_{11}x + P_{12}y) + v \left(\frac{\partial^2 U}{\partial z^2} + \frac{\partial^2 U_1}{\partial z^2}y \right) +$$

$$\begin{aligned}
 & + (A + a_1x + a_2y)a_1 + (B + b_1x + b_2y)a_2 + b \left(\frac{\partial A}{\partial z} + \frac{\partial a_1}{\partial z}x + \frac{\partial a_2}{\partial z}y \right), \\
 & P_2 + P_{12}x + P_{22}y = (A + a_1x + a_2y)b_1 + (B + b_1x + b_2y)b_2 + \\
 & + b \left(\frac{\partial B}{\partial z} + \frac{\partial b_1}{\partial z}x + \frac{\partial b_2}{\partial z}y \right), \\
 & \frac{\partial P_0}{\partial z} + \frac{\partial P_1}{\partial z}x + \frac{\partial P_2}{\partial z}y + \frac{\partial P_{11}}{\partial z} \frac{x^2}{2} + \frac{\partial P_{12}}{\partial z}xy + \frac{\partial P_{22}}{\partial z} \frac{y^2}{2} = b \frac{\partial b}{\partial z}, \\
 & \frac{\partial A}{\partial t} + \frac{\partial a_1}{\partial t}x + \frac{\partial a_2}{\partial t}y + (U + U_1y)a_1 = (A + a_1x + a_2y)a_1 + (B + b_1x + b_2y)a_2 + \\
 & + b \left(\frac{\partial A}{\partial z} + \frac{\partial a_1}{\partial z}x + \frac{\partial a_2}{\partial z}y \right) + v_m \left(\frac{\partial^2 A}{\partial z^2} + \frac{\partial^2 a_1}{\partial z^2}x + \frac{\partial^2 a_2}{\partial z^2}y \right), \\
 & \frac{\partial B}{\partial t} + \frac{\partial b_1}{\partial t}x + \frac{\partial b_2}{\partial t}y + (U + U_1y)b_1 = (A + a_1x + a_2y)b_1 + (B + b_1x + b_2y)b_2 + \\
 & + v_m \left(\frac{\partial^2 B}{\partial z^2} + \frac{\partial^2 b_1}{\partial z^2}x + \frac{\partial^2 b_2}{\partial z^2}y \right), \\
 & \frac{\partial b}{\partial t} = b \frac{\partial b}{\partial z} + v_m \frac{\partial^2 b}{\partial z^2}, \\
 & a_1 + b_2 + \frac{\partial b}{\partial z} = 0.
 \end{aligned} \tag{5}$$

4. Определяющие соотношения

Далее точное решение системы уравнений (5) будет найдено при помощи модификаций метода разделенных переменных [2]. Таким образом, получим следующую систему уравнений (6) для нахождения неизвестных функций U , U_1 , A , a_1 , a_2 , B , b_1 , b_2 , b , P_0 , P_1 , P_2 , P_{11} , P_{12} , P_{22} :

$$\begin{aligned}
 P_{11} &= a_1^2 + b_1a_2 + b \frac{\partial a_1}{\partial z}, \\
 \frac{\partial U_1}{\partial t} &= -P_{12} + v \frac{\partial^2 U_1}{\partial z^2} + a_1a_2 + b_2a_2 + b \frac{\partial a_2}{\partial z}, \\
 \frac{\partial U}{\partial t} &= -P_1 + v \frac{\partial^2 U}{\partial z^2} + Aa_1 + Ba_2 + b \frac{\partial A}{\partial z}, \\
 P_{12} &= a_1b_1 + b_1b_2 + b \frac{\partial b_1}{\partial z}, \\
 P_{22} &= a_2b_1 + b_2^2 + b \frac{\partial b_2}{\partial z},
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 P_2 &= Ab_1 + Bb_2 + b \frac{\partial B}{\partial z}, \\
 \frac{\partial P_1}{\partial z} &= 0, \\
 \frac{\partial P_{11}}{\partial z} &= 0, \\
 \frac{\partial P_2}{\partial z} &= 0, \\
 \frac{\partial P_{22}}{\partial z} &= 0, \\
 \frac{\partial P_{12}}{\partial z} &= 0, \\
 \frac{\partial P_0}{\partial z} &= b \frac{\partial b}{\partial z}, \\
 \frac{\partial a_1}{\partial t} &= a_1^2 + b_1 a_2 + b \frac{\partial a_1}{\partial z} + v_m \frac{\partial^2 a_1}{\partial z^2}, \\
 \frac{\partial a_2}{\partial t} + a_1 U_1 &= a_1 a_2 + a_2 b_2 + b \frac{\partial a_2}{\partial z} + v_m \frac{\partial^2 a_2}{\partial z^2}, \\
 \frac{\partial A}{\partial t} + a_1 U &= A a_1 + B a_2 + b \frac{\partial A}{\partial z} + v_m \frac{\partial^2 A}{\partial z^2}, \\
 \frac{\partial b_1}{\partial t} &= a_1 b_1 + b_1 b_2 + v_m \frac{\partial^2 b_1}{\partial z^2}, \\
 \frac{\partial b_2}{\partial t} + b_1 U_1 &= b_1 a_2 + b_2^2 + v_m \frac{\partial^2 b_2}{\partial z^2}, \\
 \frac{\partial B}{\partial t} + b_1 U &= A b_1 + B b_2 + v_m \frac{\partial^2 B}{\partial z^2}, \\
 \frac{\partial b}{\partial t} &= \frac{\partial b}{\partial z} b + v_m \frac{\partial^2 b}{\partial z^2}, \\
 \frac{\partial b}{\partial z} &= -(a_1 + b_2). \tag{6}
 \end{aligned}$$

Предположим, что $b = \text{const}$. Тогда, согласно последнему уравнению системы (6), получаем следующее равенство: $a_1 + b_2 = 0$, то есть $b_2 = -a_1$. Рассмотрим в точной постановке частный случай представленного выше класса:

$$V_x = U(z, t) + U_1(z, t)y,$$

$$\begin{aligned} B_x &= A(z, t) + a_2(z, t)y, \\ B_y &= B(z, t), \\ B_z &= b = \text{const}. \end{aligned} \quad (7)$$

В этой системе уравнений поле скоростей и магнитное поле являются линейными формами относительно одной горизонтальной координаты y , коэффициенты при которой зависят от вертикальной координаты z и времени t . Учитывая $b_2 = -a_1$ и систему уравнений (7), получим редуцированную систему, которую для удобства интегрирования представим в виде трех подсистем:

$$\begin{aligned} v_m \frac{\partial^2 B}{\partial z^2} &= 0, \\ P_2 &= b \frac{\partial B}{\partial z} \end{aligned} \quad (8)$$

$$\begin{aligned} \frac{\partial P_1}{\partial z} &= 0, \\ \frac{\partial P_{11}}{\partial z} &= 0, \\ \frac{\partial P_2}{\partial z} &= 0, \\ \frac{\partial P_{22}}{\partial z} &= 0, \\ \frac{\partial P_{12}}{\partial z} &= 0, \\ \frac{\partial P_0}{\partial z} &= 0, \\ P_{12} &= 0, \\ P_{22} &= 0, \\ P_{11} &= 0 \end{aligned} \quad (9)$$

$$\begin{aligned} b \frac{\partial a_2}{\partial z} + v_m \frac{\partial^2 a_2}{\partial z^2} &= 0 \\ b \frac{\partial A}{\partial z} + v_m \frac{\partial^2 A}{\partial z^2} + B a_2 &= 0 \\ v \frac{\partial^2 U_1}{\partial z^2} + b \frac{\partial a_2}{\partial z} &= 0, \end{aligned}$$

$$-P_1 + v \frac{\partial^2 U}{\partial z^2} + Ba_2 + b \frac{\partial A}{\partial z} = 0. \quad (10)$$

Рассматривая первое уравнение подсистемы (8), получаем

$$B = c_1 z + c_2.$$

Тогда $\frac{\partial B}{\partial z} = c_1$ и, соответственно, $P_2 = c_1 b$.

Рассматривая вторую подсистему (9), получаем следующие решения: $P_0 = \text{const}$, $P_2 = \text{const}$, $P_{11} = 0$, $P_{12} = 0$, $P_{22} = 0$.

Решая первое уравнение подсистемы (10), которое представляет собой однородное дифференциальное уравнение второго порядка с постоянными коэффициентами, получаем

$$a_2 = c_4 - \frac{c_3}{k} e^{-kz},$$

где $k = \frac{b}{v_m}$. Тогда $\frac{\partial a_2}{\partial z} = c_3 e^{-kz}$.

Рассмотрим второе уравнение подсистемы (10). Зная B и a_2 , можем найти A . Для нахождения A получаем следующее однородное дифференциальное уравнение второго порядка с постоянными коэффициентами:

$$\frac{\partial^2 A}{\partial z^2} + k \frac{\partial A}{\partial z} + \frac{1}{v_m} (c_1 z + c_2) \left(c_4 - \frac{c_3}{k} e^{-kz} \right) = 0.$$

Получаем следующее решение:

$$A = -\frac{c_1 c_4}{2b} z^2 - \frac{c_2 c_4}{b} z + c_6 - \frac{c_1 c_3 v_m}{2b^2} z^2 e^{-kz} - \frac{c_2 c_3 v_m}{b^2} z e^{-kz} + \frac{c_1 c_4 v_m}{b^2} - \frac{c_5 v_m}{b} e^{-kz} - \\ - \frac{c_1 c_3 v_m^2}{b^3} z e^{-kz} - \frac{c_2 c_3 v_m^2}{b^3} e^{-kz} - \frac{c_1 c_3 v_m^3}{b^4} e^{-kz},$$

или

$$A = -\frac{c_1 c_4}{2k v_m} z^2 - \frac{c_2 c_4}{k v_m} z + c_6 - \frac{c_1 c_3}{2k^2 v_m} z^2 e^{-kz} - \frac{c_2 c_3}{k^2 v_m} z e^{-kz} + \frac{c_1 c_4}{k^2 v_m} - \frac{c_5}{k} e^{-kz} - \\ - \frac{c_1 c_3}{k^3 v_m} z e^{-kz} - \frac{c_2 c_3}{k^3 v_m} e^{-kz} - \frac{c_1 c_3}{k^4 v_m} e^{-kz}.$$

Третье уравнение подсистемы (10) запишем следующим образом:

$$\frac{\partial^2 U_1}{\partial z^2} = -\frac{b}{v} \frac{\partial a_2}{\partial z}.$$

Тогда решение представлено в виде

$$U_1 = c_7 z + c_8 - \frac{v_m^2}{bv} c_3 e^{-kz}$$

$$U_1 = c_7 z + c_8 - \frac{v_m}{kv} c_3 e^{-kz}.$$

Подставив в четвертое уравнение подсистемы (10) выражения для B , a_2 , A и P_1 , найденные ранее, получим следующее дифференциальное уравнение для нахождения последнего выражения для U :

$$\frac{\partial^2 U}{\partial z^2} = \frac{1}{v} (P_1 - Ba_2) - p \frac{\partial A}{\partial z}$$

$$U = c_9 z + c_{10} + \frac{P_1}{2v} z^2 - \frac{c_1 c_4 v_m}{2bv} z^2 - \frac{c_1 c_3 v_m^2}{2b^2 v} z^2 e^{-kz} - \frac{c_2 c_3 v_m^2}{b^2 v} z e^{-kz} - \frac{c_5 v_m^2}{bv} e^{-kz} -$$

$$- \frac{c_1 c_3 v_m^3}{b^3 v} z e^{-kz} - \frac{c_2 c_3 v_m^3}{b^3 v} e^{-kz} - \frac{c_1 c_3 v_m^4}{b^4 v} e^{-kz},$$

или

$$U = c_9 z + c_{10} + \frac{P_1}{2v} z^2 - \frac{c_1 c_4}{2kv} z^2 - \frac{c_1 c_3}{2k^2 v} z^2 e^{-kz} - \frac{c_2 c_3}{k^2 v} z e^{-kz} - \frac{c_5 v_m}{kv} e^{-kz} -$$

$$- \frac{c_1 c_3}{k^3 v} z e^{-kz} - \frac{c_2 c_3}{k^3 v} e^{-kz} - \frac{c_1 c_3}{k^4 v} e^{-kz}.$$

Найденные выражения для U , U_1 , A , a_2 , B , P_0 , P_1 , P_2 , P_{11} , P_{12} и P_{22} подставим в систему уравнений семейства точных решений (7) и получим следующее решение:

$$V_x = c_9 z + c_{10} + \frac{P_1}{2v} z^2 - \frac{c_1 c_4}{2kv} z^2 - \frac{c_1 c_3}{2k^2 v} z^2 e^{-kz} - \frac{c_2 c_3}{k^2 v} z e^{-kz} - \frac{c_5 v_m}{kv} e^{-kz} -$$

$$- \frac{c_1 c_3}{k^3 v} z e^{-kz} - \frac{c_2 c_3}{k^3 v} e^{-kz} - \frac{c_1 c_3}{k^4 v} e^{-kz} + \left(c_7 z + c_8 - \frac{v_m}{kv} c_3 e^{-kz} \right) y,$$

$$B_x = - \frac{c_1 c_4}{2k v_m} z^2 - \frac{c_2 c_4}{k v_m} z + c_6 - \frac{c_1 c_3}{2k^2 v_m} z^2 e^{-kz} - \frac{c_2 c_3}{k^2 v_m} z e^{-kz} + \frac{c_1 c_4}{k^2 v_m} - \frac{c_5}{k} e^{-kz} -$$

$$- \frac{c_1 c_3}{k^3 v_m} z e^{-kz} - \frac{c_2 c_3}{k^3 v_m} e^{-kz} - \frac{c_1 c_3}{k^4 v_m} e^{-kz} + \left(c_4 - \frac{c_3}{k} e^{-kz} \right) y,$$

$$B_y = c_1 z + c_2,$$

$$B_z = b = const.$$

Очевидно, что наибольший интерес для исследования при постановке краевых задач представляют фоновые компоненты поля скорости и магнитного поля, нормированного к размерности скорости.

5. Заключение

В статье предложен новый класс точных решений уравнений Навье – Стокса для описания неоднородных однонаправленных течений проводящих жидкостей. В статье рассмотрено точное интегрирование частного случая для медленных изобарических течений в магнитном поле с одной компонентой, являющейся постоянной величиной. Получено полиномиальное точное решение, которое описывает стратификацию гидродинамических полей.

Благодарность

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме № АААА-А18-118020790140-5.

Литература

1. Drazin P. G., Riley N. The Navier–Stokes Equations: A classification of flows and exact solutions. – Cambridge : Cambridge University Press, 2006. – 196 p. – DOI: 10.1017/cbo9780511526459.
2. Towards understanding the algorithms for solving the Navier–Stokes equations / S. V. Ershkov, E. Yu. Prosviryakov, N. V. Burmasheva, V. Christianto // Fluid Dynamics Research. – 2021. – Vol. 53, No. 4. – P. 044501. – DOI: 10.1088/1873-7005/ac10f0.
3. Пухначев В. В. Симметрии в уравнениях Навье–Стокса // Успехи механики. – 2006. – Т. 4, № 1. – С. 6–76.
4. Wang C. Y. Exact solutions of the unsteady Navier–Stokes equations // Applied Mechanics Review. – 1989. – Vol. 42 (11S). – P. 269–282. – DOI: 10.1115/1.3152400.
5. Wang C. Y. Exact solutions of the steady-state Navier–Stokes equations // Annual Review of Fluid Mechanics. – 1991. – Vol. 23. – P. 159–177. – DOI: 10.1146/annurev.fl.23.010191.001111.
6. Ostroumov G. A. Free convection under the condition of the internal problem. – 1958. – NASA Technical Memorandum 1407.
7. Birikh R. V. Thermocapillary convection in a horizontal layer of liquid // Journal of Applied Mechanics and Technical Physics. – 1966. – Vol. 7 (3). – P. 43–44. – DOI: 10.1007/bf00914697.
8. Hartmann J., Lazarus F. Theory of the laminar flow of an electrically conducting liquid in an homogeneous magnetic field // Kongelige Danske Videnskabernes Selskab Mathematisk-fysiske Meddelelser. – 1937. – 15 (6). – P. 1–28.
9. Lin C. C. Note on a class of exact solutions in magnetohydrodynamics // Archive for Rational Mechanics and Analysis. – 1958. – Vol. 1. – P. 391–395. – DOI: 10.1007/BF00298016.
10. Sidorov A. F. Two classes of solutions of the fluid and gas mechanics equations and their connection to traveling wave theory // Journal of Applied Mechanics and Technical Physics. – 1989. – Vol. 30 (2). – P. 197–203. – DOI: 10.1007/BF00852164.
11. Аристов С. Н. Вихревые течения в тонких слоях жидкости : автореф. дис. ... докт. физ.-мат. наук. – Владивосток, 1990. – 303 с.
12. Aristov S. N., Prosviryakov E. Yu. A new class of exact solutions for three-dimensional thermal diffusion equations // Theoretical Foundations of Chemical Engineering. – 2016. – Vol. 50 (3). – P. 286–293. – DOI: 10.1134/S0040579516030027.
13. Baranovskii E. S., Burmasheva N. V., Prosviryakov E. Yu. Exact solutions to the Navier–Stokes equations with couple stresses // Symmetry. – 2021. – Vol. 13 (8). – P. 1355. – DOI: 10.3390/sym13081355.
14. Burmasheva N. V., Prosviryakov E. Yu. Exact solutions to the Navier–Stokes equations for describing the convective flows of multilayer fluids // Russian Journal of Nonlinear Dynamics. – 2022. – Vol. 18, No. 3. – P. 397–410. – DOI: 10.20537/nd220305.
15. Burmasheva N. V., Prosviryakov E. Yu. Exact solutions to the Navier–Stokes equations describing stratified fluid flows // Vestnik Samarskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Univer-

- siteta. Seriya «Fiziko-Matematicheskie Nauki». – 2021. – Vol. 25, No. 3. – P. 491–507. – DOI: 10.14498/vsgtu1860.
16. Prosviryakov E. Yu. Exact solutions to generalized plane Beltrami–Trkal and Ballabh flows // Vestnik Samarskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta. Seriya «Fiziko-Matematicheskie Nauki» – 2020. – Vol. 24, No. 2. – P. 319–330. – DOI: 10.14498/vsgtu1766.
17. Kovalev V. P., Prosviryakov E. Yu. A new class of non-helical exact solutions of the Navier–Stokes equations // Vestnik Samarskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta. Seriya «Fiziko-Matematicheskie Nauki». – 2020. – Vol. 24, No. 4. – P. 762–768. – DOI: 10.14498/vsgtu1814.
18. Ковалёв В. П., Просви́ряков Е. Ю., Сизых Г. Б. Получение примеров точных решений уравнений Навье–Стокса для винтовых течений методом суммирования скоростей // Труды МФТИ. – 2017. – Т. 9, № 1. – С. 71–88.
19. Zubarev N. M., Prosviryakov E. Yu. Exact solutions for layered three-dimensional nonstationary isobaric flows of a viscous incompressible fluid // Journal of Applied Mechanics and Technical Physics. – 2019. – Vol. 60 (6). – P. 1031–1037. – DOI: 10.1134/S0021894419060075.
20. Prosviryakov E. Yu. New class of exact solutions of Navier–Stokes equations with exponential dependence of velocity on two spatial coordinates // Theoretical Foundations of Chemical Engineering. – 2019. – Vol. 53 (1). – P. 107–114. – DOI: 10.1134/S0040579518060088.
21. Privalova V. V., Prosviryakov E. Yu. A new class of exact solutions of the Oberbeck–Boussinesq equations describing an incompressible fluid // Theoretical Foundations of Chemical Engineering. – 2022. – Vol. 56 (3). – P. 331–338. – DOI: 10.1134/S0040579522030113.
22. Goruleva L. S., Prosviryakov E. Yu. A new class of exact solutions to the Navier–Stokes equations with allowance made for internal heat release // Chemical Physics and Mesoscopy. – 2022. – Vol. 24, No. 1. – P. 82–92. – DOI: 10.15350/17270529.2022.1.7. (In Russian).
23. Goruleva L. S., Prosviryakov E. Yu. Unidirectional steady-state inhomogeneous Couette flow with a quadratic velocity profile along a horizontal coordinate // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2022. – Iss. 3. – P. 47–60. – DOI: 10.17804/2410-9908.2022.3.047-060. – URL: http://dream-journal.org/issues/2022-3/2022-3_367.html
24. Bogoyavlenskij O. The new effect of oscillations of the total angular momentum vector of viscous fluid // Physics of Fluids. – 2022. – Vol. 34. – 083108. – DOI: 10.1063/5.0101870.
25. Bogoyavlenskij O. The new effect of oscillations of the total kinematic momentum vector of viscous fluid // Physics of Fluids. – 2022. – Vol. 34. – 123104. – DOI: 10.1063/5.0127990.
26. Goruleva L. S. and Prosviryakov E. Yu. Exact solutions to the Navier–Stokes equations for describing inhomogeneous isobaric vertical vortex fluid flows in regions with permeable boundaries // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2023. – Iss. 1. – P. 41–53. – DOI: 10.17804/2410-9908.2023.1.041-053. – URL: http://dream-journal.org/issues/2023-1/2023-1_393.html
27. Ока́тьев Р. С., Фрик П. Г., Колесниченко И. В. Течение Гартмана в слое жидкости с пространственно неоднородными свойствами // Вестник ЮУрГУ. Серия «Математика. Механика. Физика». – 2023. – Т. 15, № 3. – С. 34–42. – DOI: 10.14529/mmph230304.

Received: 09.08.2023

Revised: 02.10.2023

Accepted: 20.10.2023

DOI: 10.17804/2410-9908.2023.5.053-068

FINITE ELEMENT SIMULATION OF FRICTIONAL SURFACE HARDENING BY A ROTARY TOOL DURING THE HARDENING OF THE FACES OF FIXATION HOLES FOR WASHERS

G. Zh. Mukanov^{1, a), *}, V. P. Kuznetsov^{1, b)}, V. P. Shveikin^{2, c)}, and I. S. Kamantsev^{2, d)}

¹Ural Federal University named after the first President of Russia B. N. Yeltsin,
19 Mira St., Ekaterinburg, 620002, Russia

²Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
34 Komsomolskaya St., Ekaterinburg, 620049, Russia

a)  <https://orcid.org/0000-0001-5611-4064>  g.zh.mukanov@urfu.ru;
b)  <https://orcid.org/0000-0001-8949-6345>  wpkuzn@mail.ru;
c)  <https://orcid.org/0000-0002-9316-1369>  shveikin60@mail.ru;
d)  <https://orcid.org/0000-0003-0775-4043>  ks@imach.uran.ru

*Corresponding author. E-mail: g.zh.mukanov@urfu.ru

Address for correspondence: ul. Mira, 28, Ekaterinburg, 620002, Russia

Tel.: +7 (912) 692-4334

The paper discusses a methodology for simulating friction stir processing in order to determine the process parameters and to provide surface hardening for flanges with a cavity. In accordance with the developed methodology presented by the results of literature analysis, it describes a computational computer model developed in Ansys Mechanical and based on the finite element method. The thermophysical properties of the material under study and the tool material, which are taken into account in the FEM simulation of the processes, are presented as dependent on temperature. By comparison with experimental research, the simulation results are verified in terms of a number of parameters, such as the depth of the hardened layer and the diameter of the surface area of the faces of holes for bolted joints. The results of measuring the microhardness of the hardened layers of the AISI 420 steel are presented, and their dependence on the depth of the hardened layer is determined. Numerical simulation is used to compute the values of the geometrical parameters of the areas subjected to surface hardening by friction stir processing with the variation of the process parameter, namely tool rotation speed, the force acting along the normal to the surface being processed, and the friction coefficient. The numerical simulation gives results on the thermal state of the specimen, particularly, maximum temperatures in the contact zone, as well as temperature and time dependences.

Keywords: friction stir processing, simulation, thermal cycle, FEM, surface heat treatment

References

1. Eliseev, A.A., Fortuna, S.V., Kolubaev, E.A., and Kalashnikova, T.A., Microstructure modification of 2024 aluminum alloy produced by friction drilling. *Materials Science & Engineering A*, 2007, 691, 121–125. DOI: 10.1016/j.msea.2017.03.040.
2. Krasauskas, P., Kilikevičius, S., Česnavičius, R., and Pačengaetc, D. Experimental analysis and numerical simulation of the stainless AISI 304 steel friction drilling process. *Mechanika*, 2014, 20 (6), 590–595. DOI: 10.5755/j01.mech.20.6.8664.



3. Mishra, R.S. and Ma, Z.Y. Friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 2005, 50 (1–2), 1–78. DOI: 10.1016/j.mser.2005.07.001.
4. Aldajah, S.H., Ajayi, O.O., Fenske, G.R., and David, S. Effect of friction stir processing on tribological performance of high carbon steel. *Wear*, 2009, 267, 350–355. DOI: 10.1016/J.WEAR.2008.12.020S.
5. Churyumova, I.A. Razrabotka tekhnologiy uprochneniya boltovykh otverstiy v zheleznodorozhnykh relsakh [Developing the Processes of Hardening of Bolt Holes in Railway Rails: Candidate Thesis Abstract]. Moscow, 1991, 28 p.
6. Voropaev, V.V. Upravlenie poverkhnostnoy zakalkoy koltsevykh uchastkov stali 20Kh13 pri obrabotke treniem s peremeshivaniem [Controlling the Surface Hardening of Circular Areas in the 20Kh13 Steel (AISI 420) During Friction Stir Processing: Cand. Thesis]. Ekaterinburg, 2021, 169 p.
7. GOST 4543–2016. Interstate Standard. Structural Alloy Steel Products: Specifications.
8. Zhang, Z., Farahmand, P., and Kovacevic, R. Laser cladding of 420 stainless steel with molybdenum on mild steel A36 by a high-power direct diode laser. *Materials & Design*, 2016, 109, 686–699. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.07.114.
9. Rech, J., Arrazola, P., Claudin, C., Courbon, C., Pušavec, F., and Kopac, J. Characterisation of friction and heat partition coefficients at the tool-work material interface in cutting. *Manufacturing Technology*, 2013, 62 (1), 79–82. DOI: 10.1016/j.cirp.2013.03.099.
10. Kuznetsov, V.P., Voropaev, V.V., and Skorobogatov, A.S., ed. by A.A. Popov. Friksionnaya poverkhnostnaya zakalka vrashchayushchimsya instrumentom [Frictional Surface Hardening of Steels by a Rotating Tool: Tutorial Higher Education Students]. Izdatelstvo Uralskogo Universiteta Publ., Ekaterinburg, 2022.
11. GOST 11371–78. Interstate Standard. Washers. Specifications.

Подана в журнал: 09.08.2023

УДК 621.78

DOI: 10.17804/2410-9908.2023.5.053-068

КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФРИКЦИОННОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ЗАКАЛКИ ВРАЩАЮЩИМСЯ ИНСТРУМЕНТОМ ПРИ УПРОЧНЕНИИ ТОРЦОВ КРЕПЕЖНЫХ ОТВЕРСТИЙ ПОД ШАЙБЫ

Г. Ж. Муканов^{1, а), *}, В. П. Кузнецов^{1, б)}, В. П. Швейкин^{2, в)}, И. С. Каманцев^{2, г)}

¹Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина,
ул. Мира, 19, г. Екатеринбург, 620002, Россия

²Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт машиноведения имени Э. С. Горкунова Уральского отделения Российской академии наук,
ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, 620049, Россия

^{а)}  <https://orcid.org/0000-0001-5611-4064>  g.zh.mukanov@urfu.ru;

^{б)}  <https://orcid.org/0000-0001-8949-6345>  wpkuzn@mail.ru;

^{в)}  <https://orcid.org/0000-0002-9316-1369>  shveikin60@mail.ru;

^{г)}  <https://orcid.org/0000-0003-0775-4043>  ks@imach.uran.ru

*Ответственный автор. Электронная почта: g.zh.mukanov@urfu.ru
Адрес для переписки: ул. Мира, 28, г. Екатеринбург, 620002, Россия
Тел.: +7 (912) 692-43-34

Представлена методика моделирования процесса обработки трением с перемешиванием для определения параметров процесса и обеспечения поверхностной закалки для фланцев с полостью. В соответствии с разработанной методикой, представленной по результатам литературного анализа, описана разработанная в программном обеспечении Ansys Mechanical расчетная компьютерная модель, основанная на методе конечных элементов. Приведены теплофизические свойства исследуемого материала и материала инструмента в температурной зависимости, которые учтены в МКЭ-моделировании процессов. Путем сравнения с экспериментальными исследованиями проведена верификация результатов моделирования по ряду параметров, среди которых глубина закаленного слоя и диаметр поверхностного участка торцов отверстий под болтовые соединения. Представлены результаты измерений микротвердости упрочненных слоев стали 20Х13, и определена их зависимость от глубины упрочняемого слоя. Методом численного моделирования вычислены значения геометрических параметров участков, подвергаемых поверхностной закалке в результате проведения обработки трением с перемешиванием с вариацией технологических параметров, таких как скорость вращения инструмента, сила, действующая по нормали к обрабатываемой поверхности, коэффициент трения. В результате численного моделирования получено тепловое состояние исследуемого образца, в частности максимальные температуры в контактной зоне и температурно-временные зависимости.

Ключевые слова: обработка трением с перемешиванием, моделирование, термический цикл, МКЭ, поверхностная закалка

1. Введение

В настоящее время набирают популярность технологии фрикционного воздействия на материал для достижения необходимого уровня механических свойств металлических материалов. Один из таких методов – фрикционное сверление, которое включает в себя такие физические процессы, как трение и выдавливание. Материал подвергается интенсивному

нагреву и деформации, которые влияют на его микроструктуру. Сверление трением очень похоже на точечную сварку трением с перемешиванием или обработку трением с перемешиванием [1].

В работе [2] было проведено подробное моделирование процесса фрикционного сверления и получен ряд результатов, таких как зависимость осевой силы и крутящего момента от времени, тепловое состояние на поверхности образцов. Результаты исследования позволили авторам сделать вывод, что предположения, принятые в моделировании, верны и реалистично определяют процесс фрикционного сверления. А расчетная модель в дальнейшем будет полезна для предварительного прогнозирования режимов фрикционного сверления с целью снижения осевых сил и, как следствие, снижения износа инструмента. Изменение температуры поверхностного слоя при моделировании было получено в местах измерений при эксперименте и показало высокую сходимость. Одной из особенностей расчетной методики было применение адаптивной сетки и перенос параметров решения с существующей сетки на вновь образованную. Данный подход применяется в расчетных моделях настоящей работы.

В начале 2000-х годов Р. С. Мишра и др. разработали метод обработки трением с перемешиванием (ОТП), или friction stir processing (FSP), который применяется для упрочнения поверхностных слоев сталей и сплавов. Позже, в работе [3], был описан эффект поверхностной закалки в процессе обработки трением с перемешиванием и определены основные параметры, влияющие на свойства упрочненного материала: скорости вращения и подачи инструмента и сила, действующая по нормали к обрабатываемой поверхности. Проводится все больше исследований по применению процесса ОТП к различным сортам стальных материалов [4] в качестве средства для упрочнения поверхности и повышения износостойкости.

Процесс фрикционной закалки включает нагрев материала в поверхностной области до температуры, превышающей температуру аустенизации, и последующее быстрое охлаждение, в результате чего аустенитная фаза превращается в мартенсит. Способ нагрева часто является отличительной чертой многочисленных методов термического упрочнения.

Тепло, выделяемое в процессе трения вращающимся инструментом, может повысить температуру материала поверхностного слоя до значений, превышающих температуру аустенизации, а охлаждение материала может быть достаточно быстрым для образования мартенситной фазы. Таким образом, крайне важно определить необходимые параметры фрикционной поверхностной закалки для достижения основного механизма фазового перехода и упрочнения материала.

Во многих отраслях встречаются детали, имеющие крепежные отверстия, торцы которых испытывают значительные нагрузки. Чтобы повысить их прочность, надежность и долговечность, необходимо производить их упрочнение.

Известны устройства обработки внутренних поверхностей и торцов отверстий [5].

В черных металлах, таких как сталь, на долю которой приходится подавляющее большинство деталей с отверстиями для фланцевых соединений, основным базовым механизмом поверхностного упрочнения является фазовое превращение с образованием относительно твердой мартенситной фазы в поверхностном слое.

Подавляющее большинство компонентов, работающих в контактном взаимодействии, которые обычно подвергаются поверхностному упрочнению, изготавливаются из легированных сталей различных марок. Одним из таких широко используемых сплавов является сталь 20X13, которая используется для изготовления различных компонентов в различных отраслях промышленности, начиная с аэрокосмической и заканчивая автомобильной.

2. Образцы и методика исследований

В этой статье представлено конечно-элементное моделирование процесса обработки трением с перемешиванием для упрочнения фаз стали торцевых поверхностей под шайбы. Выполнено исследование влияния таких параметров, как частота вращения инструмента, сила, действующая по нормали к рабочей поверхности, время нагрева, скорость охлаждения материала для обеспечения процесса закалки в зоне контакта шайбы.

Материалом исследуемого образца является лист из стали 20X13. Химический состав стали 20X13 в состоянии поставки указан в таблице 1 [6].

Таблица 1

Химический состав стали 20X13 в состоянии поставки [4]

Элементы	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Fe
%	0,35...0,42	0,17...0,37	0,30...0,60	1,25...1,65	1,35...1,75	0,20...0,30	Остальное

В качестве материала инструмента используется твердый сплав KMG303 фирмы ZCC СТ типа WC–Co [7].

Процесс упрочняющей поверхностной закалки заключается в нагреве материала фланца с несколькими отверстиями под крепежное соединение. Процесс реализуется вокруг отверстия инструментом с плоским торцом с постоянной частотой вращения n и нормальной силой инструмента F_H . В зоне контакта инструмента с деталью необходимо обеспечить интенсивный нагрев до температур закалки стали 20X13 и быстрое охлаждение. Схема процесса показана на рис. 1.

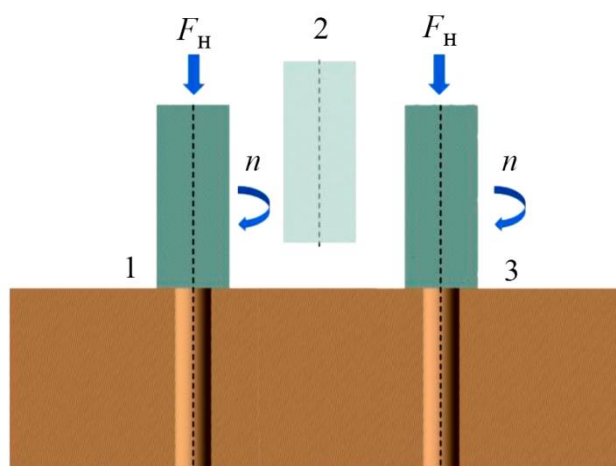


Рис. 1. Схема процесса упрочняющей обработки торцов крепежных отверстий фланцев фрикционной поверхностной закалкой: 1 – упрочняющая обработка первого отверстия; 2 – промежуточное состояния (инструмент переводится в нейтральную зону); 3 – упрочняющая обработка второго отверстия

В основу управления поверхностной закалкой инструментом с плоским торцом положен теоретический подход, основанный на составлении и поэтапном решении многофакторной задачи установления взаимосвязи параметров процесса и термического цикла:

1) определение требуемой мощности фрикционного тепловыделения P_μ , плотности теплового потока q_m и времени t_p , необходимых для разогрева материала до температуры $T_m > A_{C3}$

в зависимости от комбинации величин нормальной силы F_n , частоты вращения n и коэффициента трения μ в контакте инструмента (этап управления тепловыделением и разогревом); 2) выявление взаимосвязи температуры T_m и скорости нагрева $v_n = dT_m/dt$ материала, а также температурной выдержки t_γ при $T_m > A_{C3}$ и глубины диффузии углерода h_D в поверхностный слой со скоростью подачи инструмента f_n , при которой происходит полная аустенизация и не допускается расплавление материала в контактной зоне (этап управления аустенизацией); 3) установление зависимости скорости охлаждения материала v_{ox} от подачи инструмента f_n , обеспечивающей при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении формирование мартенситной фазы на заданной глубине от поверхности (этап управления охлаждением) [6].

Инструмент представляет собой цилиндр из инструментального материала WC-Co с диаметром 10 мм.

Для описания материала исследуемого образца 20X13 приняты нелинейные зависимости плотности, теплопроводности и теплоемкости от температуры для материала AISI 420 (аналога стали 20X13), полученные в работе [8]. Основные теплофизические свойства, заданные в расчётной модели, указаны на рис. 2: плотность, коэффициент теплопроводности, удельная теплоемкость.

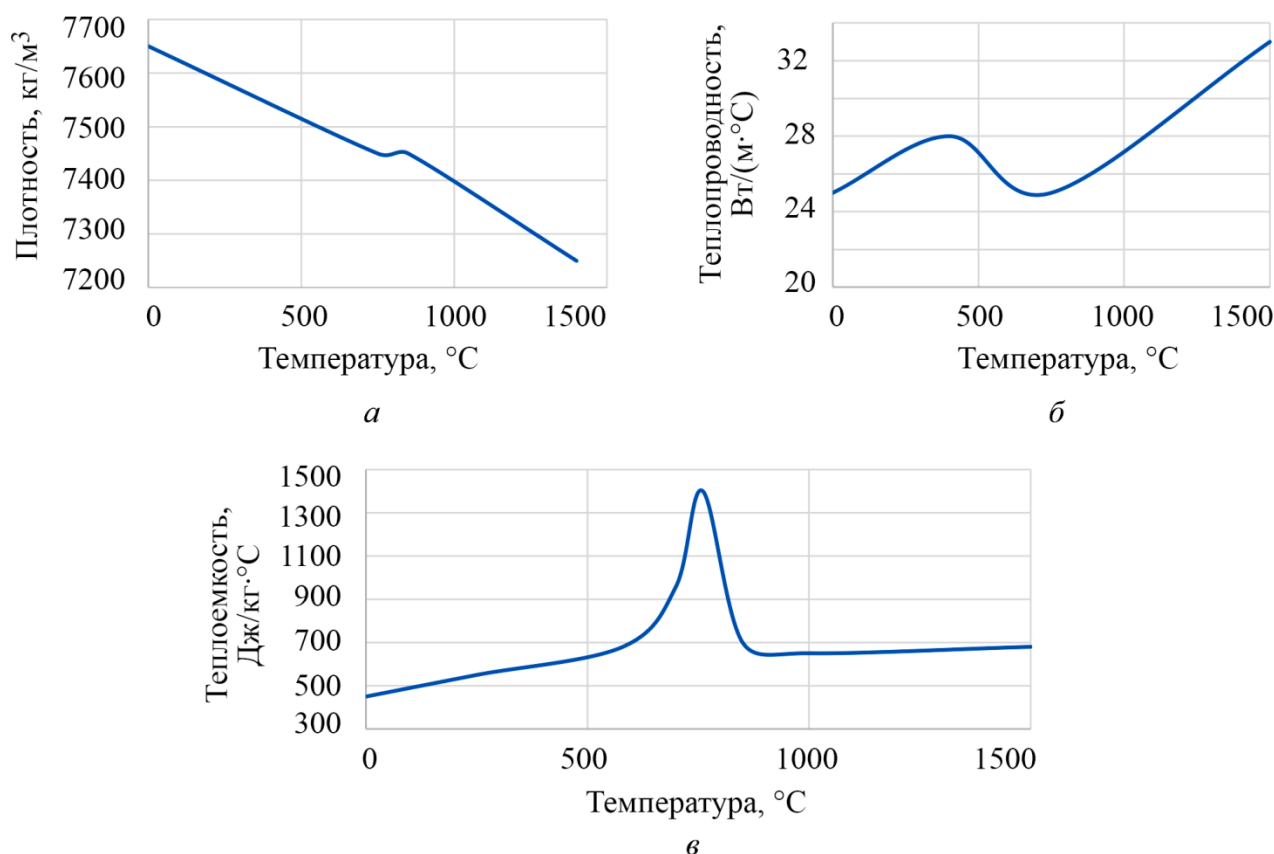


Рис. 2. Зависимости изменения плотности (а), коэффициента теплопроводности (б), удельной теплоёмкости (в) стали 20X13 от температуры [8]

Для описания материала инструмента WC-Co принята плотность $\rho = 14700 \text{ кг/м}^3$, а также нелинейные зависимости температуропроводности и теплопроводности от температуры, полученные в работе [6]. Основные теплофизические свойства, заданные в расчётной модели, указаны на рис. 3: удельная теплоемкость принята 400 $\text{Дж/(кг}\cdot^{\circ}\text{C)}$.

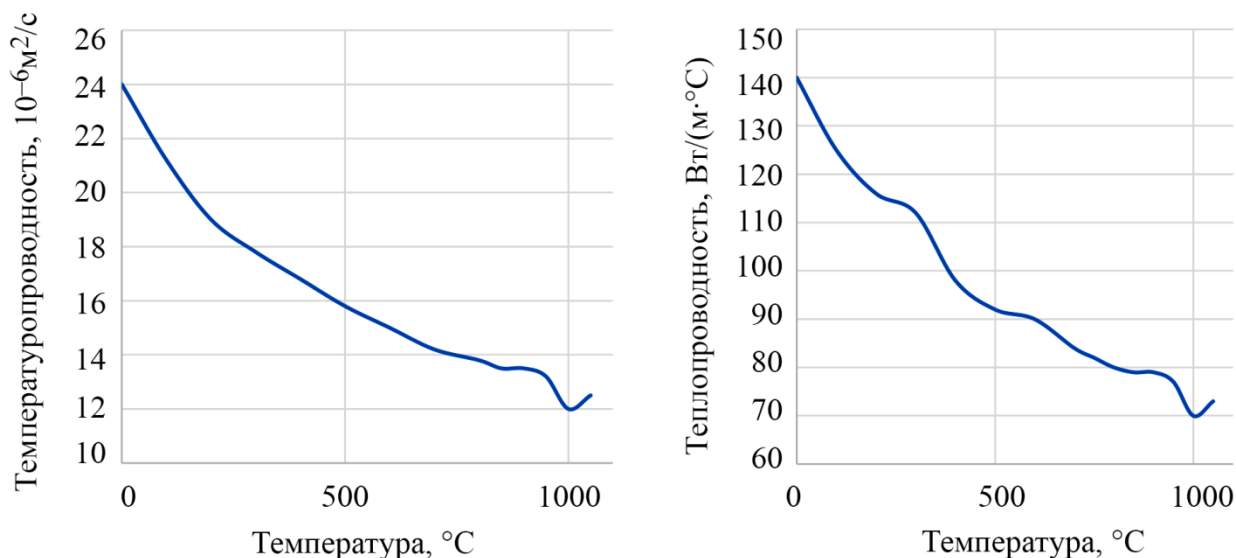


Рис. 3. Зависимости изменения температуропроводности (а) и теплопроводности (б) инструментального материала WC–Co от температуры [6]

Для разработки модели закалки и процесса разогрева материала инструментом была использована методика определения взаимосвязи технологических параметров процесса обработки трением с перемешиванием (нормальной силы F_n , частоты вращения инструмента n и коэффициента трения μ) с параметрами тепловыделения (мощностью тепловыделения P_μ и плотностью теплового потока q_m), полученная в работе [6].

На основе этой методики [6] мощность фрикционного тепловыделения P_μ в контакте цилиндрического инструмента с плоским торцом радиусом R_n может быть определена по следующей зависимости:

$$P_\mu = \frac{4}{3} \pi \mu F_n n R_n, \quad (1)$$

где μ – коэффициент трения; F_n – нормальная сила, Н; n – частота вращения инструмента, об/мин.

$$q_m = \frac{\eta_m P_\mu}{S_c} = \frac{\eta_m P_\mu}{\pi R_n^2}, \quad (2)$$

где η_m – коэффициент разветвления (доля) выделяемого тепла в заготовку.

Коэффициент η_m с учетом теплового потока в инструмент и мощности тепловыделения может быть вычислен по следующей зависимости:

$$\eta_m = \frac{\Phi_m}{P_\mu} = 1 - \frac{\Phi_n}{P_\mu}, \quad (3)$$

где Φ_m и Φ_n – тепловые потоки, поглощаемые материалом и инструментом соответственно.

Время разогрева исследуемого материала 20X13 t_p определяется по достижению температурой нагрева T_m диапазона $A_{C3} \leq T_m$

При проведении литературного обзора установлено, что коэффициент трения μ между инструментом и конструкционной сталью следует принимать в диапазоне 0,2...0,3 [9].

Методика конечно-элементного моделирования. С целью исследования изменения параметров теплового состояния во взаимосвязи с временем, технологическими параметрами

процесса и коэффициентом трения была разработана расчетная конечно-элементная модель с использованием программного обеспечения Ansys Mechanical Workbench. В основе тепловой модели заложено нелинейное уравнение теплопередачи

$$\frac{\partial(\rho(T)c_p(T)T)}{\partial t} = \frac{\partial^2(k(T)T)}{\partial x^2} + \frac{\partial^2(k(T)T)}{\partial x^2} + \frac{\partial^2(k(T)T)}{\partial z^2} + Q_{\text{int}}, \quad (4)$$

где k – коэффициент теплопроводности; C_p – удельная теплоёмкость; ρ – плотность материала, Q_{int} – мощность внутреннего тепловыделения.

Геометрические характеристики исследуемого образца и инструмента взяты согласно рекомендациям, представленным в учебном пособии [10]. На рис. 4 и далее в работе для наглядности представлена рабочая зона одного отверстия, при этом моделирование проводилось для фланца целиком, согласно схеме на рис. 1.

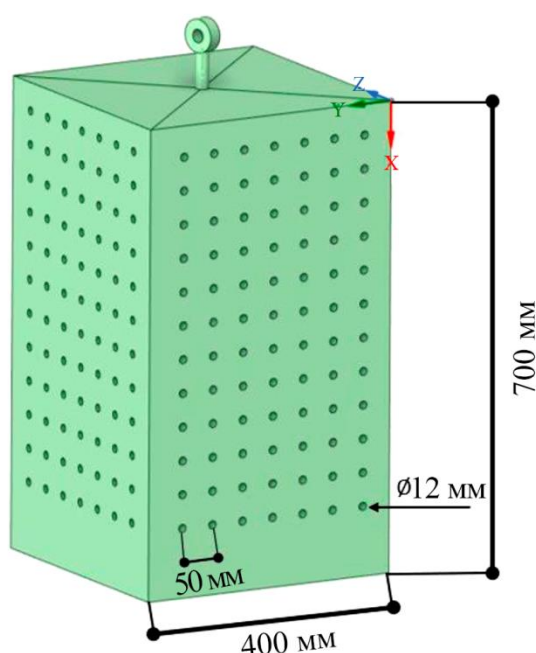


Рис. 4. Геометрические характеристики исследуемого образца

Для оценки качества сетки использовали обобщенный показатель качества Element Quality. В рассматриваемом случае указанный показатель изменяется в диапазоне от 0,831 до 0,999, что свидетельствует о низкой вероятности корректности выбора адаптивного преобразования сетки. При повышении порогового значения данного показателя значительно увеличивается расчетное время вычислений. В дальнейших исследованиях планируется повышать данное значение для улучшения качества сетки.

Размер одной элементарной ячейки составляет 0,5 мм. Общее количество узлов 1 223 799, общее количество элементов 295 219. Рисунок 5 отражает сеточную структуру расчетной модели исследуемого образца. Контактная зона торца инструмента разбита на сетку конечных элементов с размерами элементарной ячейки 0,05 мм.

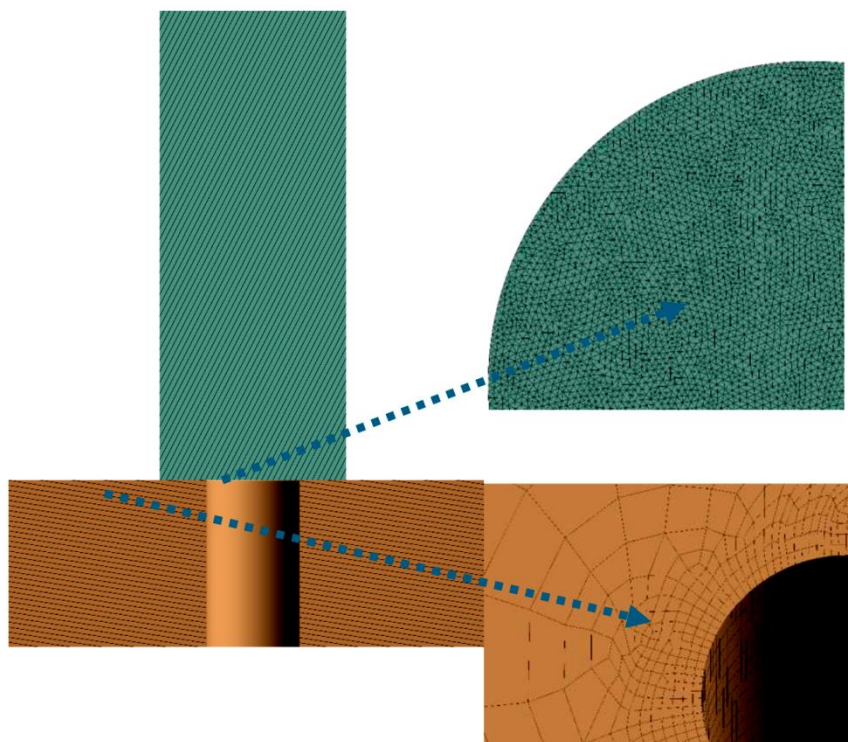


Рис. 5. Сеточная структура расчетной модели исследуемого образца и инструмента

3. Результаты расчетного исследования, проведенного в программном комплексе Ansys, и их обсуждение.

Расчетное исследование процесса показало, что наибольший нагрев материала поверхностного слоя происходит под инструментом в области, прилежащей к краю контактной зоны (рис. 6).

Согласно схеме процесса упрочняющей обработки торцов крепежных отверстий фланцев фрикционной поверхностной закалкой (рис. 1), инструмент после выполнения работы на первом отверстии (положение 1) переходит в промежуточное положение (положение 2) для установки контакта со следующим отверстием (положение 3). В промежуточном положении 2 инструмент остывает в связи с условиями конвекционной теплоотдачи в окружающую среду. Изменение контактной температуры инструмента в течение промежуточного положения отражено на рис. 7.

В данной работе исследуется упрочнение опорных поверхностей резьбовых соединений. Для повышения надежности соединения необходимо обеспечивать отсутствие деформации соединяемых поверхностей. Это определяется пределом смятия в опорных участках фланцев. Такой участок расположен в зоне контакта соединяемой детали с шайбой. Диаметр отверстия для резьбового соединения принимается для болта М8 и равен $d_1 = 7,6$ мм. При этом диаметр упрочненной опорной поверхности исследуемого образца представлен в табл. 2 для разных режимов обработки.

С целью инициирования процесса закалки для заданной опорной зоны в данной работе также определяются параметры технологии обработки трением с перемешиванием исходя из определения ряда краевых условий. На рис. 8 приведена схема расчетной модели.

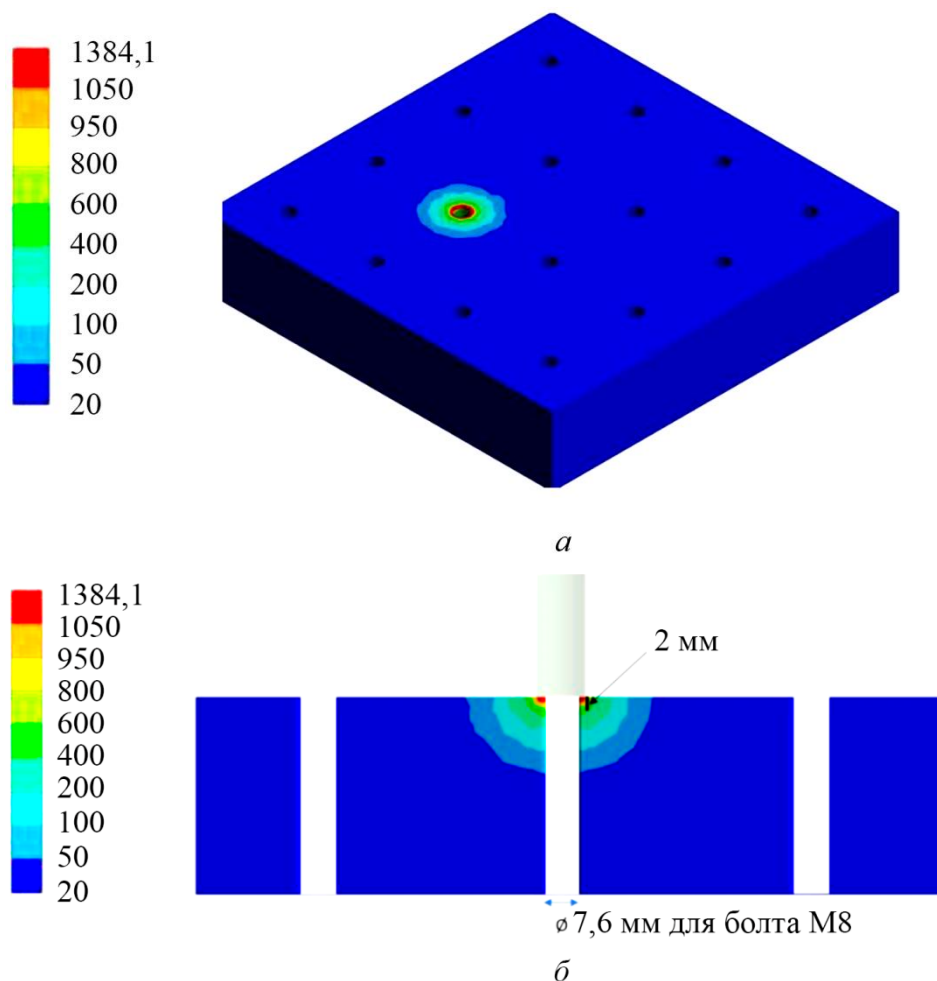


Рис. 6. Пример распределения температуры в системе «инструмент – обрабатываемый материал» при предварительном разогреве в течение $t_h = 5$ с при мощности тепловыделения $P_\mu = 1200$ Вт: температурное состояние части заготовки в трехмерном виде (а); температурное состояние части заготовки в разрезе (б)

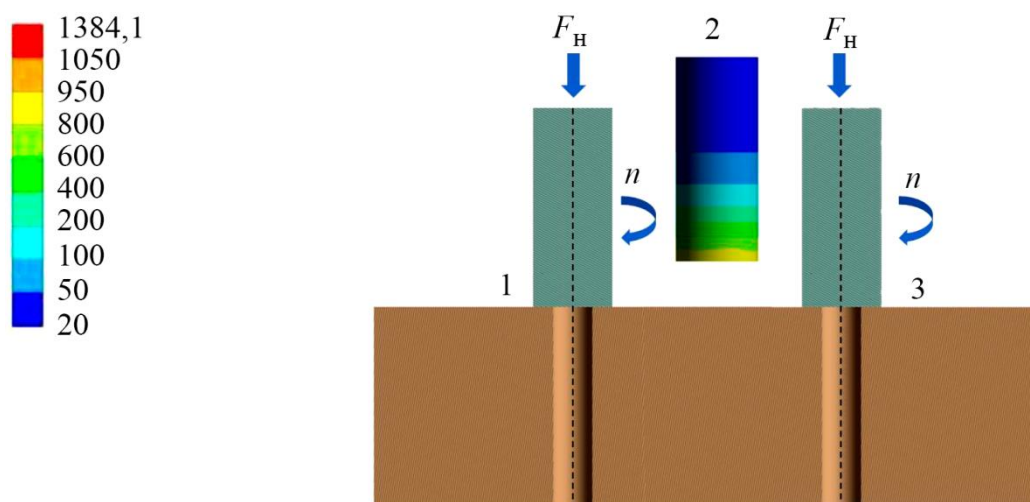


Рис. 7. Изменение контактной температуры материала инструмента в промежуточном положении (без контакта с образцом) при мощности тепловыделения 1200 Вт



Рис. 8. Схема расчетной модели

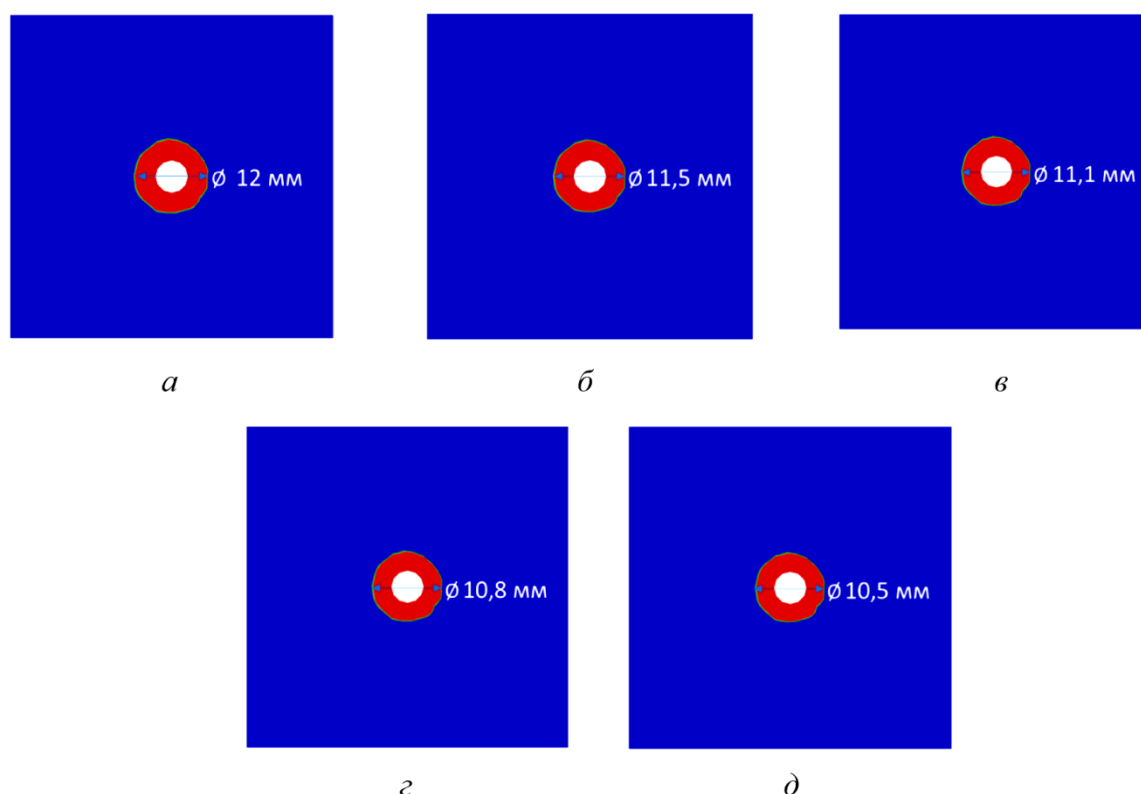


Рис. 9. Диаметры участков в интервале температур от 870 до 1050 °C при разных режимах работы: $P_\mu = 800$ Вт (*a*); $P_\mu = 1000$ Вт (*б*); $P_\mu = 1200$ Вт (*в*); $P_\mu = 1400$ Вт (*г*); $P_\mu = 1800$ Вт (*д*)

Таблица 2

Зависимость мощности тепловыделения P_μ и времени разогрева t_n до температуры A_{C3}

№	F_n , Н	n , об/мин	μ	P_μ , Вт	Время разогрева		Размеры закаленного участка	
					до 1050 °C	до 870 °C	Диаметр d_2 , мм	Глубина h , мм
1	2500	2000	0,2	331,6	—	—	—	—
2			0,3	497,4	—	—	—	—
3		3000	0,2	497,4	—	—	—	—
4			0,3	746,1	23,5	12,8	12	2
5		4000	0,2	663,2	38,9	—	12	2,1
6			0,3	994,8	9,3	5,6	11,5	1,65
7		5000	0,2	829,0	17,7	10,4	11,7	1,7
8			0,3	1243,5	5,1	1,4	11,1	1,5
9		6000	0,2	994,8	9,3	5,6	11,5	1,65
10			0,3	1492,3	3,1	1,6	10,5	1,25
11	3000	2000	0,2	397,9	—	—	—	—
12			0,3	596,9	48,0	—	12,2	2,3
13		3000	0,2	596,9	48,0	—	12,2	2,3
14			0,3	895,4	16,9	—	11,7	1,9
15		4000	0,2	795,9	19,5	11	11,7	1,9
16			0,3	1193,8	6,7	2,3	11,1	1,55
17		5000	0,2	994,8	9,3	5,6	11,5	1,65
18			0,3	1492,3	3,1	1,6	10,5	1,25
19		6000	0,2	1193,8	6,7	2,3	11,1	1,55
20			0,3	1790,7	1,7	1,1	10,3	1,2
21	3500	2000	0,2	464,3	—	—	12,2	2,5
22			0,3	696,4	34,8	—	11,9	2,2
23		3000	0,2	696,4	34,8	—	11,9	2,2
24			0,3	1044,6	8,8	—	11,3	1,65
25		4000	0,2	928,5	11,1	6,2	11,3	1,6
26			0,3	1392,8	3,8	2,7	10,8	1,4
27		5000	0,2	1160,6	6,9	3,3	11,1	1,55
28			0,3	1741,0	2,1	1,3	10,3	1,1
29		6000	0,2	1392,8	3,8	2,7	10,8	1,4
30			0,3	2089,2	0,7	—	9,5	0,9

По результатам ряда расчетных итераций согласно режимам, представленным в табл. 2, были получены значения целевых параметров, определяющих результаты данного исследования (рис. 9).

На основе расчетного анализа параметров термических циклов поверхностной закалки построены диаграммы нагрева с последующим непрерывным охлаждением обрабатываемого материала поверхностного слоя в процессе обработки трением с перемешиванием для разных мощностей тепловыделения (рис. 10).

Поведение температурно-временных характеристик в ключевых точках на линиях разных тепловых мощностей имеет существенные отличия в интервале от линии 1800 Вт до линии 800 Вт (рис. 10). Кроме того, при охлаждении после нагрева при наименьшей тепловой мощности импульса температура не падает ниже границы мартенситного превращения

до длительности 50 секунд и выше. В результате этого обрабатываемый материал продолжительное время находится в диапазоне температур перлитного превращения. Вследствие этого при охлаждении мартенситная фаза может либо не образовываться вовсе, либо ее доля может значительно уменьшиться.

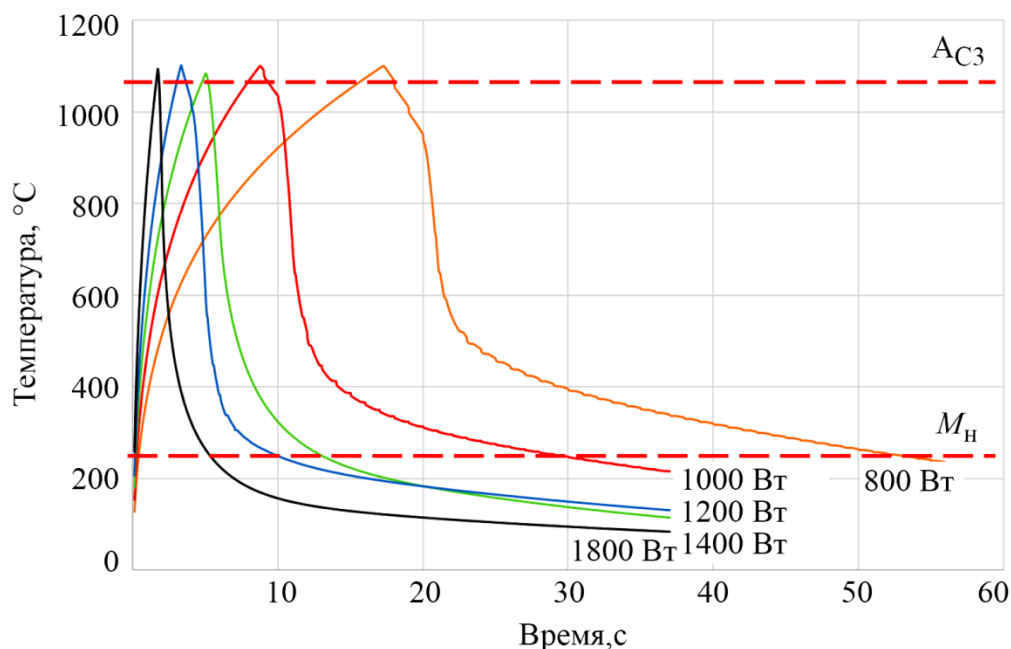


Рис. 10. Температурно-временные параметры термического цикла поверхностной закалки в торцевых поверхностях отверстий в процессе фрикционной обработки

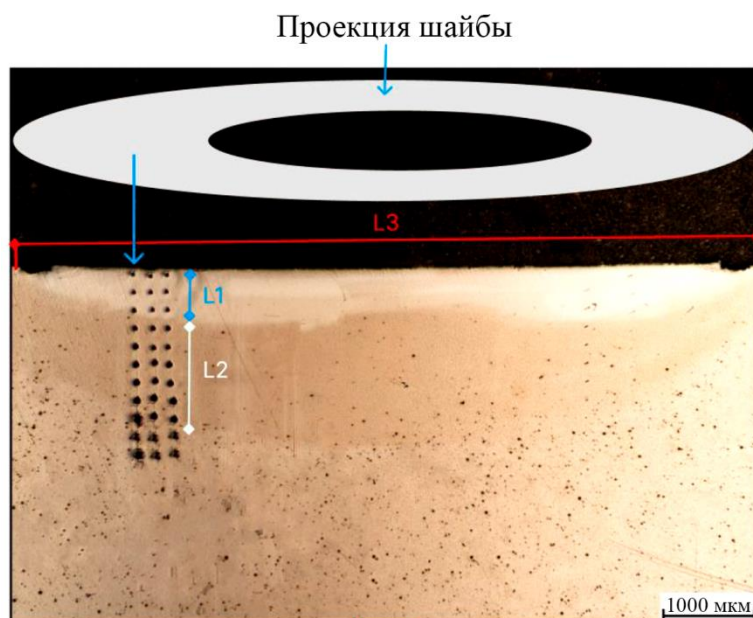


Рис. 11. Оптическая микроскопия структуры в поперечном разрезе после обработки трением с перемешиванием

Разработанные конечно-элементные тепловые модели поверхностной закалки в пакете Ansys Mechanical Workbench, позволили установить влияние технологических параметров процесса и коэффициента трения на изменение температуры в обрабатываемой стали и ин-

струменте на этапах предварительного разогрева, аустенизации и охлаждения при поверхностной закалке торцов с отверстиями.

На рис. 11 приведены результаты оптической микроскопии поверхностного слоя исследуемого образца из стали 20X13 в поперечном сечении области поверхностной закалки после процесса фрикционного перемешивания при следующем режиме: $F_n = 3500$ Н; $n = 3000$ об/мин; $\mu = 0,3$.

Определено, что максимальная глубина слоя L1 в зоне под шайбу достигает 500 мкм. При этом глубина слоя L2 в зоне под шайбу достигает 950 мкм. Диаметр упрочненной зоны L3 достигает 10 мм, что соответствует диаметру шайбы согласно [11].

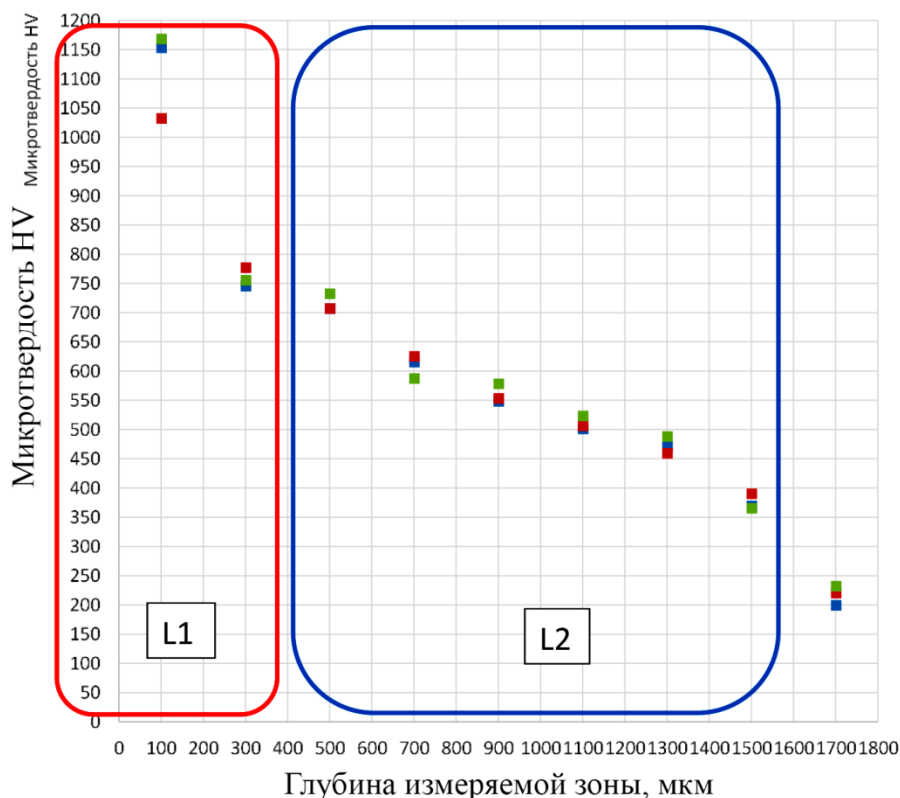


Рис. 12. Результаты измерения микротвердости упрочненных участков образца:
L1 – первый упрочненный слой; L2 – второй упрочненный слой

На рис. 12 представлены экспериментальные результаты измерения микротвердости поверхностного слоя исследуемого образца из стали 20X13 в поперечном сечении области поверхностной закалки после процесса фрикционного перемешивания при следующем режиме: $F_n = 3000$ Н; $n = 3000$ об/мин; $\mu = 0,3$. Измерения проводились в области контакта шайбы с образцом (по средней линии кольцевой проекции).

По результатам экспериментальных измерений выявлено, что твердость первого упрочненного участка (от поверхности образца до глубины 500 мкм) изменяется от 1169 HV до 708 HV. При этом значение микротвердости снижается с отдалением от зоны контакта рабочей зоны образца с инструментом.

Твердость второго упрочненного участка (от 500 до 1450 мкм) изменяется в пределах от 626 HV до 200 HV. При этом значение микротвердости снижается с отдалением от зоны контакта рабочей зоны образца с инструментом.

4. Заключение

Следует подчеркнуть важность изучения методов упрочнения опорных поверхностей резьбовых соединений. С учетом цели повышения надежности таких соединений особое внимание уделяется преодолению деформаций, которые могут возникнуть на поверхностях в процессе эксплуатации. Ключевым аспектом в данном контексте является определение предельной деформации в критических участках фланцев. Эти критические участки занимают место в точках контакта между соединяемыми деталями и шайбой.

С использованием расчетного анализа параметров термических циклов были построены наглядные диаграммы, иллюстрирующие процесс нагрева и последующего охлаждения поверхностного слоя материала в процессе обработки трением с перемешиванием. Это позволило рассмотреть различные мощности тепловыделения и их влияние на процесс.

Кроме того, для более глубокого понимания эффектов процесса и для нахождения коэффициента трения были разработаны конечно-элементные тепловые модели с использованием пакета Ansys Mechanical Workbench. Эти модели позволили более детально рассмотреть изменение температуры на различных этапах процесса поверхностной закалки, начиная с предварительного разогрева, проходя через аустенизацию и завершая охлаждением при обработке торцевых сечений с отверстиями.

Таким образом, результаты данного исследования имеют практическую значимость, предоставляя информацию о влиянии технологических параметров и коэффициента трения на температурные характеристики в различных фазах процесса поверхностной закалки. Это будет способствовать дальнейшему развитию оптимизированных методов упрочнения резьбовых соединений и повышению их надежности в промышленных приложениях.

Литература

1. Microstructure modification of 2024 aluminum alloy produced by friction drilling / A. A. Eliseev, S. V. Fortuna, E. A. Kolubaev, T. A. Kalashnikova // *Materials Science & Engineering*. – 2007. – Vol. 691. – P. 121–125. – DOI: 10.1016/j.mser.2005.07.001.
2. Experimental analysis and numerical simulation of the stainless AISI 304 steel friction drilling process / P. Krasauskas, S. Kilikevičius, R. Česnavičius, D. Pačengaetė // *Mechanika*. – 2014. – Vol. 20 (6). – P. 590–595. – DOI: 10.5755/j01.mech.20.6.8664.
3. Mishra R. S., Ma Z. Y. Friction stir welding and processing // *Materials Science and Engineering: R: Reports*. – 2005. – Vol. 50 (1–2). – P. 1–78. – DOI: 10.1016/j.mser.2005.07.001.
4. Effect of friction stir processing on tribological performance of high carbon steel / S. H. Aldajah, O. O. Ajayi, G. R. Fenske, S. David // *Wear*. – 2009. – Vol. 267. – P. 350–355. – DOI: 10.1016/J.WEAR.2008.12.020.
5. Чурюмова И. А. Разработка технологий упрочнения болтовых отверстий в железнодорожных рельсах : автореф. дис. ... канд. техн. наук : 05.16.01. – Москва, 1991. – 28 с.
6. Воропаев В. В. Управление поверхностной закалкой кольцевых участков стали 20X13 при обработке трением с перемешиванием : дис. канд. техн. наук : 05.16.09. – Екатеринбург, 2021. – 169 р.
7. ГОСТ 4543–2016. Межгосударственный стандарт. Металлопродукция из конструкционной легированной стали. Технические условия.
8. Zhang Z., Farahmand P., Kovacevic R. Laser cladding of 420 stainless steel with molybdenum on mild steel A36 by a high-power direct diode laser // *Materials & Design*. – 2016. – Vol. 109. – P. 686–699. – DOI: 10.1016/j.matdes.2016.07.114.
9. Characterisation of friction and heat partition coefficients at the tool-work material interface in cutting / J. Rech, P. Arrazola, C. Claudin, C. Courbon, F. Pušavec, J. Kopac // *Manufacturing Technology*. – 2013. – Vol. 62 (1). – P. 79–82. – DOI: 10.1016/j.cirp.2013.03.099.



10. Кузнецов В. П., Воропаев В. В., Скоробогатов А. С. Фрикционная поверхностная закалка сталей вращающимся инструментом : учебное пособие для студентов вуза / науч. ред. А. А. Попов ; Уральский федеральный ун-т имени первого Президента России Б. Н. Ельцина. – Екатеринбург : Издательство Уральского университета, 2022. – 109 с.
11. ГОСТ 11371–78. Шайбы. Технические условия.

Received: 30.08.2023
Revised: 03.10.2023
Accepted: 20.10.2023
DOI: 10.17804/2410-9908.2023.5.069-082

EXPERIENCE IN THE APPLICATION OF SIMULATION OF HOT FORGING IN PRODUCTION CONDITIONS AT THE KUMW JSC

Yu. V. Zamaraeva^{1, 2, a), *}, L. I. Knysh^{1, b)}, and E. M. Gaisin^{1, c)}

¹Kamensk-Uralsky Metallurgical Works JSC,
5 Zavodskaya St., Kamensk-Uralsky, 623405, Russia

²M. N. Mikheev Institute of Metal Physics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
18 S. Kovalevskoy St., Ekaterinburg, 620137, Russia

a)  <https://orcid.org/0000-0002-2620-7064>  zamaraevajulia@yandex.ru;

b)  knyshLI@kumw.ru;

c)  gaisinEM@kumw.ru

*Corresponding author. E-mail: zamaraevajulia@yandex.ru

Address for correspondence: 5 Zavodskaya St., Kamensk-Uralsky, 623405, Russia
Tel.: +7 (950) 200-5679

Software for computer simulation of metal forging processes is a reliable tool for designing dies and developing technological processes, which allows one to avoid defects and predict product quality. The paper describes the experience of the KUMW JSC in simulating with the Deform and QForm software packages. The distinctive advantages of the QForm domestic software are exemplified by the forging of a roller disk. Proceeding from the described advantages, the KUMW JSC has selected QForm as effective software to solve the problems of die forging. The paper provides examples of applying this software. QForm is used to evaluate die filling in the forging of an odd-shaped part. Significant under-forming of the part was identified, and the technology was optimized in order to eliminate them. Additionally, by using this software, the shape and weight of a blank for forging a landing gear leg were optimized, and this has resulted in a 15% increase in geometric yield. After only one die-forged item code was modeled and the durability of the tooling was evaluated from stress intensity and displacement, the tooling material was replaced, the critical zone radius was locally increased, and the method for manufacturing die tooling was altered. This increased tool durability by 28%. The presence of the Hartfield postprocessor subroutine in QForm has made it possible to predict the zones of the occurrence of forging defects during the processing of the odd-shaped part and to correct the production scheme in good time. Each simulation example is supported by industrial experiment.

Keywords: computer simulation, QForm, hot forging, dies, optimization

Acknowledgment

The research was performed under the state assignment on the subject "Pressure", No. AAAA18-118020190104-3.

References

1. Ershov, A.A. and Loginov, Yu.N. Use of the program PAM-STAMP to study the effect of the as-received condition of a material on its formability during stamping. *Metallurgist*, 2014, 58 (3–4), 162–166. DOI: 10.1007/s11015-014-9886-2.

2. Loginov, Yu.N., Zamaraeva, Yu.V., and Kamenetsky, B.I. Angular strips extrusion modeling in 3D setting. *Kuznechno-Shtampovochnoe Proizvodstvo. Obrabotka Materialov Davleniem*, 2019, 9, 33–37. (In Russian).
3. Belov, M.I. Effectiveness of using mathematical simulation in the study, optimization, and design of metal forming processes. In: *Plasticheskaya deformatsiya staley i spлавov* [Plastic Deformation of Steels and Alloys]. MISiS Publ., Moscow, 1996, pp. 224–227. (In Russian).
4. Rybin, Yu.I., Rudskoi, A.I., and Zolotov, A.M. *Matematicheskoe modelirovanie i proektirovanie tekhnologicheskikh protsessov obrabotki metallov davleniem* [Mathematical Modeling and Designing of Technological Processes of Metal Forming]. Nauka Publ., St. Petersburg: 2004. 645 p. (In Russian).
5. Fomichev, A.F., Yurgenson, E.E., and Panin, S.Yu. Computer study of technological parameters during stamping. *Kuznechno-Shtampovochnoe Proizvodstvo. Obrabotka Materialov Davleniem*, 2010, 8, 38–42. (In Russian).
6. Galkin, V.V., Pozdyshev, V.A., Vashurin, A.V., and Pachurin, G.V. Mathematical modeling of the production of an article type by deep hot glass dome on the basis of software deform. *Fundamentalnye Issledovaniya*, 2013, 1, 371–374. (In Russian).
7. Alekseev, A.V. Hot dimensional stamping. *Izvestiya Tul'skogo Gosudarstvennogo Universiteta. Tekhnicheskie Nauki*, 2021, 6, 406–409. (In Russian).
8. Myshechkin, A.A., Kravchenko, I.N., Preobrazhenskaya, E.V., Kudryavtsev, I.V., Belousov, I.V., and Skripnik, S.V. Research and improvement of drop stamping of valve-type flange forgings by modeling in the QForm software. *Steel in Translation*, 2023, 53, 579–585. DOI: 10.3103/S0967091223070094.
9. Konstantinov, I.L., Gubanov, I.Yu., Klemenkova, D.V., Astrashabov, I.O., Sidelnikov, S.B., and Gorokhov, Yu.V. Computer-simulated upgrading procedures of the hot aluminum-alloy forging process technology. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova*, 2016, 14 (1), 46–52. DOI: 10.18503/1995-2732-2016-14-1-46-52. (In Russian).
10. Available at: <http://www.DEFORM.com/>
11. Gallagher, R. *Finite Element Analysis. Fundamentals*, Prentice–Hall Publ., Englewood Cliffs, NJ, 1975, 416 p.
12. Zienkiewicz, O.C. *The Finite Element Method in Engineering Science*, McGraw-Hill, London, 1971.
13. Vlasov, A.V., Stebunov, S.A., Evsyukov, S.A., Biba, I.V., and Shitikov, A.A., ed. by A.V. Vlasov. *Konechno-elementnoe modelirovanie tekhnologicheskikh protsessov kovki i obyemnoy shtampovki: uchebnoe posobie* [Finite Element Modeling of Technological Processes Forging and Volumetric Stamping: Textbook]. Izdatelstvo MGTU im. N.E. Bauman Publ., Moscow, 2019, 383 p. (In Russian).
14. Alekseev, S.Yu. Increasing die life during die forging by means of QForm modeling. *Metalurgist*, 2022, 66, 711–714. DOI: 10.1007/s11015-022-01379-y.
15. Konstantinov, I.L., Gubanov, I.Yu., Gorokhov, Yu.V., and Astrashabov, I.O. Application of computer simulation for aluminium alloy forging technology advancement. *Tsvetnye Metally*, 2015, 11, 68–71. DOI: 10.17580/tsm.2015.11.12. (In Russian).
16. Shmakov, A.K., Kolesnikov, A.V., Maksimenko, N.V., and Stanislavchik, A.S. Optimization of hot forging with the aid of the QFORM simulation. *Kuznechno-shtampovochnoe proizvodstvo. Obrabotka materialov davleniem*, 2013, 4, 28–31. (In Russian).
17. Bryukhanov, A.N., Rebelsky, A.V. *Goryachaya shtampovka. Konstruirovaniye i raschet shtampov* [Hot Forming. Design and Calculation of Dies]. Mashgiz Publ., Moscow 1952, 665.

Подана в журнал: 30.08.2023

УДК 621.7.043

DOI: 10.17804/2410-9908.2023.5.069-082

ОПЫТ ПРИМЕНЕНИЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ ГОРЯЧЕЙ ОБЪЕМНОЙ ШТАМПОВКИ В УСЛОВИЯХ ПРОИЗВОДСТВА ОАО «КУМЗ»

Ю. В. Замараева^{1, 2, а), *}, Л. И. Кныш^{1, б)}, Е. М. Гайсин^{1, в)}

¹ОАО «Каменск-Уральский металлургический завод», ул. Заводская, 5, г. Каменск-Уральский, 623405, Россия

²Институт физики металлов имени М. Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук,
ул. Софьи Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620137, Россия

^{а)}  <https://orcid.org/0000-0002-2620-7064>  zamaraevajulia@yandex.ru;

^{б)}  knyshLI@kumw.ru;

^{в)}  gaisinEM@kumw.ru

*Ответственный автор. Электронная почта: zamaraevajulia@yandex.ru

Адрес для переписки: ул. Заводская, 5, Каменск-Уральский, Россия

Тел.: +7 (950) 200–56–79

В настоящее время программное обеспечение (ПО) для компьютерного моделирования технологических процессов обработки металлов методом штамповки является надежным помощником при проектировании конструкции штампов и разработке технологических процессов, позволяя предотвратить дефекты и спрогнозировать качество изделия. В работе описан опыт моделирования в программном комплексе Deform и QForm на предприятии ОАО «КУМЗ». На примере штамповки диска катка показаны отличительные преимущества отечественного программного комплекса QForm. Исходя из описанных преимуществ, в качестве эффективного программного обеспечения для решения задач кузнечно-штамповочного производства предприятием выбран программный комплекс QForm. В статье приведены примеры применения данного программного комплекса. Посредством QForm оценено заполнение штампа в процессе штамповки детали сложной формы. Здесь выявлены значительные неформления детали, для устранения которых осуществлена оптимизация технологии. Также посредством данного программного комплекса осуществлена оптимизация формы и веса заготовки для штамповки стойки шасси, что позволило повысить геометрический выход годного заготовки на 15 %. После моделирования только одного шифра штамповок и оценки стойкости технологической оснастки по таким параметрам, как интенсивность напряжений и перемещения, заменен материал оснастки, локально увеличены радиусы в критической зоне и изменен метод изготовления штамповой оснастки. Это позволило увеличить стойкость инструмента на 28 %. Наличие в QForm постпроцессорной подпрограммы «Гартфилд» позволило предсказать зоны возникновения штамповочных дефектов в процессе штамповки детали сложной формы и своевременно скорректировать технологическую схему производства. Каждый пример моделирования подтвержден промышленным экспериментом.

Ключевые слова: компьютерное моделирование, QForm, горячая объемная штамповка, штампы, оптимизация

Благодарность

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Давление» № АААА-А18-118020190104-3.



1. Введение

Необходимость повышения качества изделий ответственного назначения, экономии металла и энергии, расходуемой на формоизменение, экономии затрат на изготовление оснастки, а также прогнозирования надежности работы штампов способствует развитию методов моделирования технологических процессов обработки металлов давлением. Моделирование является эффективным инструментом для оценки напряженно-деформированного состояния и определения температурных полей изделия в технологическом процессе [1, 2], позволяет выявить основные закономерности течения металла, обнаружить наиболее опасные с точки зрения разрушения зоны деформации, определить усилие формоизменения [3], а также получить большой объем информации, провести всестороннее исследование, рассмотреть и сопоставить большее количество альтернативных вариантов. Натурный эксперимент, в свою очередь, позволяет компенсировать недостаточное знание природы явлений, условий выполнения технологического процесса, недостоверность тех или иных технологических свойств материала. Сопоставление альтернативных вариантов в натурном эксперименте является менее надежным, поскольку не всегда возможно зафиксировать те параметры, которые предполагаются одинаковыми в рассматриваемых вариантах [4]. Совершенствование и развитие методов математического моделирования приводит к расширению области их успешного использования. Если на начальной стадии развития компьютерное моделирование было средством решения отдельных инженерных задач обработки давлением, то в настоящее время это средство конструкторско-технологического проектирования [5, 6].

В настоящее время широкое распространение получила горячая объемная штамповка [7, 8], которую проводят в интервале температур, обеспечивающих снятие упрочнения. Данный процесс в условиях ОАО «КУМЗ» позволяет получать сложные по форме изделия, и применение моделирования, ввиду высокой стоимости штамповой оснастки, большого количества кузнечных переходов, большого объема ручного труда и повышенных затрат электроэнергии на нагрев, актуально для его оптимизации, а также при вводе новой конфигурации заготовки в производство. Следует отметить, что иногда исследователи достигают оптимизации без изменения используемого оборудования и применяемой штамповой оснастки. Например, в исследовании [9] оптимизация штамповки детали из алюминиевого сплава достигается за счет регламентации условий трения и скорости штамповки, подбор которых осуществлен посредством моделирования.

Цель работы – на примере деталей сложной формы, изготавливаемых методом горячей объемной штамповки в условиях ОАО «КУМЗ», посредством моделирования осуществить оценку напряженно-деформированного состояния и выявить возможные дефекты, а также оптимизировать конструкцию штамповой оснастки с последующим подтверждением промышленным экспериментом.

2. Обзор современного программного обеспечения и практика моделирования на предприятии ОАО «КУМЗ»

Технологические задачи формоизменения металлов сильно отличаются от других задач анализа деформаций и напряжений. Главное отличие – большая степень деформации, исчисляемая тысячами процентов, исключающая применение программ, предназначенных для прочностного анализа. Такие известные программы, как Ansys, Cosmos, Nastran при всем своем совершенстве не могут быть эффективно использованы в данной области. Моделирование течения металла в большинстве технологических процессов предполагает многократное (сотни и тысячи раз за расчет) автоматическое перестроение сетки, течение металла по поверхности инструмента с трением (контактная нелинейная задача), связь деформации с полем температуры, выход на качественные параметры изделия (формирование волокнистой структуры поковки). Результаты

такого уровня и качества могут быть получены только при помощи специализированных программ, разработанных для данной области применения.

На сегодняшний день для решения технологических задачковки и штамповки предлагаются различные компьютерные программы как на Западе, так и в России. Общеизвестными лидерами в этом направлении считаются американские компании SFTC с программным обеспечением (ПО) Deform и MSC с системой Autoforge/Superforge, французская компания Transvalor с системой Forge и российская компания «Квантор-Софт» с системой QForm. Каждая из них имеет свои преимущества и ограничения.

Программное обеспечение Deform, разрабатываемое компанией Scientific Forming Technologies Corporation (SFTC) с восьмидесятых годов XX века [10], как универсальный продукт, способно рассчитывать любые процессы ОМД: листовую и сортовую прокатку, волочение, прессование, ковку, штамповку, операции трубного производства, используя для расчета метод конечных элементов, сводящийся по существу к аппроксимации сплошной среды с бесконечным числом степеней свободы совокупностью подобластей (или элементов), имеющих конечное число степеней свободы [11]. Затем между этими элементами, чаще всего являющимися треугольниками в плоском случае и тетраэдрами в пространственном, устанавливается взаимосвязь. Внутри каждого элемента задаются некоторые функции формы, позволяющие определить перемещения внутри элемента по перемещениям в узлах, то есть в местах стыков конечных элементов. Также можно отметить, что метод конечных элементов, в отличие от других расчетных методов, непосредственно применим к неоднородным конструкциям, состоящим из большого числа отдельных конструктивных элементов, поведение каждого из которых описывается своим дифференциальным уравнением [12].

До недавнего времени и на протяжении более десяти лет Deform являлся единственным инструментом для решения задач по моделированию технологического процесса штамповки на ОАО «КУМЗ». Однако практический опыт работы предприятия в данном программном комплексе показал следующее:

- бездефектное моделирование процесса штамповки не гарантирует отсутствие дефектов в ходе реального технологического процесса;
- в системе есть ряд функциональных ограничений;
- расчет поставленной задачи занимает значительное время;
- ежегодная техническая поддержка имеет высокую стоимость;
- данный программный продукт попал под санкции и остался без возможности обновления.

Вышеперечисленное послужило причинами привлечения для моделирования российского аналога – ПО QForm, разработанного компанией ООО «КванторФорм» (Москва).

Программа QForm также предназначена для моделирования процессов обработки металлов давлением. Интерфейсная часть и расчетное ядро программы работают независимо. Обмен информацией между ними осуществляется с помощью файлов, в которых хранятся исходные данные и результаты моделирования. При моделировании записываются все шаги моделирования, а расчет большого количества дополнительных параметров осуществляется в режиме постпроцессора после окончания моделирования.

Среди отличительных преимуществ QForm в сравнении с Deform следует выделить следующие:

- низкая (почти в два раза ниже относительно Deform) стоимость ежегодной технической поддержки (первый год включен в стоимость лицензии);
- новая (начиная с версии 8.2) постпроцессорная подпрограмма «Гартфилд» [13], позволяющая наглядно и с высокой вероятностью предсказывать кузнечные дефекты «протрел» и «утяжина»;
- определение напряжений, возникающих в инструменте, позволяющее спрогнозировать стойкость штамповой оснастки, оценить риски возникновения разгарных трещин, подобрать оптимальный материал для проектируемого инструмента;

- возможность использования одновременно двух расчетных сеток: рабочей и геометрической, что позволяет существенно сократить время расчета при моделировании некоторых процессов;
- возможность автоматического выбора оптимального шага по времени в процессе расчета, что приведет к сокращению времени и повышению качества расчета именно там, где это нужно;
- возможность ставить задачу и вести расчет в одной и той же директории;
- автоматическая адаптация сетки конечных элементов в ходе расчета, без проблем при перестроении сетки в виде «грыж КЭ» при компенсации объема;
- базы данных сохраняют все шаги расчета и при этом имеют небольшой объем на жестком диске;
- содержит и активно дополняет базы данных по отечественным маркам сталей и сплавов, цветных металлов.

Для оценки работы Deform и QForm, в частности их возможностей и подтверждения сходимости расчетов и реальных процессов как по формоизменению (заполнение штампов, возможное образование складок, зажимов, прострелов, утяжин и т. д.), так и по другим параметрам (температура, усилие деформирования и т. д.), в данных ПО проведено моделирование штамповки диска катка, имеющего сложную геометрическую форму. На рис. 1 *а, б, в* приведены результаты моделирования данного процесса в QForm, подтверждающие его возможность точно отображать формоизменение и выявлять зоны с высокой вероятностью образования дефектов, которые, что важно, не были обнаружены при моделировании в Deform, но возникали в ходе реального процесса. При этом по типу и расположению прогнозируемые дефекты были во многом сходны с дефектами, получаемыми на практике. На рис. 1 *г* приведена фотография диска катка, полученного в условиях реального производства.

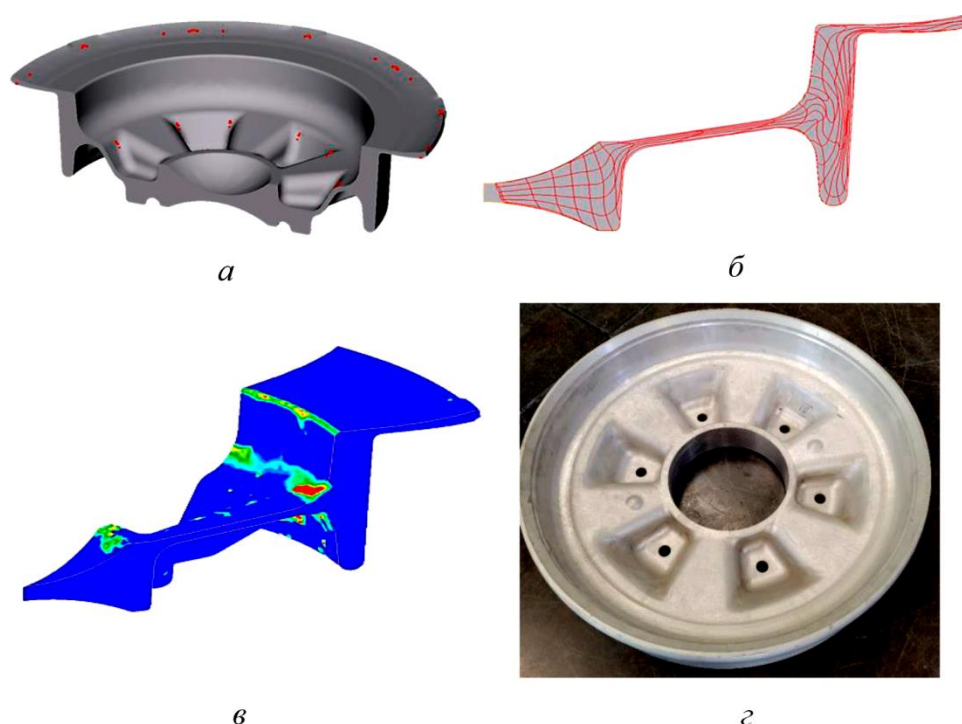


Рис. 1. Дефекты штамповки диска катка, выявленные при моделировании в QForm с помощью индикаторов контакта поверхностных узлов сетки конечных элементов между собой (красные точки) (*а*), лагранжевой сетки (*б*), постпроцессорной подпрограммы «Гартфилд» (красная область) (*в*); штамповка диска катка, полученная в условиях реального производства (*г*)

Таким образом, QForm проявил себя как более подходящее ПО для моделирования процесса штамповки детали сложной геометрической формы. Следует отметить, что для моделирования штамповки данный программный комплекс выбран многими исследователями [1–416].

3. Прогнозирование надежности работы штампов и качества штамповок сложной формы в условиях ОАО «КУМЗ»

Одной из часто возникающих проблем при изготовлении деталей методом штамповки является неполное заполнение ручья штампа. На рис. 2 показан пример сравнения заполнения штампов посредством моделирования в QForm при деформации методом штамповки стойки шасси по существующей и оптимизированной технологии. Здесь видно, что при штамповке по существующей технологии имеются значительные неоформления детали (рис. 2 а), а после оптимизации происходит ее полное оформление (рис. 2 б). Согласно результатам моделирования, заполнение верхнего выступа произойдет, не доходя 0,6 мм до смыкания верхней и нижней половин штампа. Эти значения впоследствии сравнивают с деформацией штампов для оценки достаточности объема заготовки.

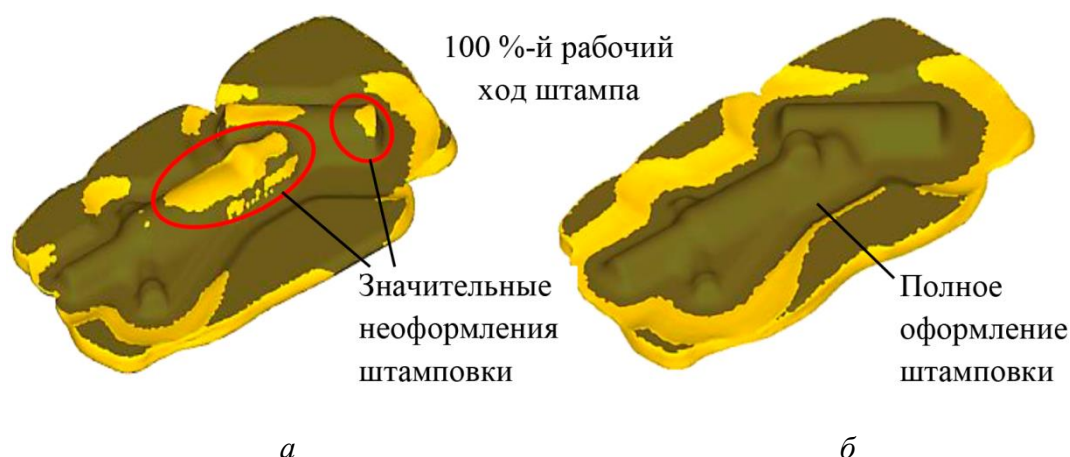


Рис. 2. Заполнение штампов при изготовлении методом штамповки стойки шасси по существующей (а) и оптимизированной (б) технологии

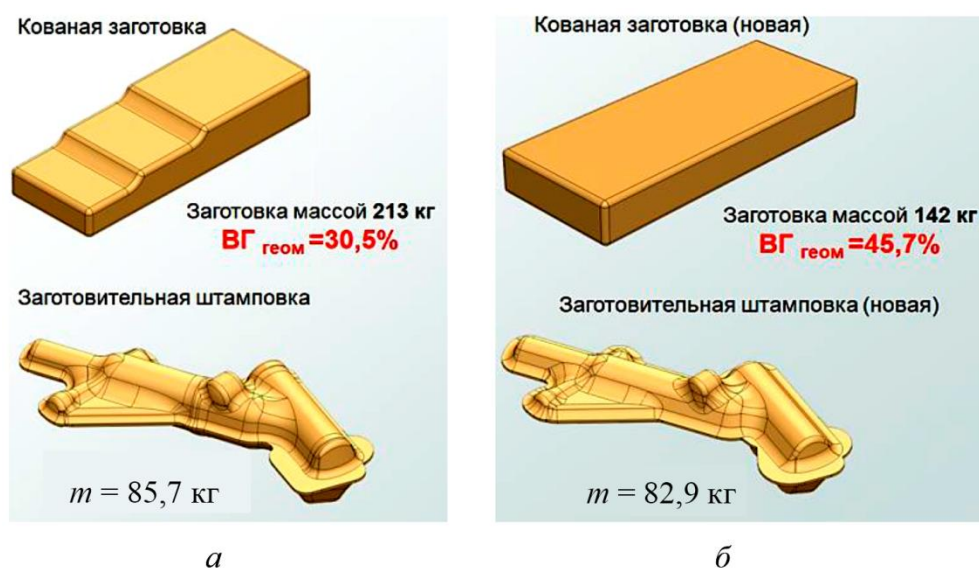


Рис. 3. Существующая технология штамповки стойки шасси (а); оптимизированная технология (оптимизация заготовки по форме и весу) (б)

На рис. 3 *а, б* показан пример моделирования в QForm штамповки стойки шасси, иллюстрирующий оптимизацию заготовки по форме и весу, позволившую повысить геометрический выход годного заготовки на 15 %.

Программное обеспечение QForm позволяет проводить анализ соблюдения температурного интервала штамповки. В качестве примера на рис. 4 *а* показаны результаты моделирования в виде распределения температуры штамповки детали сложной формы из сплава АК6. Известно, что температурный интервалковки и штамповки для алюминиевого сплава марки АК6 составляет 380...470 °С. Из рис. 4 *а* видно, что температура штамповки во время технологического процесса находится в допустимом интервале. Наибольшая температура наблюдается в зоне выхода облоя, при этом она не выходит из рабочего интервала температур. Однако для исключения возможности возникновения пережога в данной зоне можно рекомендовать увеличение толщины облоя. Фотография годной штамповки, полученной в условиях реального производства, представлена на рис. 4 *б*.

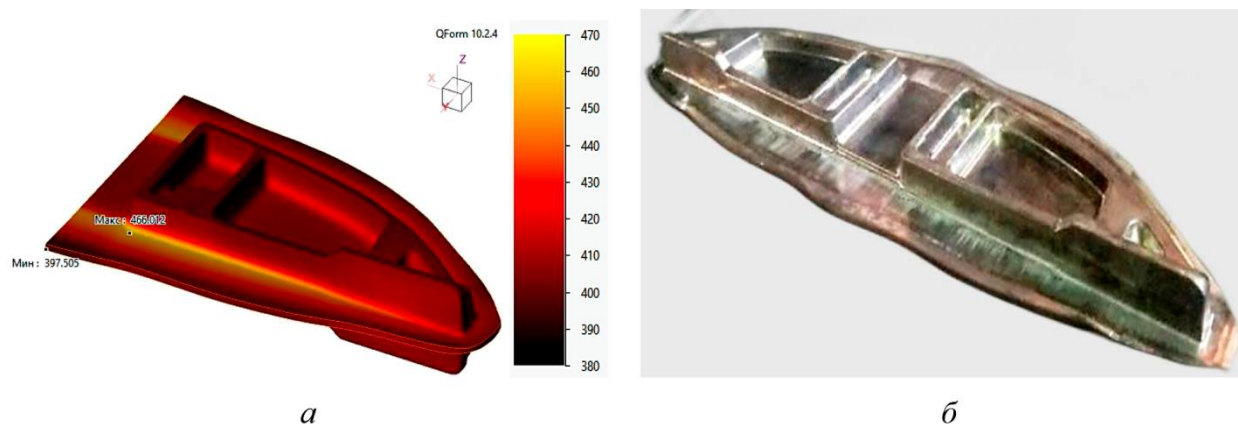


Рис. 4. Температурное поле штамповки в конечный момент процесса деформации (*а*); фотография штамповки, полученной в условиях реального производства (*б*)

Наряду с анализом температурного поля, QForm позволяет оценить уровень деформаций и напряжений в штамповке. На рис. 5 *а* показаны результаты моделирования штамповки сложной формы в виде распределения накопленной деформации. Здесь видно, что она достигает больших максимальных значений (более 11) локально по радиусной кромке на выходе облоя, что не критично, поскольку в этой зоне контроль разрушения заготовки не требуется, облой здесь является отходом и обрезается на следующей технологической операции. Значения средних напряжений существенно влияют на технологическую пластичность металлов и сплавов: чем больше отрицательное напряжение, тем больших деформаций можно достигнуть без разрушения заготовки [13]. Средние напряжения в зоне максимальной деформации (рис. 5 *б*) отрицательны (–130 МПа). Положительные средние напряжения возникают в зоне накопления излишнего металла, что также не критично в данном случае.

Индикаторы поверхностных дефектов в ПО QForm, обозначенные на рис. 6 *а* красными точками, показывают возможность появления дефектов, таких как зажимы. Зажимы в зоне выхода облоя не представляют опасности, поскольку эта часть штамповки уходит в отходы. Инструменты программы QForm позволяют проанализировать причины появления опасных для эксплуатации детали дефектов. С этой целью можно проанализировать направления скоростей материальных точек в момент образования дефекта (рис. 6 *б*). Из анализа этих данных следует, что дефект начинает появляться, когда металл достиг стенки инструмента, но еще не заполнил его радиусную часть. Также для анализа дефектов течения металла, связанных с затягиванием металла с поверхности заготовки вглубь, можно использовать показатель «минимальная дистанция до поверхности» (рис. 6 *в*), расчет которого проводится

одновременно с расчетом пластической деформации и не требует предварительного определения сечения. Это позволяет достаточно быстро исследовать несколько сечений. При обнаружении мест с затягиванием поля с поверхности заготовки рекомендуется дополнительно исследовать критическое сечение с помощью приповерхностных линий (рис. 6 з). Основная проблема при идентификации таких дефектов, как прострелы и утяжины с помощью описанных выше инструментов заключается в необходимости определения опасного сечения. Если анализируется уже полученный дефект в реальных производственных условиях, определить опасные сечения для анализа дефекта достаточно несложно [13]. На практике важно предусмотреть возможность появления дефектов еще на этапе проектирования, т. е. до изготовления штампового инструмента и проведения эксперимента в условиях производства. Для этого используют поля «Гартфилд» (рис. 6 д), которые позволяют практически безошибочно прогнозировать поверхностные дефекты в штамповке.

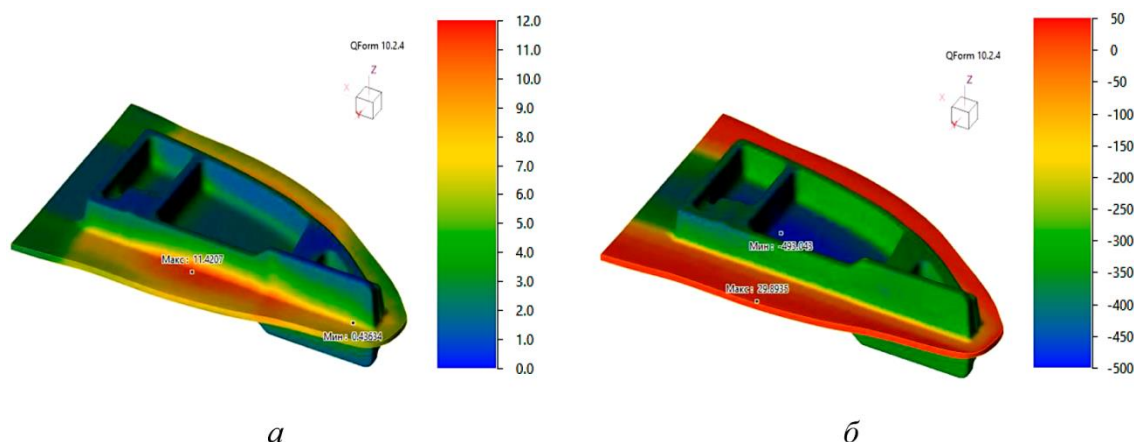


Рис. 5. Результаты моделирования штамповки детали сложной формы в виде распределения накопленной деформации (а) и среднего напряжения (б)

Наличие в ПК QForm постпроцессорной подпрограммы «Гартфилд» значительно упрощает процесс анализа результатов и позволяет наглядно, быстро и с высокой вероятностью предсказывать зоны возникновения дефектов типа «прострел» и «утяжина». Для примера на рис. 7 а представлен расчет, позволяющий обнаружить дефект типа «утяжина» и, как следствие, своевременно скорректировать технологическую схему производства детали. На рис. 7 б представлена фотография годной штамповки, полученной в условиях реального производства.

Подтверждение сходимости результатов расчета, полученных при моделировании штамповки в QForm, с фактически полученными результатами эксперимента, проведенного в реальных производственных условиях, можно наблюдать в примере, показанном на рис. 8. Постпроцессорная подпрограмма «Гартфилд» позволила выявить возможные места возникновения дефекта типа «утяжина» в основании ребер (рис. 8 а) и подтвердить их отсутствие после корректировки технологической схемы (рис. 8 б). После чего построение лагранжевой сетки позволило проследить течение металла в процессе деформации и определить характер возникновения дефекта (рис. 8 в), а затем подтвердить его отсутствие после корректировки технологической схемы (рис. 8 г). На рис. 8 д, е показаны фотографии шлифов макроструктуры штамповки, сделанных в сечениях, показанных на рис. 8 в, г, при выявлении дефектов и после корректировки технологической схемы соответственно. Таким образом, рис. 8 подтверждает сходимость результатов моделирования в QForm с фактически полученными в производственных условиях.

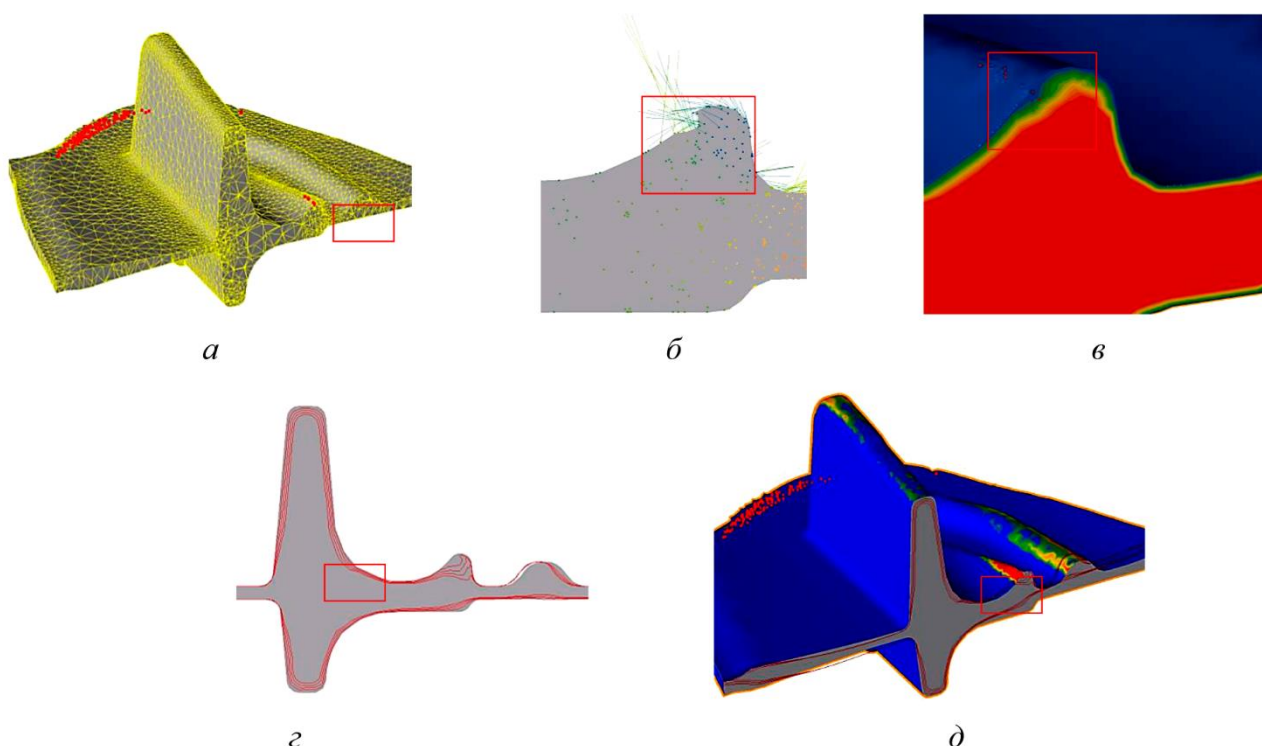


Рис. 6. Идентификация поверхностных дефектов в ребре штамповки (выделено красным прямоугольником) с помощью индикаторов поверхностных дефектов (красные точки) (*a*), показателя скоростей (*б*), показателя «минимальная дистанция до инструмента» (*в*), приповерхностных линий (*г*) и полей «Гартфилд» (*д*)

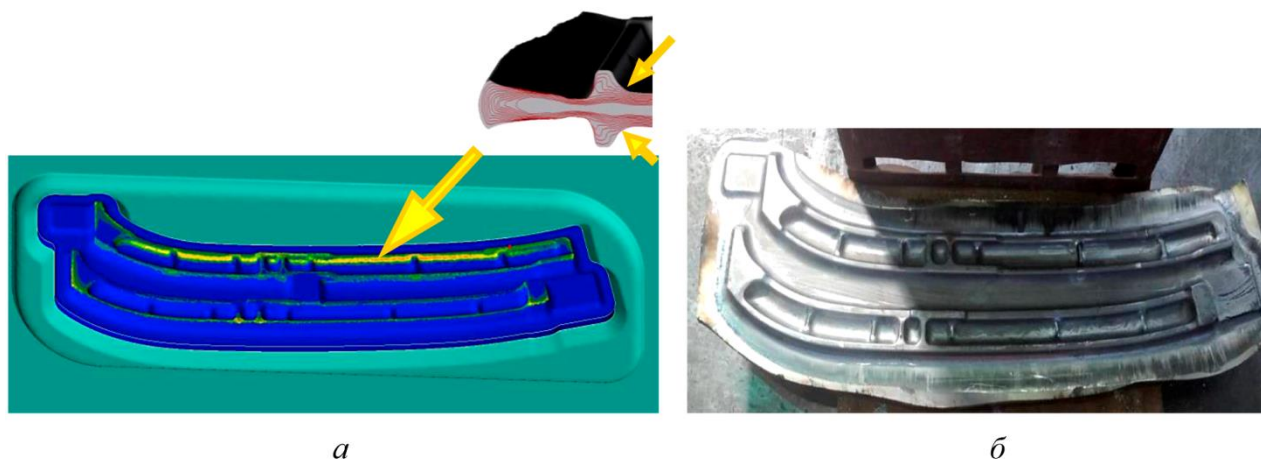


Рис. 7. Модель штамповки с дефектом типа «утяжина», определенным посредством постпроцессорной подпрограммы «Гартфилд» (ПК QForm) (*a*); фотография годной штамповки, полученной в условиях реального производства (*б*)

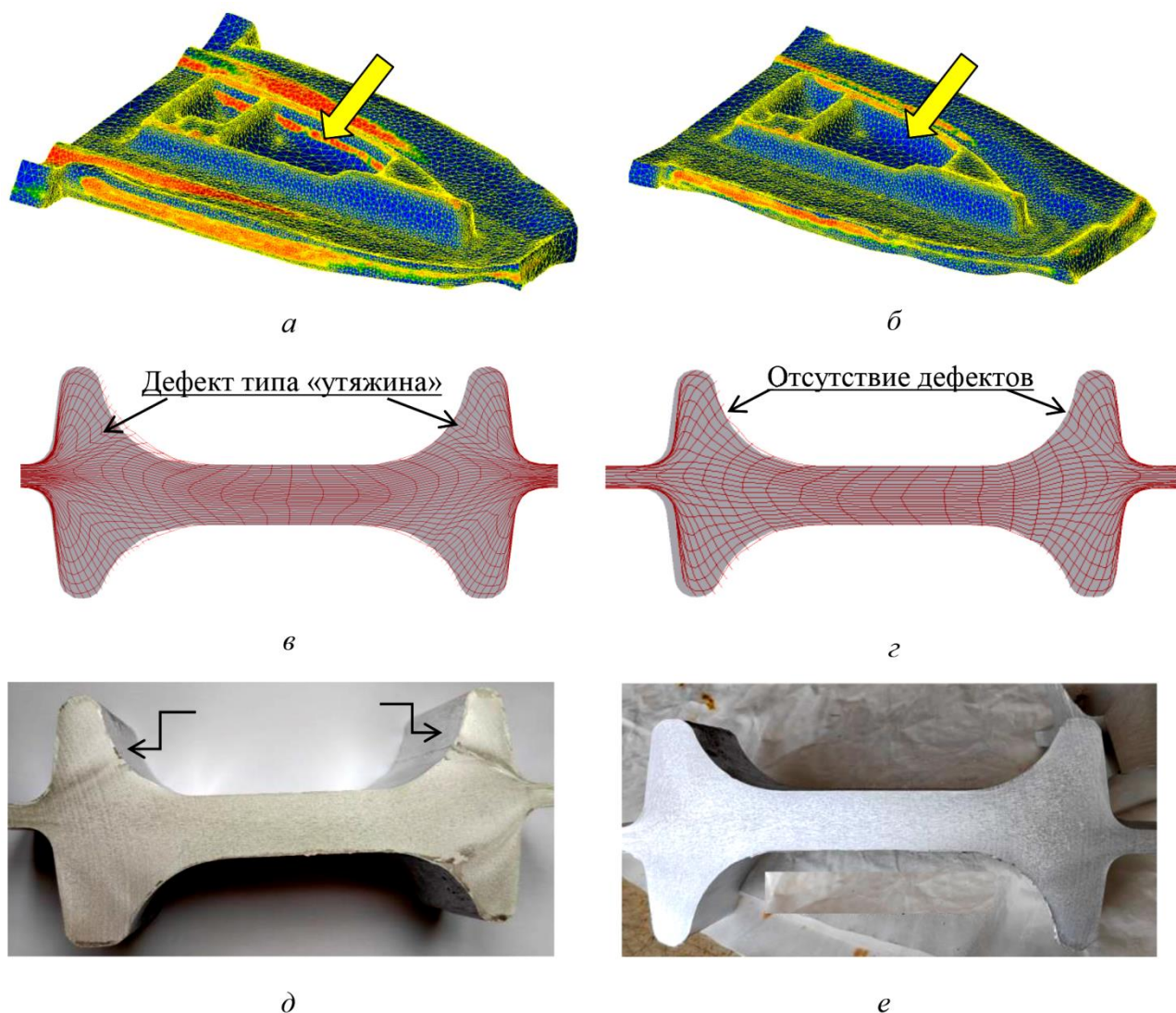


Рис. 8. Подтверждение сходимости результатов моделирования в QForm с результатами, полученными в производственных условиях: выявление дефекта типа «утяжина» с помощью полей «Гартфилд» (а); подтверждение отсутствия дефекта типа «утяжина» после корректировки технологической схемы с помощью полей «Гартфилд» (б); определение характера возникновения дефекта посредством лагранжевой сетки (в); подтверждение отсутствия дефекта посредством лагранжевой сетки (г); макроснимок сечения штамповки после выявления дефекта (стрелки указывают на дефект) (д); макроснимок сечения штамповки после корректировки технологической схемы (е)

Стойкость штамповой оснастки является одним из важнейших показателей, влияющих на стоимость изделия, получаемого методом штамповки. Функционал QForm позволяет оценить стойкость оснастки косвенно по таким параметрам, как интенсивность напряжений и перемещения при расчете инструмента, и остановиться на наиболее надежной конфигурации.

Оценка стойкости инструмента рассмотрена на примере моделирования процесса штамповки автомобильного поршня, фотография которого представлена на рис. 9. Геометрия данной детали предусматривает необрабатываемые глубокие полости (группа сложности IV, категория точности II, коэффициент необрабатываемой поверхности 0,2, коэффициент использования материала 0,75 [17]), что усложняет изготовление инструмента и очевидно влияет на его стойкость.



Рис. 9. Фотография автомобильного поршня

Проведена серия циклов моделирования технологического процесса штамповки поршня. Картина итоговых результатов расчета представлена на рис. 10.

Первый вариант расчета (рис. 10 *а*) с вертикальным выходом облоя показал, что интенсивность напряжений превышает предел текучести, а горизонтальные перемещения в инструменте достигают величины 0,9 мм. На основании этого можно прогнозировать высокую вероятность разрушения инструмента.

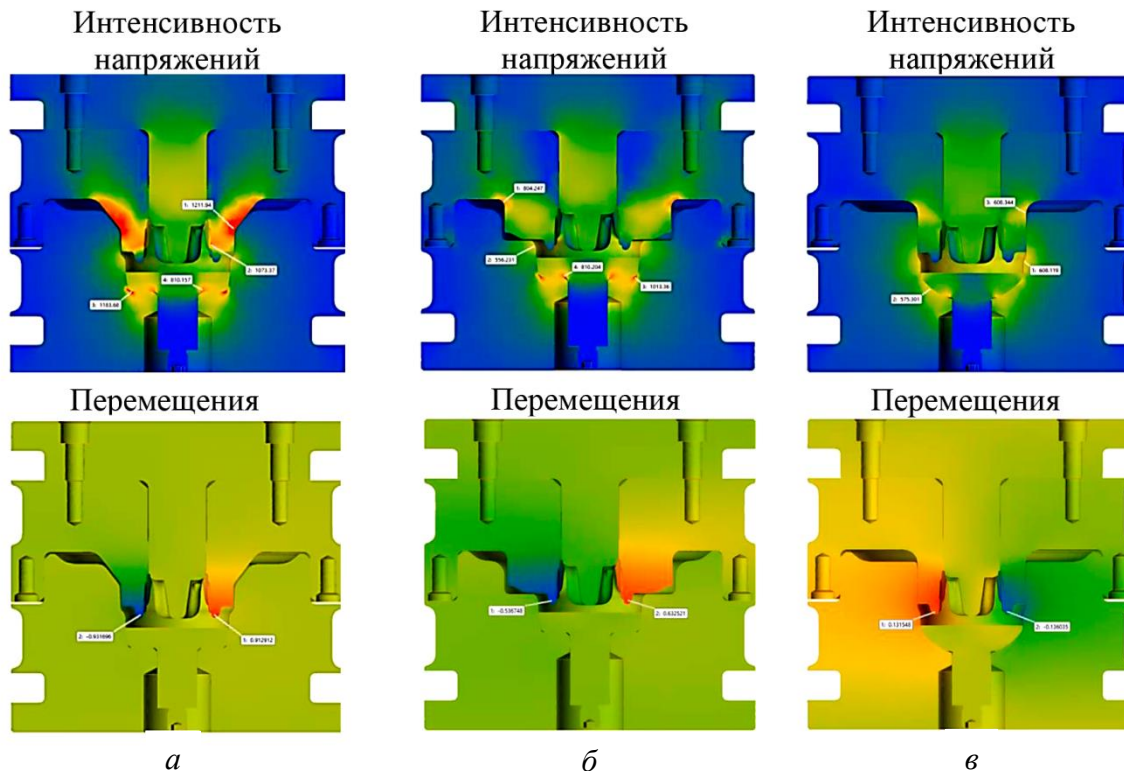


Рис. 10. Моделирование штамповки поршня в ПК QForm:
с вертикальным выходом облоя (*а*); с ломаной линией разреза и горизонтальным выходом облоя (*б*); с ломаной линией разреза и вертикальным выходом облоя в закрытом штампе (*в*)



Второй вариант расчета (рис. 10 б) с ломаной линией разъема и горизонтальным выходом облоя показал, что интенсивность напряжений имеет некоторый запас по пределу текучести, а величина горизонтальных перемещений в инструменте составляет 0,6 мм. Эти данные указывают на малую стойкость инструмента.

Третий вариант расчета (рис. 10 в) с ломаной линией разъема и вертикальным выходом облоя в закрытом штампе показал, что интенсивность напряжений имеет достаточный запас по пределу текучести, а величина горизонтальных перемещений в инструменте составляет 0,14 мм. Полученный результат позволяет прогнозировать достаточную для работы стойкость инструмента. При этом данный вариант требует высокой точности размеров и веса заготовки. Также моделирование позволило оптимизировать геометрию толкателя, что, в свою очередь, существенно снизило величину интенсивности напряжений в области контакта толкателя и нижней вставки.

4. Заключение

В настоящее время ПО для компьютерного моделирования технологических процессов обработки металлов давлением является надежным помощником при проектировании конструкции штампов и разработке технологических процессов, позволяя предотвратить вероятные дефекты, спрогнозировать качество изделия без затрат на изготовление оснастки. Кроме того, посредством моделирования возможно проводить оптимизацию ранее разработанных технологий и инструмента.

Современные программы моделирования имеют простой интерфейс для пользователя, высокую скорость расчета, а также обеспечивают достаточную сходимость с результатами реальных процессов как по формоизменению (заполнение штампов, возможное образование складок, зажимов, прострелов, утяжин и т. п.), так и по другим параметрам (температура, усилие деформирования и т. д.).

Предприятием ОАО «КУМЗ» в качестве оптимального варианта отечественного программного обеспечения для решения задач в рамках кузнечно-штамповочного производства выбран ПК QForm.

Для получения годной штамповки необходимо провести не менее двух-трех натурных испытаний, каждое из которых дорого стоит и включает металл, нормо-часы, а при необходимости и обновление фигуры штампа и другие затраты на производство. Применение QForm позволяет значительно экономить затраты на производство, так как данный ПК обеспечивает возможность подбирать необходимые режимы, параметры, оптимальную оснастку, в конечном счете проводя один натурный эксперимент для оценки адекватности результатов моделирования.

По результатам моделирования только одного шифра штамповок и оценки стойкости технологической оснастки по таким параметрам, как интенсивность напряжений и перемещения, заменен материал оснастки, локально увеличены радиусы в критической зоне и изменен метод изготовления штамповой оснастки. Это позволило увеличить стойкость инструмента на 28 %.

Благодарность

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Давление» (No. AAAA18-118020190104-3).

Литература

1. Ershov A. A., Loginov Yu. N. Use of the program PAM-STAMP to study the effect of the as-received condition of a material on its formability during stamping // *Metallurgist*. – 2014. – Vol. 58 (3–4). – P. 162–166. – DOI: 10.1007/s11015-014-9886-2.
2. Логинов Ю. Н., Замараева Ю. В., Каменецкий Б. И. Моделирование углового прессования полосы в 3D постановке // *Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением*. – 2019. – № 9. – С. 33–37.
3. Белов М. И. Эффективность использования математического моделирования при исследовании, оптимизации и проектировании технологических процессов ОМД // *Пластическая деформация сталей и сплавов : сб. науч. тр. / под общ. ред. А. В. Зиновьева*. – Москва : МИСИС, 1996. – 245 с.
4. Рыбин Ю. И., Рудской А. И., Золотов А. М. Математическое моделирование и проектирование технологических процессов обработки металлов давлением. – Санкт-Петербург : Наука, 2004. – 642 с.
5. Фомичев А. Ф., Юргенсон Э. Е., Панин С. Ю. Компьютерное исследование технологических параметров при штамповке // *Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением*. – 2010. – № 8. – С. 38–42.
6. Математическое моделирование процесса изготовления изделия типа «стакан» методом глубокой горячей вытяжки на основе применения программного комплекса DEFORM / В. В. Галкин, В. А. Поздышев, А. В. Вашурин, Г. В. Пачурин // *Фундаментальные исследования*. – 2013. – № 1. – С. 371–374.
7. Алексеев А. В. Горячая объемная штамповка сложного профиля детали // *Известия Тульского государственного университета. Технические науки*. – 2021. – № 6. – С. 406–409.
8. Research and improvement of drop stamping of valve-type flange forgings by modeling in the QForm software / A. A. Myshechkin, I. N. Kravchenko, E. V. Preobrazhenskaya, I. V. Kudryavtsev, I. V. Belousov, S. V. Skripnik // *Steel in Translation*. – 2023. – Vol. 53. – P. 579–585. – DOI: 10.3103/S0967091223070094.
9. Методология модернизации технологии горячей объемной штамповки алюминиевых сплавов методом компьютерного моделирования / И. Л. Константинов, И. Ю. Губанов, Д. В. Клеменкова, И. О. Астрабаков, С. Б. Сидельников, Ю. В. Горохов // *Вестник магнитогорского государственного технического университета им. Г. И. Носова*. – 2016. – № 1. – С. 46–52. – DOI: 10.18503/1995-2732-2016-14-1-46-52.
10. URL: <http://www.DEFORM.com/>
11. Галлагер Р. Метод конечных элементов: основы / пер с англ. – Москва : Мир, 1984. – 428 с.
12. Зенкевич О. Метод конечных элементов в технике / пер с англ. – Москва : Мир, 1975. – 318 с.
13. Конечно-элементное моделирование технологических процессовковки и объемной штамповки: учебное пособие / А. В. Власов, С. А. Евсюков, С. А. Стебунов, И. В. Биба, А. А. Шитиков / под ред. А. В. Власова. – Москва : Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2019. – 383 с.
14. Alekseev S.Yu. Increasing die life during die forging by means of QForm modeling // *Metallurgist*. – 2022. – Vol. 66. – P. 711–714. – DOI: 10.1007/s11015-022-01379-y.
15. Применение компьютерного моделирования для совершенствования технологии горячей объемной штамповки алюминиевых сплавов / И. Л. Константинов, И. Ю. Губанов, Ю. В. Горохов, И. О. Астрабаков // *Цветные металлы*. – 2015. – № 11. – С. 68–71. – DOI: 10.17580/tsm.2015.11.12.
16. Оптимизация процесса горячей объемной штамповки путем моделирования в программном комплексе QFORM / А. К. Шмаков, А. В. Колесников, Н. В. Максименко, А. С. Станиславчик // *Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением*. – 2013. – № 4. – С. 28–31.
17. Брюханов А. Н., Ребельский А. В. Горячая штамповка. Конструирование и расчет штампов. – Москва : Машгиз, 1952. – 665 с.