

**DREAM**

<http://dream-journal.org>

ISSN 2410-9908

DOI: 10.17804/2410-9908.2018.3

---

---

# Diagnostics, Resource and Mechanics *of materials and structures*

---

---

<http://dream-journal.org>

**3,2018**

May-June

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

## Editorial Council

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

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

## Editorial Board

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

**Elena E. Verstakova**, editor of the English translation

**Irina M. Tsiklina**, editor of Russian texts

**Anna V. Garieva**, maker-up

**Galina V. Torlopova**, associate editor

**Raul N. Shakirov**, site admin

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

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

Редакционный совет:

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

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

Редакционная коллегия:

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

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

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

**Артемьев Борис Викторович**, д.т.н., (Москва)  
**Батаев Владимир Андреевич**, д.т.н. (Новосибирск)  
**Беляев Александр Константинович**, д.ф.-м.н., (Санкт-Петербург)  
**Березовская Вера Владимировна**, д.т.н., (Екатеринбург)  
**Богатов Александр Александрович**, д.т.н. (Екатеринбург)  
**Буров Сергей Владимирович**, к.т.н. (Екатеринбург)  
**Васьковский Владимир Олегович**, д.ф.-м.н. (Екатеринбург)  
**Вичужанин Дмитрий Иванович**, к.т.н. (Екатеринбург)  
**Георгиев Младен Николов**, д.т.н. (София, Республика Болгария)  
**Дегтярь Владимир Григорьевич**, академик РАН, д.т.н. (Миасс)  
**Емельянов Игорь Георгиевич**, д.т.н. (Екатеринбург)  
**Задворкин Сергей Михайлович**, к.ф.-м.н. (Екатеринбург)  
**Залазиский Александр Георгиевич**, д.т.н. (Екатеринбург)  
**Коновалов Анатолий Владимирович**, д.т.н. (Екатеринбург)  
**Костин Владимир Николаевич**, д.т.н. (Екатеринбург)  
**Макаров Алексей Викторович**, д.т.н. (Екатеринбург)  
**Мулюков Радик Рафикович**, член-корр. РАН, д.ф.-м.н. (Уфа)  
**Муравьев Виталий Васильевич**, д.т.н. (Ижевск)  
**Ничипурук Александр Петрович**, д.т.н. (Екатеринбург)  
**Плехов Олег Анатольевич**, д.ф.-м.н. (Пермь)  
**Поволоцкая Анна Моисеевна**, к.т.н. (Екатеринбург)  
**Пугачева Наталия Борисовна**, д.т.н. (Екатеринбург)  
**Пышминцев Игорь Юрьевич**, д.т.н. (Челябинск)  
**Ринкевич Анатолий Брониславович**, член-корр. РАН, д.ф.-м.н. (Екатеринбург)  
**Саврай Роман Анатольевич**, к.т.н. (Екатеринбург)  
**Смирнов Александр Сергеевич**, к.т.н. (Екатеринбург)  
**Субачев Юрий Владимирович**, к.т.н. (Екатеринбург)  
**Ульянов Александр Иванович**, д.т.н. (Ижевск)  
**Худорожкова Юлия Викторовна**, к.т.н. (Екатеринбург)

**Верстакова Елена Евгеньевна** – редактор перевода текста на английский язык  
**Циклина Ирина Михайловна** – редактор текста  
**Гариева Анна Валерьевна** – верстальщик текста  
**Торлопова Галина Викторовна** – помощник редактора  
**Шакиров Рауль Нурович**, к.т.н. – администратор сайта журнала

Адрес редакции:

Россия, 620049, г. Екатеринбург, ул. Комсомольская, д. 34., ИМАШ УрО РАН  
телефон: +7 (343) 375 35 83, факс +7 (343) 374-53-30  
e-mail: dream-journal@mail.ru  
<http://dream-journal.org>

## CONTENTS

<b>Smirnov S. V., Khotinov V. A., Vichuzhanin D. I., Polukhina O. N. and Farber V. M.</b> The digital image correlation method applied to studying the plastic flow of the 08G2M steel under tension .....	6
<b>Muizemnek O. Yr., Konovalov A. V. and Kanyukov S. I.</b> Computer-aided intersubjective assignment of overlaps for shaft-type forgings .....	14
<b>Mkrtychev O. V.</b> Prediction of radiation resistance of nanosized coatings .....	24
<b>Zalazinskiy A. G., Kryuchkov D. I., Titov V. G.</b> Application of the pareto criterion to selecting the optimal composition of the charge material for the manufacture of a composite blank .....	33
<b>Alexeeva E. L., Belyaev A. K., Zegzhda A. S., Polyanskiy A. M., Polyanskiy V. A., Frolova K. P., Yakovlev Yu. A.</b> Boundary layer influence on the distribution of hydrogen concentrations during hydrogen-induced cracking test of steels .....	43

**СОДЕРЖАНИЕ**

<b>Смирнов С. В., Хотинев В. А., Вичужанин Д. И., Полухина О. Н., Фарбер В. М.</b> Исследование методом корреляции цифровых изображений пластического течения стали 08Г2БМ при растяжении .....	6
<b>Муйземнек О. Ю., Коновалов А. В., Канюков С. И.</b> Автоматизированное интерсубъективное назначение напусков на поковки типа валов .....	14
<b>Мкртычев О. В.</b> Прогнозирование лучевой прочности наноразмерных покрытий .....	24
<b>Залазинский А. Г., Крючков Д. И., Титов В. Г.</b> Выбор оптимального состава шихты для изготовления композитной заготовки с использованием критерия Парето .....	33
<b>Алексеева Е. Л., Беляев А. К., Зегжда А. С., Полянский А. М., Полянский В. А., Фролова К. П., Яковлев Ю. А.</b> Влияние пограничного слоя на распределение концентраций водорода при испытаниях сталей на стойкость к водородному растрескиванию .....	43

**Received:** 05.04.2018

**Revised:** 20.04.2018









**Accepted:** 25.05.2018

**DOI:** 10.17804/2410-9908.2018.3.006-013

## THE DIGITAL IMAGE CORRELATION METHOD APPLIED TO STUDYING THE PLASTIC FLOW OF THE 08G2BM STEEL UNDER TENSION

S. V. Smirnov<sup>1, a)</sup>, V. A. Khotinov<sup>2, b)\*</sup>, D. I. Vichuzhanin<sup>1, c)</sup>,  
O. N. Polukhina<sup>2, d)</sup>, V. M. Farber<sup>2, e)</sup>

<sup>1</sup>*Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,  
34 Komsomolskaya St., Ekaterinburg, Russian Federation*  
<sup>2</sup>*B. N. Yeltsin Ural Federal University, 19 Mira St., Ekaterinburg, Russian Federation*

a)  <https://orcid.org/0000-0002-2083-5377>,  [smirnov.sergy@bk.ru](mailto:smirnov.sergy@bk.ru); b)  <https://orcid.org/0000-0003-0645-548X>,  
 [khotinov@yandex.ru](mailto:khotinov@yandex.ru); c)  <https://orcid.org/0000-0002-6508-6859>,  [mmm@imach.uran.ru](mailto:mmm@imach.uran.ru);  
d)  [olga.polukhina@chelpipe.ru](mailto:olga.polukhina@chelpipe.ru); e)  [farb.amo@r66.ru](mailto:farb.amo@r66.ru)

\*Corresponding author. E-mail: [khotinov@yandex.ru](mailto:khotinov@yandex.ru)

Address for correspondence: Department of Heat Treatment and Physics of Metals, Yeltsin UrFU,  
19, ul. Mira, Ekaterinburg, 620002, Russian Federation  
Tel.: +7-912-648-36-58

The plastic flow of the 08G2BM steel under tension is studied by the digital image correlation (DIC) method. The plastic strain field in a sample at different stages of the stress-elongation curve is shown. The strain tensor components  $\epsilon_{yy}$  along the load axis and the rate of its change  $\dot{\epsilon}$  are evaluated quantitatively.

**Keywords:** stress-elongation curve, digital image correlation, inelastic strain field, plastic flow, strain rate.

### References

1. Sutton M.A., Ortu J.-J., Schreier H.W. *Image correlation for shape, motion and deformation measurements*. Columbia, SC, USA, University of South Carolina, 2009, 364 p. DOI: 10.1007/978-0-387-78747-3.
2. Vildeman V.E., Tretyakov M.P., Tretyakova T.V., Bulbovich R.V., Slovikov S.V., Babushkin A.V., Ilyinykh A.V., Lobanov D.S., Ipatova A.V. *Eksperimentalnye issledovaniya svoystv materialov pri slozhnykh termomekhanicheskikh vozdeistviyakh* [Experimental Research of Material Properties under Complex Thermomechanical Effects]. Moscow, Fizmatlit Publ., 2012, 204 p. (In Russian).
3. Renard K., Ryelandt S., Jacques P.J. Characterisation of the Portevin-Le Chatelier effect affecting an austenitic TWIP steel based on digital image correlation. *Mat. Science and Eng. A*, 2010, vol. 527, pp. 2969–2977. DOI: 10.1016/j.msea.2010.01.037.
4. Nagarajan S., Raghu N., Venkatraman B. Advanced imaging for early prediction and characterization of zone of Luders band nucleation associated with pre-yield microstrain. *Mat. Science and Eng. A*, 2013, vol. 561, pp. 203–211. DOI: 10.1016/j.msea.2012.10.082.
5. Ren Ch, Zhang X., Ji H., Zhan N., Qiao Zh. Effect of banded morphology and grain size on the tensile behavior of acicular ferrite in HSLA steel. *Mat. Science and Eng. A*, 2017, vol. 705, pp. 394–401. DOI: 10.1016/j.msea.2017.08.109.
6. Product-Manual for DaVis 8.1. Göttingen, Germany, La Vision GmbH, 2013, 338 p.
7. Makarov P.V. Mathematical theory of evolution of loaded solids and media. *Phys. Mesomech.*, 2008, vol. 11, iss. 5–6, pp. 213–227. – DOI: 10.1016/j.physme.2008.11.002.

For citation: The digital image correlation method applied to studying the plastic flow of the 08G2BM steel under tension / S. V. Smirnov, V. A. Khotinov, D. I. Vichuzhanin, O. N. Polukhina, V. M. Farber // *Diagnosics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2018. – Iss. 3. – P. 6–13. – DOI: 10.17804/2410-9908.2018.3.006-013.

Подана в журнал: 05.04.2018

УДК 620.172









DOI: 10.17804/2410-9908.2018.3.006-013

## ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТОДОМ КОРРЕЛЯЦИИ ЦИФРОВЫХ ИЗОБРАЖЕНИЙ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ СТАЛИ 08Г2БМ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

С. В. Смирнов<sup>1, а)</sup>, В. А. Хотинов<sup>2, б)\*</sup>, Д. И. Вичужанин<sup>1, в)</sup>,  
О. Н. Полухина<sup>2, г)</sup>, В. М. Фарбер<sup>2, д)</sup>

<sup>1</sup>Институт машиноведения УрО РАН, ул. Комсомольская, 34, г. Екатеринбург, Российская Федерация,

<sup>2</sup>Уральский федеральный университет, ул. Мира, 19, г. Екатеринбург, Российская Федерация

а)  <https://orcid.org/0000-0002-2083-5377>,  [smirnov.sergiy@bk.ru](mailto:smirnov.sergiy@bk.ru); б)  <https://orcid.org/0000-0003-0645-548X>,  
 [khotinov@yandex.ru](mailto:khotinov@yandex.ru); в)  <https://orcid.org/0000-0002-6508-6859>,  [mmm@imach.uran.ru](mailto:mmm@imach.uran.ru);  
г)  [olga.polukhina@chelpipe.ru](mailto:olga.polukhina@chelpipe.ru); д)  [farb.amo@r66.ru](mailto:farb.amo@r66.ru)

\*Ответственный автор. Электронная почта: [khotinov@yandex.ru](mailto:khotinov@yandex.ru)

Адрес для переписки: ул. Мира, 19, г. Екатеринбург, Российская Федерация

Тел.: +7-912-648-36-58

Методом корреляции цифровых изображений (КЦИ) изучено пластическое течение стали 08Г2БМ при растяжении. Показана картина распределения пластической деформации в образце на разных стадиях кривой растяжения. Проведена количественная оценка компоненты тензора деформации  $\epsilon_{yy}$  вдоль оси нагрузки и скорости ее изменения  $\dot{\epsilon}$ .

**Ключевые слова:** кривая растяжения, корреляция цифровых изображений, поле деформаций, пластическое течение, скорость деформации.

### 1. Введение

Магистральные трубопроводы эксплуатируются в достаточно жестких условиях, связанных со значительным перепадом температур в течение года, высокими внутренними давлениями и т.д. Поэтому для строительства магистральных трубопроводов используют высокопрочные стали классов прочности X70, X80, X90, X100. Такие стали имеют следующие характеристики: обладают высокой прочностью и пластичностью; высокой сопротивляемостью хрупкому разрушению при температурах до  $-60$  °С; имеют высокую коррозионную стойкость. Очень важной является оценка механических свойств сталей для магистральных трубопроводов.

Современное испытательное оборудование для проведения механических испытаний позволяет автоматизировать процесс получения и обработки измеряемых данных, а также получать принципиально новую информацию о свойствах материалов. Это значительно расширяет возможности известных методик механических испытаний [1–2].

Так, в последнее время при испытаниях на растяжение активно используется метод корреляции цифровых изображений КЦИ (digital image correlation DIC), позволяющий на основе измерения полей перемещений материальных точек на поверхности образца проводить анализ поведения металла на разных стадиях деформации [3–5].

Цель настоящей работы – изучение особенностей пластического течения низкоуглеродистой микрелегированной стали 08Г2БМ при растяжении с использованием метода корреляции цифровых изображений.

## 2. Материалы и методики исследования

Материалом для исследования была выбрана сталь 08Г2БМ, используемая для сварных труб класса прочности X80, следующего химического состава (мас. %): 0,08 С; 1,85 Mn; 0,13 Мо;  $\Sigma$  (Ti-V-Nb)  $\approx$  0,10; 0,17 Cu; 0,4 Si; 0,19 Cr; 0,22 Ni; 0,001 S; 0,013 P. Стандартные плоские образцы для механических испытаний толщиной 3 мм, шириной 20 мм и длиной рабочей части 60 мм были вырезаны из стенки трубы диаметром 1420 мм и толщиной 27,7 мм в направлении, перпендикулярном оси трубы (направлению прокатки).

Растяжение с постоянной скоростью деформации  $\dot{\epsilon} = 2,7 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  плоских образцов проводилось на универсальной испытательной машине Instron 8801, снабженной оптическим комплексом Strain Master для анализа полей перемещений и деформаций методом корреляции цифровых изображений (КЦИ). Технические характеристики комплекса Strain Master приведены в табл. 1. Для получения изображения картины деформации на поверхность образца при помощи спрейера наносили капельки краски (серый фон с дисперсными черными вкраплениями), что позволило при калибровке образца разбить ее на множество ячеек для анализа методом кросс-корреляции (оценка смещения точки поверхности в пределах каждой элементарной ячейки в двух последовательных кадрах) [6].

Таблица 1 – Технические характеристики системы StrainMaster

Разрешение CCD видеокамеры	1600×1200 пикселей
Динамический диапазон CCD видеокамеры	14 бит
Скорость затвора CCD видеокамеры	1 мкс
Частота кадров	30 кадров/с
Минимальный межкадровый интервал	110 нс
Размер пикселя	7,4 мкм
Точность оценки изображения	до 0,01 пикселя
Объективы	24–85мм F/2.8 – 4

Полученные в процессе нагружения смещения точек на поверхности образца программно обрабатывались с целью получения векторных полей перемещений и компонент тензора деформации на поверхности испытываемого образца [6]:

$$\epsilon_{ij} = \frac{1}{2} \left( \frac{\partial V_i}{\partial r_j} + \frac{\partial V_j}{\partial r_i} \right), \quad (1)$$

где  $V_i$  – векторная компонента смещения точки вдоль направления  $i$  ( $i = x, y, z$ );  $r_j$  – пространственная ось по направлению  $j$  ( $j = x, y, z$ ).

В настоящей работе рассматривали локальные линейные деформации  $\epsilon_{yy}$  в направлении оси растяжения (по длине образца).

## 3. Результаты эксперимента и их обсуждение

Диаграмма растяжения образца имеет вид гладкой параболической кривой ( $\sigma_{0,2} = 610$  МПа,  $\sigma_b = 670$  МПа,  $\delta = 12,5$  %) (рис. 1 а). При этом с помощью метода КЦИ можно проследить пластическое течение металла на всех стадиях кривой растяжения (рис. 1 б). Так, при переходе от упругой к пластической деформации в точке 1 ( $\delta = 0,2$  %) смещения на поверхности металла крайне малы  $\epsilon_{yy} = 0,4 \dots 0,6$  % и наблюдаются по всей длине образца. На поле деформаций видна легкая полосчатость, связанная, по-видимому, с локальной микропластической деформацией в благоприятно ориентированных к оси растяжения



участках. Наблюдаемые полосы шириной ~ 3–5 мм расположены к оси нагружения под углом 30–45°, а степень деформации в них выше на ~ 0,2 % по сравнению с другими участками.

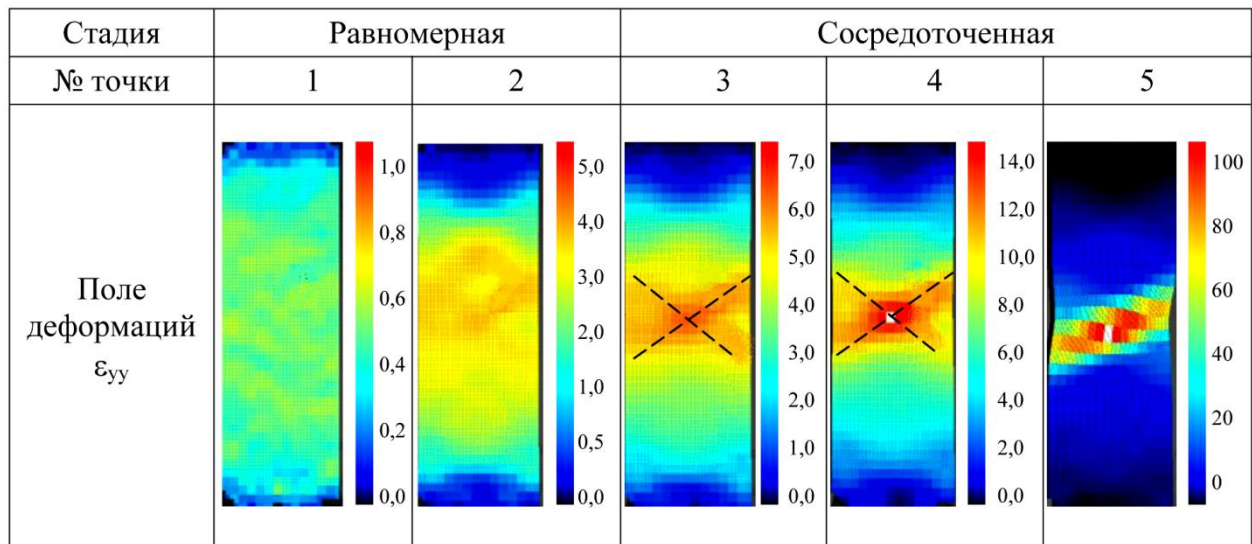
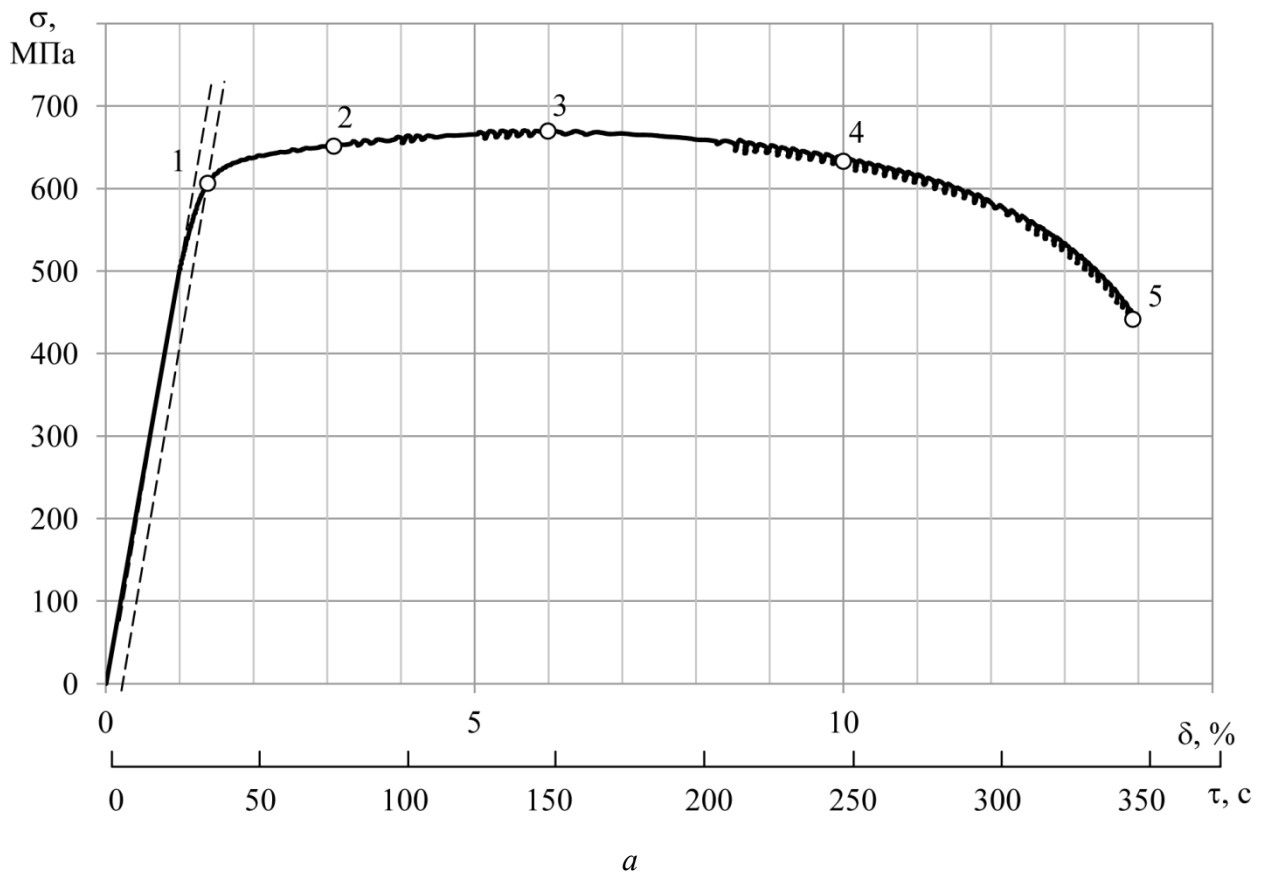


Рис. 1. Диаграмма растяжения стали 08Г2БМ (а) и поля деформаций компоненты  $\epsilon_{yy}$  на различных стадиях пластической деформации (б)

С ростом деформации образца (точка 2 соответствует равномерной стадии пластического течения) область пластического течения начинает сужаться (до 40 мм) при одновременном повышении  $\epsilon_{yy}$  в эпицентре до 3,0...4,0 % и плавном переходе к периферии.

Такое поведение характерно для исследуемого образца на всем протяжении равномерной стадии деформации вплоть до момента, пока в центре образца не станет заметно формирование концентратора напряжений (точка 3 на рис. 1). При этом видно, что пластическое течение металла около концентратора осуществляется наиболее интенсивно ( $\epsilon_{yy} = 5...6\%$ ) в виде двух взаимно перпендикулярных полос красного цвета, расположенных под углом  $\sim 45^\circ$  к оси растяжения (выделены пунктиром).

Дальнейшая деформация образца приводит к ее локализации и образованию шейки, смещения объемов металла ( $\epsilon_{yy} = 13...15\%$ ) происходят только в областях, прилегающих к ней (точка 4 на рис. 1). Затем интенсивное пластическое течение локализуется в шейке в виде узкого максимума ( $\epsilon_{yy} = 80...100\%$ ) шириной  $\sim 5$  мм (точка 5 на рис. 1),

Проследить продольную деформацию в растягиваемом образце позволяет и анализ профилей полей деформаций  $\epsilon_{yy}$  вдоль оси растяжения (рис. 2). При этом на наблюдаемом поле можно выделить разные по интенсивности области пластического течения – активную зону (АЗ), в области которой идет интенсивное пластическое течение, и окружающие ее релаксационные зоны (РЗ), в которых вследствие инструментальных факторов (близость головок образца, его соосность и др.) и физических факторов деформация металла значительно меньше.

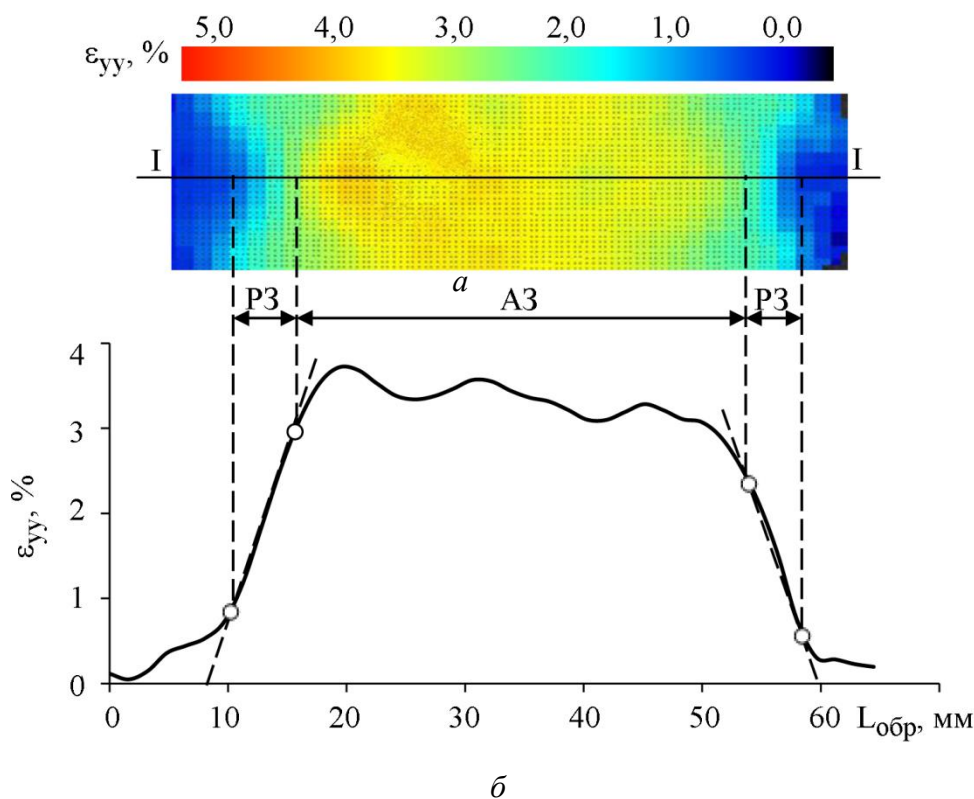


Рис. 2. Поле цветовой корреляции (а) и распределение степени деформации  $\epsilon_{yy}$  вдоль оси образца по трассе I-I (б) на равномерной стадии кривой растяжения:  
АЗ – активная зона; РЗ – релаксационная зона

Релаксационная зона на профиле поля деформаций представлена в виде двух ниспадающих линейных участков по обе стороны от пика, активную зону можно определить как область между точками отклонения кривой профиля от выделенных линейных участков (рис. 2). На упругой стадии кривой растяжения обратимые смещения металла малы ( $\epsilon_{yy} \leq 0,5\%$ ) и равномерно распределены по всей длине образца.

Начало пластического течения (точка 1 на рис. 1) характеризуется ростом  $\epsilon_{yy}$  до 1–1,2 %, а также разделением области пластического течения на активную и релаксационные зоны. При этом в активной зоне начинают все более четко формироваться три максимума, расположенных на одинаковом расстоянии между собой ( $M_1$ ,  $M_2$ ,  $M_3$  на рис. 3 *a*). Дальнейшее равномерное пластическое течение приводит к возрастанию деформации во всей активной зоне и в отдельных максимумах.

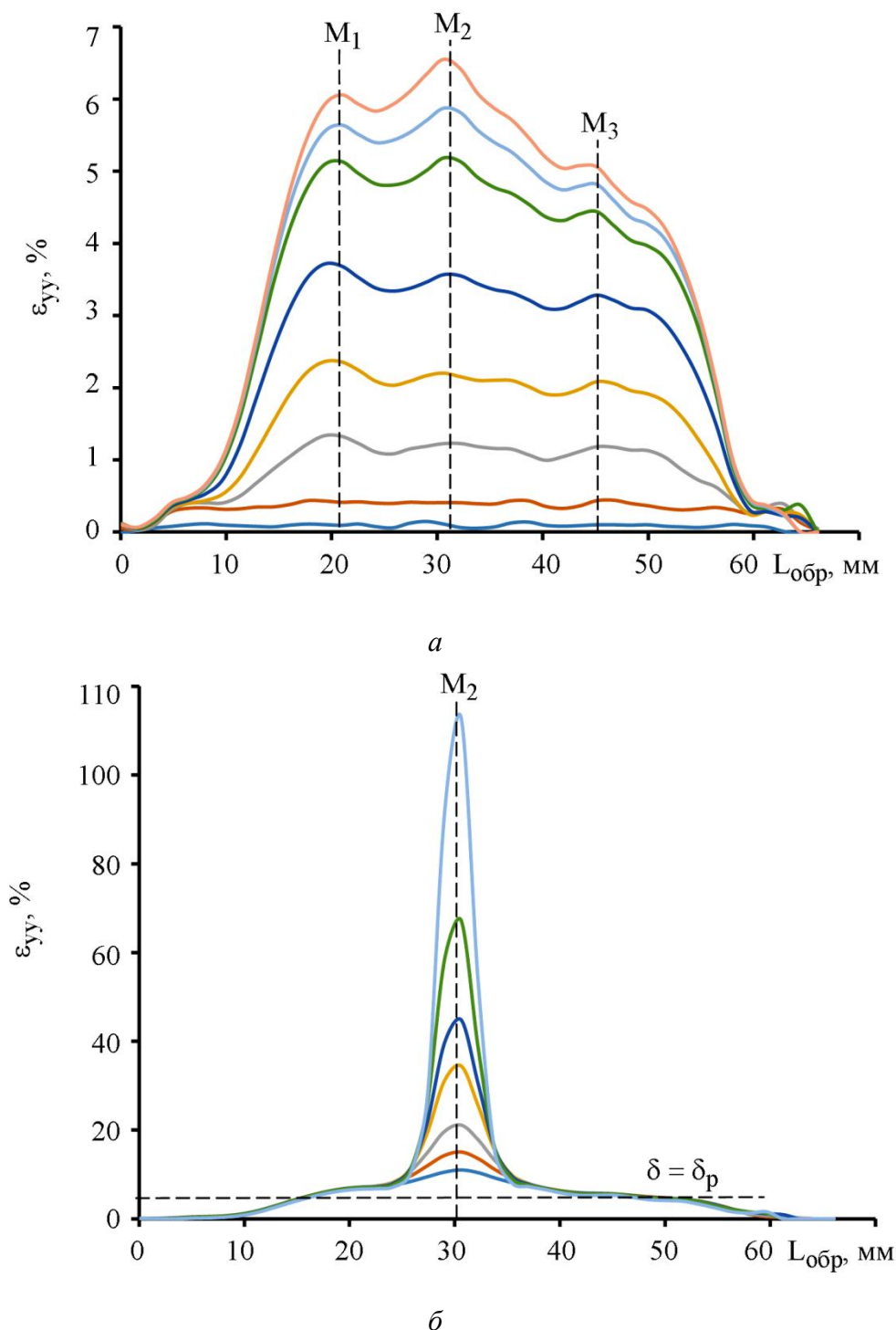


Рис. 3. Распределение компоненты  $\epsilon_{yy}$  по длине образца на разных стадиях пластической деформации: *a* – равномерная; *б* – сосредоточенная

При локализации пластического течения в шейке средний максимум  $M_2$ , лежащий на середине длины образца, как бы поглощает соседние максимумы и пластическая деформация протекает исключительно в нем (рис. 3 б).

Представляет интерес оценить изменение скорости пластического течения (скорость деформации  $\dot{\epsilon}$ ) в процессе растяжения образца. Для расчета  $\dot{\epsilon}$  выделяли максимум компоненты смещений  $\epsilon_{yy}^{\max}$  на профиле в любой момент времени, а затем определяли ее величину как

$$\dot{\epsilon} = \frac{\Delta \epsilon_{yy}^{\max}}{\Delta \tau}, \quad (2)$$

где  $\epsilon_{yy}^{\max}$  – изменение максимальной величины  $\epsilon_{yy}$  за время  $\Delta \tau$ .

На зависимости  $\dot{\epsilon} = f(\tau)$  наблюдается два линейных участка, соответствующих равномерной и сосредоточенной стадиям деформации (рис. 4).

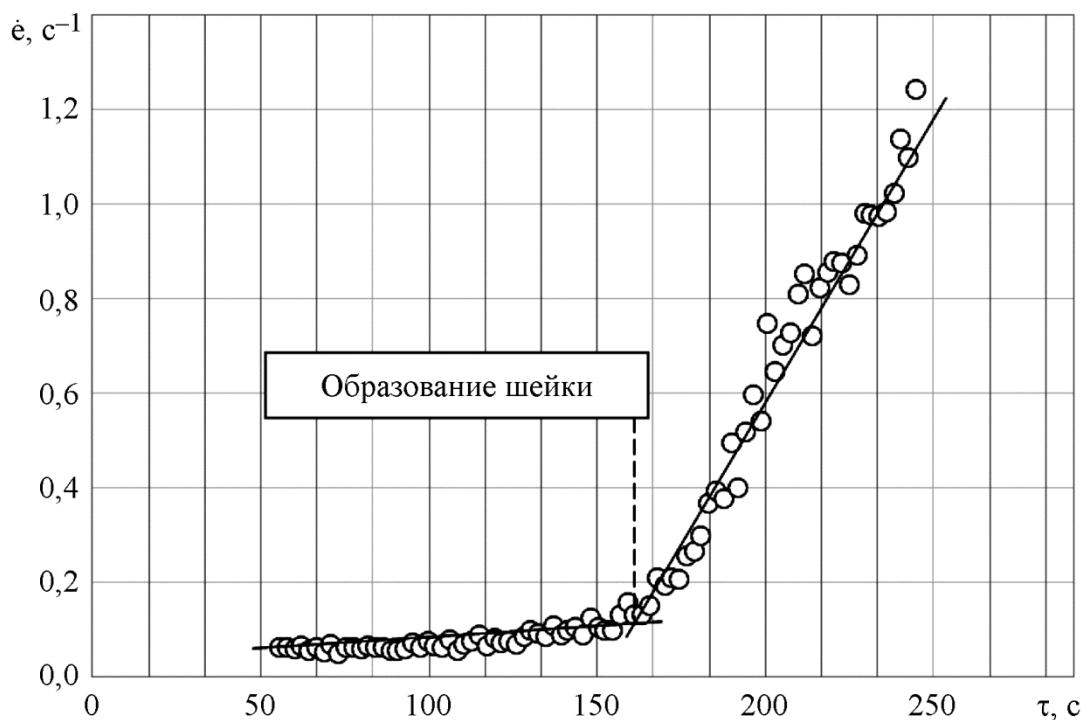


Рис. 4. Интенсивность нарастания  $\epsilon_{yy}$  (скорость деформации  $\dot{\epsilon}$ ) вдоль центра образца

Видно, что на стадии равномерной деформации (до  $\tau \approx 150$  с) ее скорость незначительна и не превышает  $0,1 \text{ с}^{-1}$ , однако после локализации деформации в шейке  $\dot{\epsilon}$  резко возрастает по линейному закону. Медленный квазистатический режим пластического течения сменяется катастрофическим. Это является общим свойством самоорганизации деформационных процессов в нагружаемых твердых телах [7].

#### 4. Заключение

Применение метода корреляции цифровых изображений позволяет детально описать пластическое течение металла на разных стадиях кривой растяжения. Так, на примере стали 08Г2БМ обнаружено, что при одноосном растяжении неоднородность распределения деформации по длине образца возникает уже в начале пластического течения вблизи  $\sigma_{0,2}$  ( $\epsilon_{yy} = 0,2\text{--}0,6 \%$ ) в виде полос под углом  $\sim 30\text{--}45^\circ$  к оси нагружения.

На равномерной стадии пластического течения эта неоднородность усиливается – на профилях распределения  $\varepsilon_{yy}$  по длине образца возникают три максимума на расстояниях  $\Delta L_{\text{обр}} = 10\text{--}15$  мм, развитие которых продолжается вплоть до образования шейки. На сосредоточенной стадии деформации центральный максимум как бы поглощает соседние, пластическое течение локализуется в нем, а скорость деформации по сравнению с равномерной стадией повышается на порядок ( $\dot{\varepsilon} = 0,1$  до  $1,2 \text{ с}^{-1}$ ).

*Работа выполнена в УрФУ при финансовой поддержке постановления № 211 Правительства Российской Федерации, контракт № 02.А03.21.0006, а также в ИМАШ УрО РАН в рамках темы государственного задания № 0391-2016-0004. Испытания проведены с использованием оборудования ЦКП УрФУ и ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.*

## Литература

1. Sutton M.A., Orteu J.-J., Schreier H.W. Image correlation for shape, motion and deformation measurements. – Columbia, SC, USA: University of South Carolina, 2009. – 364 p. – DOI: 10.1007/978-0-387-78747-3.
2. Экспериментальные исследования свойств материалов при сложных термомеханических воздействиях / В. Э. Вильдеман, М.П. Третьяков, Т.В. Третьякова, Р.В. Бульбович, С.В. Словиков, А.В. Бабушкин, А.В. Ильиных, Д.С. Лобанов, А.В. Ипатова. – М. : Физматлит, 2012. – 204 с.
3. Renard K., Ryelandt S., Jacques P.J. Characterisation of the Portevin-Le Chatelier effect affecting an austenitic TWIP steel based on digital image correlation // Mat. Science and Eng. A. – 2010. – Vol. 527. – P. 2969–2977. – DOI: 10.1016/j.msea.2010.01.037.
4. Nagarajan S., Raghu N., Venkatraman B. Advanced imaging for early prediction and characterization of zone of Luders band nucleation associated with pre-yield microstrain // Mat. Science and Eng. A. – 2013. – Vol. 561. – P. 203–211. – DOI: 10.1016/j.msea.2012.10.082.
5. Effect of banded morphology and grain size on the tensile behavior of acicular ferrite in HSLA steel / Ch. Ren, X. Zhang, H. Ji, N. Zhan, Zh. Qiao // Mat. Science and Eng. A. – 2017. – Vol. 705. – P. 394–401. – DOI: 10.1016/j.msea.2017.08.109.
6. Product-Manual for DaVis 8.1. – Göttingen, Germany: La Vision GmbH. – 2013. – 338 p.
7. Makarov P.V. Mathematical theory of evolution of loaded solids and media // Phys. Mesomech. – 2008. – Vol. 11, iss, 5–6. – P. 213–227. – DOI: 10.1016/j.physme.2008.11.002.

**Received:** 11.05.2018

**Revised:** 30.05.2018







**Accepted:** 15.06.2018

**DOI:** 10.17804/2410-9908.2018.3.014-023

## COMPUTER-AIDED INTERSUBJECTIVE ASSIGNMENT OF OVERLAPS FOR SHAFT-TYPE FORGINGS

O. Yu. Muizemnek<sup>a)\*</sup>, A. V. Konovalov<sup>b)</sup> and S. I. Kanyukov<sup>c)</sup>

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

<sup>a)</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-8359-2579>,  [olga@imach.uran.ru](mailto:olga@imach.uran.ru); <sup>b)</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-9131-8636>,  
 [avk@imach.uran.ru](mailto:avk@imach.uran.ru); <sup>c)</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-5062-8080>,  [t196at66@mail.ru](mailto:t196at66@mail.ru)

\*Corresponding author. E-mail: [olga@imach.uran.ru](mailto:olga@imach.uran.ru)

Address for correspondence: 34, ul. Komsomolskaya, Ekaterinburg, Russian Federation

Tel.: +7 (343) 362 30 26; fax: 374 53 30

The paper exemplifies the mechanism of choosing an intersubjective (rational) decision from a set of acceptable decisions by computer-aided assignment of overlaps for shaft-type forgings. Goals are formulated and formalized; membership functions of possible decisions corresponding to the set goals are defined. A criterion for the selection of a rational variant of overlap assignment from a set of acceptable decisions is developed.

**Keywords:** shaft, forging, computer simulation, formalized goal, membership function, intersubjective decision.

### References

1. Karayel D., Ozkan S.S. Distributed multi-agent system approach for sheet metal forming. *Journal of Materials Processing Technology*, 2006, vol. 177, nos. 1–3, pp. 327–330. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2006.04.039.
2. Zhang J., Chen Q. Characteristic finite strip analysis of sheet materials on multi-intelligence agents. *Advanced Materials Research*, 2013, vol. 662, pp. 657–660. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.662.657.
3. Kaverin A. ADEM as State-of-the-Art Forging Process Planning. *SAPR i Grafika*, 2005, no. 3, p. 1. (In Russian).
4. Chesnokov V.S., Kaplunov B.G. Vozmishchev N.E. et al. Development and application of computer-aided design and modeling of hot forging processes. *Kuznechno-Shtampovochnoe Proizvodstvo. Obrabotka Materialov Davleniem*, 2008, no. 9, pp. 36–44. (In Russian).
5. Sakamoto S., Katayama T., Yokogawa R. et al. Construction of PC-based intelligent CAD system for cold forging process design – integration of CAD system and development of input method. *Journal of Materials Processing Technology*, 2001, vol. 119, nos. 1–3, pp. 58–64.
6. Jolgef M., Hamouda A.M.S., Sulaiman S. et al. Development of a CAD/CAM system for the closed-die forging process. *Journal of Materials Processing Technology*, 2003, vol. 138, nos. 1–3, pp. 436–442. DOI 10.1108/02644400910943635.
7. Yang D.Y., Im Y.T., Yoo Y.C. et al. Development of integrated and intelligent design and analysis system for forging processes. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*, 2000, vol. 49, no. 1, pp. 177–180.
8. Trubin V.N., Makarov V.I., Orlov S.N. et al. *Sistema upravleniya kachestvom proektirovaniya tekhnologicheskikh protsessov kovki* [Quality Management System of Forging Process Design]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1984, 184 p. (In Russian).







9. Kanyukov S.I., Arzamastsev S.V. Computer-aided design system for the process of forging of stepped shafts. *Kuznechno-Shtampovochnoe Proizvodstvo. Obrabotka Materialov Davleniem*, 1995, no. 9, pp. 13–14. (In Russian).
10. Konovalov A.V., Arzamastsev S.V., Shalyagin S.D. et al. Intelligent computer-aided system of shaft forging on hammers. *Zagotovitelnye Proizvodstva v Mashinostroenii*, 2010, no. 1, pp. 20–23. (In Russian).
11. Konovalov A.V., Gagarin P.Yu., Shalyagin S.D. An object model of forging short blanks. *Avtomatizatsiya i Sovremennye Tekhnologii*, 2010, no. 6, pp. 11–15. (In Russian).
12. *GOST 7062-90*. Carbon and alloyed steel forgings fabricated by press forging. Allowances and tolerances. (In Russian).
13. Luger D.F. *Iskusstvennyi intellekt: strategii i metody resheniya slozhnykh problem* [Artificial Intelligence: Strategies and Methods for Solving Complex Problems, 4th ed.]. M., Izdatelskiy Dom Williams Publ., 2003, 864 p. (In Russian).
14. Stuart R., Norvig P. *Iskusstvennyi intellekt: sovremenniy podkhod* [Artificial Intelligence: Modern Approach, 2 ed.]. M., Izdatelskiy Dom Williams Publ., 2006. 1408 p. (In Russian).
15. Borgest N.M. *Ontologiya proektirovaniya: teoreticheskie osnovy. Ch. 1. Ponyatiya i printsipy: Uchebnoe posobie* [Ontology of Design: Theoretical Foundations. Part 1. Concepts and Principles]. Samara, Izd-vo SGAU Publ., 2010, 92 p. (In Russian).
16. Vittikh V.A. *Vvedenie v teoriyu intersubektivnogo upravleniya* [Introduction to the Inter-subjective Control Theory]. Samara: Samarskiy Nauchnyi Centr RAN, 2013, 60 p. (In Russian).
17. Ryzhov A.P. *Elementy teorii nechetkikh mnozhestv i ee prilozheniy* [Elements of the Fuzzy Set Theory and Its Applications]. M., Dialog-MGU Publ., 1998, 81 p. (In Russian).
18. Bellman R., Zade L. *Prinyatie resheniy v rasplyvchatykh usloviyakh. Voprosy analiza i protsedury prinyatiya resheniy* [Decision-Making under Fuzzy Conditions. Analysis and Decision-Making Procedures]. M., Mir Publ., 1976, pp. 172–215. (In Russian).

Подана в журнал: 11.05.2018  
УДК 004.89; 004.827; 621.73  
DOI: 10.17804/2410-9908.2018.3.014-023

## АВТОМАТИЗИРОВАННОЕ ИНТЕРСУБЪЕКТИВНОЕ НАЗНАЧЕНИЕ НАПУСКОВ НА ПОКОВКИ ТИПА ВАЛОВ

О. Ю. Муйземнек<sup>а)\*</sup>, А. В. Коновалов<sup>б)</sup>, С. И. Канюков<sup>в)</sup>

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

<sup>а)</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-8359-2579>,  [olga@imach.uran.ru](mailto:olga@imach.uran.ru); <sup>б)</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-9131-8636>,  
 [avk@imach.uran.ru](mailto:avk@imach.uran.ru); <sup>в)</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-5062-8080>,  [t196at66@mail.ru](mailto:t196at66@mail.ru)

\*Ответственный автор. Электронная почта: [olga@imach.uran.ru](mailto:olga@imach.uran.ru)  
Адрес для переписки: ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация.  
Тел.: +7 (343) 362–30–26; факс: 374–53–30

В статье описывается механизм выбора интересубъективного (рационального) решения из множества допустимых решений, на примере решения задачи автоматизированного назначения напусков на поковки типа валов. Сформулированы и формализованы цели, определены функции принадлежности возможных решений поставленным целям и разработан критерий выбора рационального варианта назначения напусков из множества допустимых вариантов.

**Ключевые слова:** вал, поковка, компьютерное моделирование, формализованная цель, функция принадлежности, интересубъективное решение.

### 1. Введение

Технологическая подготовка кузнечного производства включает в себя проектирование поковки и разработку технологического процессаковки и связана с необходимостью выполнения многочисленных расчетов, подготовкой и оформлением большого объема технической документации, необходимой для запуска изделий в производство. Эффективным средством сокращения трудоемкости и сроков технологической подготовки и повышением качества проектирования является автоматизированное проектирование технологических процессов с помощью систем автоматизированного проектирования (САПР). В качестве примеров таких разработок в рассматриваемой предметной области в нашей стране и за рубежом можно привести работы [1, 2] в области листовой штамповки, работы [3–7] – в области холодной и горячей штамповки и работы [8–11] в области свободнойковки. В Институте машиноведения УрО РАН (г. Екатеринбург) разработана интеллектуальная система автоматизированного проектирования технологииковки валов на прессах (САПР «ТЕХНОЛОГ»).

Начальным этапом проектирования технологииковки является проектирование поковки, т. е. назначение на исходную деталь припусков и кузнечных напусков. Назначение припусков производится путем добавления слоя металла на поверхность детали, подлежащего удалению при последующей механической обработке с целью ликвидации дефектовковки и термообработки, осуществляется в соответствии с рекомендациями ГОСТ 7062-90 [12] и обычно затруднений не вызывает.

Решение задачи назначения напусков на поковку далеко не однозначно, поскольку регламентирующие правила ГОСТ 7062-90 и технологических инструкций предприятий в основном оговаривают ситуации, которые допускать нельзя. Следовательно, результатом решения в общем случае является множество допустимых решений, каждое из которых в



принципе позволит получить годную поковку для выбора наиболее рационального решения в зависимости от поставленных целей.

Как правило, разработчики систем автоматизированного проектирования технологических процессов (САПР ТП)ковки при назначении напусков на поковку преследуют цель – экономию металла, т.е. пытаются назначать минимально возможные напуски. Однако такой подход в общем случае нельзя считать единственно правильным. Другой целью является снижение трудоемкости изготовления поковки. Дополнительные напуски упрощают контур поковки, что приводит к уменьшению времени еековки. Может оказаться, что экономия, достигнутая при упрощении технологического процесса изготовления поковки, перевесит стоимость потерь металла, возникших из-за излишне назначенных напусков.

Цель настоящей работы – разработка механизма автоматизированного управления процессом назначения напусков на поковки типа валов с учетом разных поставленных целей.

Современные САПР ТПковки представляют собой диалоговые автоматизированные системы с большой степенью интерактивности, при работе с которыми пользователь имеет возможность корректировать автоматически спроектированную поковку. Однако естественным стремлением разработчиков САПР всегда было и остается сокращение доли участия человека в процессе автоматизированного проектирования путем разработки более совершенных алгоритмов и программ, чему способствовало постоянное развитие теории искусственного интеллекта: объектно-ориентированный, мультиагентный, гибридный подходы [13], генетическое программирование [14], онтология проектирования [15], механизмы теории интерсубъективного управления [16].

Рассмотрим этот механизм на примере конкретной детали «Промвал». Деталь с назначенными припусками будем называть базовой. На рис. 1 приведен пример эскиза базовой детали «Промвал» (в скобках указаны размеры чистой детали) и несколько возможных вариантов назначения напусков.

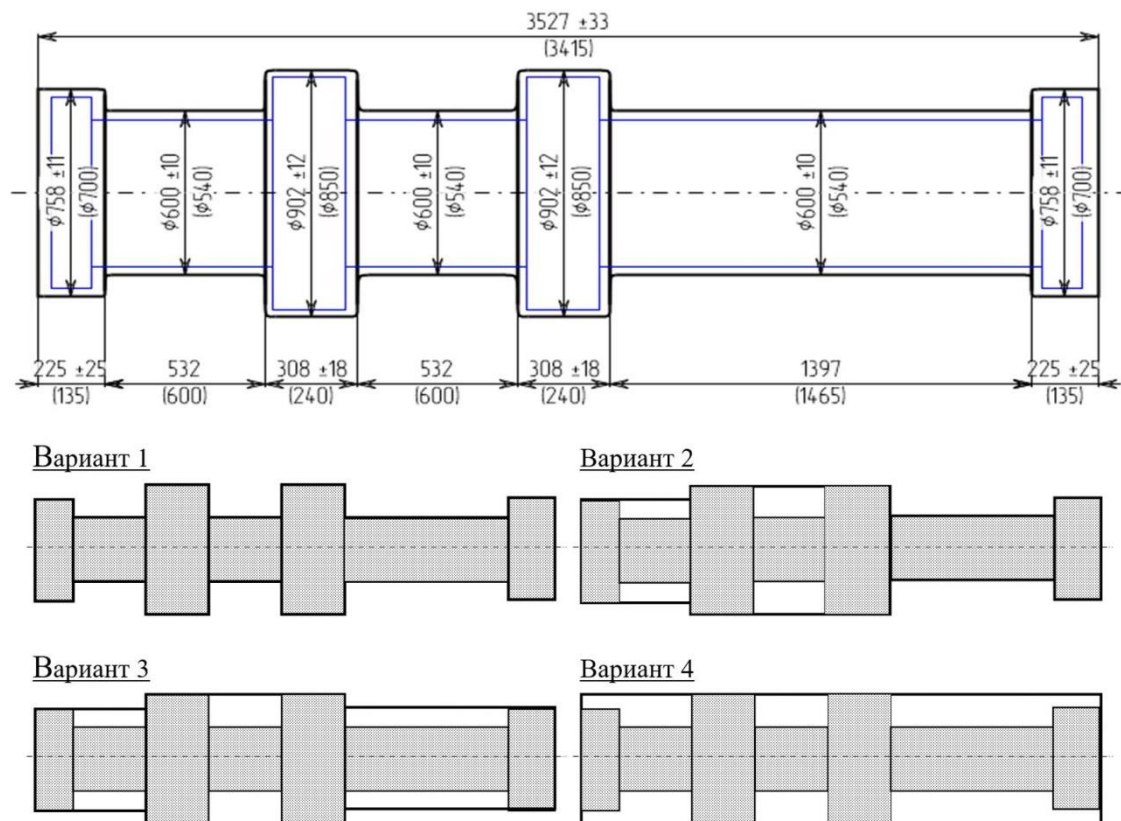


Рис. 1. Эскиз базовой детали «Промвал» и варианты назначения напусков

Естественно, каждое решение задачи на рис. 1 следует считать субъективным, и вопрос состоит в том, какое из предложенных допустимых субъективных решений является наиболее рациональным (интерсубъективным) в зависимости от целей, которые при этом преследуются.

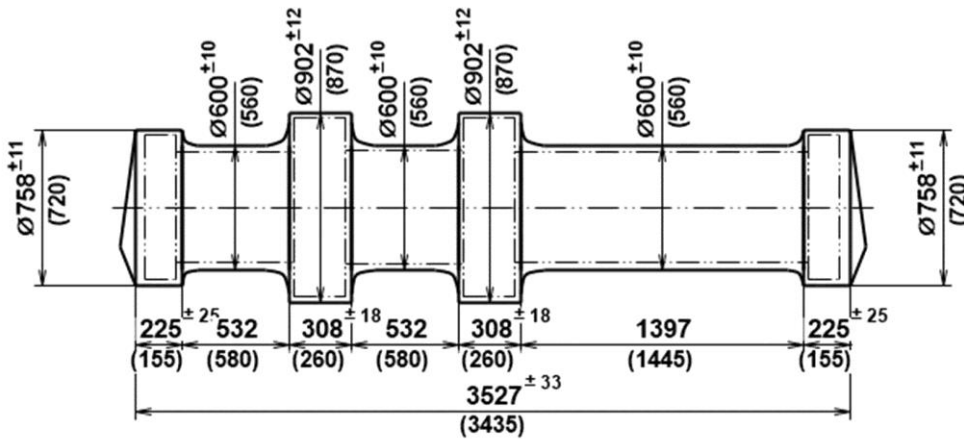
Для упрощения дальнейших рассуждений из четырех вариантов назначения напусков на рассматриваемую базовую деталь более подробно рассмотрим два первых варианта, спроектированных САПР «ТЕХНОЛОГ» и изображенных на рис. 2. Отметим, что оба указанных на этом рисунке варианта удовлетворяют требованиям ГОСТ 7062-90 и, следовательно, являются допустимыми.

В общем случае для решения задачи выбора нужного решения из множества возможных необходимо прежде всего сформулировать цели, которых хотелось бы достичь. Например, *Цель 1* – экономия металла и *Цель 2* – снижение трудоемкости изготовления поковки. Понятно, что эти цели являются противоречивыми и их приоритеты (важности) зависят прежде всего от объема заказа, стоимости металла, производственных условий предприятия и т. д.

Очевидно, что решение задачи назначения напусков на базовую деталь в общем случае должно учитывать обе цели в зависимости от их важностей. В теории интересубъективного управления [16] такие решения, получаемые на основе «взаимопонимания» и консенсуса противоречивых целей, называют интересубъективными. Для формализации процесса получения интересубъективных решений удобно использовать теорию нечетких множеств [17] и теорию принятия решений в расплывчатых условиях [18], которые позволяют создать аппарат моделирования человеческих рассуждений и оценивать эти рассуждения при принятии решений, что естественно повышает интеллектуальный уровень САПР.

Прежде всего, необходимо формализовать цели, которые хотелось бы достичь.

Вариант 1



Вариант 2

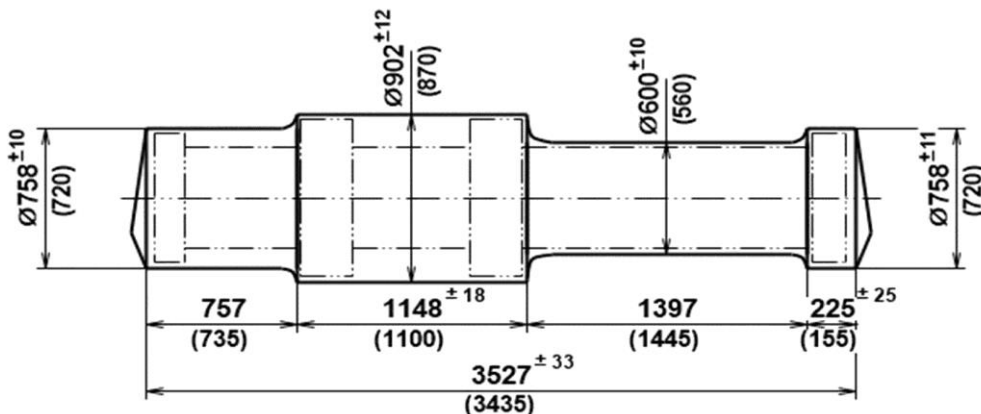


Рис. 2. Два варианта назначения напусков на базовую деталь

*Цель 1* – экономия металла. Достигается при минимальной массе спроектированной поковки. Степень достижения этой цели для каждого варианта спроектированной поковки, представленного на рис. 2, будем оценивать относительным расстоянием  $r_1$  от этого варианта до базовой детали, которое будем вычислять по формуле:

$$r_1 = \frac{M - M_B}{M_T - M_B} \geq 0,$$

где  $M$  – масса допустимой поковки;  $M_B = 10550$  кг – масса базовой детали, представленной на рис. 1;  $M_T = 17683$  кг – масса поковки на рис. 1 (вариант 4), которую назовем габаритной поковкой.

Отметим, что если  $M = M_B$ , то  $r_1 = 0$ , и допустимый вариант поковки совпадает с базовой деталью, т.е. находится от нее с точки зрения массы на минимальном расстоянии. При этом напуски на базовую деталь не назначаются.

*Цель 2* – снижение трудоемкости изготовления поковки. Логично связать эту цель с объемом металла, который необходимо сместить, если бы исходной заготовкой для каждого варианта спроектированной поковки служила габаритная поковка (см. рис. 1, вариант 4).

Для формализации *Цели 2* рассмотрим алгоритм расчета смещенного объема в случае преобразования цилиндрической ступени с размерами  $D_1, L_1$  (стартовой ступени) в цилиндрическую ступень с размерами  $D_2, L_2$  (конечную ступень).

Пусть  $D, L$  – текущие размеры промежуточных ступеней между стартовой и конечной. Объем  $V$  ступени в любой момент ее деформации есть величина постоянная. При этом

$$V = \pi \frac{D_1^2}{4} L_1 = \pi \frac{D_2^2}{4} L_2 = \pi \frac{D^2}{4} L.$$

Величина  $L$  связана с  $D$  соотношением

$$L = \frac{4V}{\pi D^2}. \quad (1)$$

Приращение смещенного объема  $v^C$  ступени при бесконечно малом изменении ее диаметра  $dD$  описывается выражением

$$dv^C = \frac{\pi}{4} [D^2 - (D - dD)^2] L. \quad (2)$$

После подстановки в выражение (2) формулы (1) и несложных преобразований получим

$$dv^C = 2V \frac{dD}{D}, \quad v^C = \int_{D_2}^{D_1} dv^C = V \ln \left( \frac{D_1^2}{D_2^2} \right).$$

Нетрудно убедиться, что когда цилиндрическая ступень с размерами  $D_1, L_1$  преобразуется в коническую ступень с размерами  $d_2, D_2, L_2$ , смещенный объем  $v^C$  вычисляется по формуле

$$v^C = V \ln \left( \frac{3D_1^2}{d_2^2 + d_2D_2 + D_2^2} \right),$$

где  $d_2, D_2$  – диаметры конической ступени.

Смещенный объем  $V^C$  для каждого варианта спроектированной поковки на рис. 2 определяется выражением

$$V^C = \sum_{i=1}^n v_i^C,$$

где  $v_i^C$  – смещенный объем  $i$ -й ступени поковки;  $n$  – количество ступеней поковки.

Относительное расстояние  $r_2$  от спроектированной поковки до габаритной с точки зрения *Цели 2* определим как

$$r_2 = \frac{V^C}{V_B^C} \geq 0,$$

где  $V_B^C$  – смещенный объем, рассчитанный для базовой детали. Очевидно, что если  $V^C = 0$ , то  $r_2 = 0$ , т. е. смещения металла нет, и спроектированная поковка совпадает с габаритной.

Поскольку *Цель 1* достигается при  $r_1 = 0$ , а *Цель 2* – при  $r_2 = 0$ , то для выбора интереснейшего варианта из допустимых вариантов, представленных на рис. 2, необходимо определить функцию принадлежности [17] каждого допустимого варианта обоим целям одновременно. В работе [18] в качестве функции принадлежности  $\mu(x)$  параметра  $x$  поставленной цели  $\bar{x}$  в подобной трактовке предлагается использовать зависимость вида

$$\mu(x) = \frac{1}{1 + (x - \bar{x})^2}.$$

Тогда для нашего примера функция принадлежности  $\mu_1(r_1)$  каждого допустимого варианта *Цели 1* определяется выражением

$$\mu_1(r_1) = \frac{1}{1 + r_1^2},$$

а функция принадлежности  $\mu_2(r_2)$  каждого допустимого варианта *Цели 2* – выражением

$$\mu_2(r_2) = \frac{1}{1 + r_2^2}.$$

Функция принадлежности допустимого варианта обоим поставленным целям одновременно  $\mu$  определяется согласно работе [18] как наименьшее среди значений функций принадлежности  $\mu_1$  и  $\mu_2$ :

$$\mu = \min(\mu_1, \mu_2).$$

Поскольку значение  $\mu$ , рассчитанное для каждого варианта (рис. 2), характеризует степень принадлежности этого варианта обеим поставленным целям одновременно, то из двух рассматриваемых вариантов назначения напусков следует выбрать тот, у которого наибольшая степень принадлежности, чему соответствует максимальное значение  $\mu$ .

В табл. 1 приведены результаты расчетов значений функции  $\mu$  для допустимых вариантов поковок, изображенных на рис. 2, в соответствии с которыми и приведенными выше рассуждениями intersubъективным вариантом допустимойковки, наиболее удовлетворяющей сформулированным целям, следует считать вариант 2.

Следует отметить, что решение поставленной задачи, отраженное в табл. 1, не учитывает важности *Целей 1* и *2*. Естественно при большом объеме заказа и высокой стоимости металла более важной является *Цель 1* «экономия металла» и наоборот.

Таблица 1 – Результаты расчетов значений  $\mu$

Характеристики	Вариант 1	Вариант 2
$M, \text{кг}$	10550	12630
$M_B, \text{кг}$	10550	
$M_G, \text{кг}$	17683	
$r_1 = \frac{M - M_B}{M_G - M_B}$	0	0,29
$\mu_1(r_1) = \frac{1}{1 + r_1^2}$	1	0,92
$r_2 = \frac{V^c}{V_B^c}$	1	0,75
$\mu_2(r_2) = \frac{1}{1 + r_2^2}$	0,5	0,64
$\mu = \min(\mu_1, \mu_2)$	0,5	0,64

Для учета относительной важности сформулированных целей в работе [18] предлагается ввести дополнительные параметры:

$$\alpha_1 \in [0, 1], \alpha_2 \in [0, 1], \alpha_1 + \alpha_2 = 1,$$

где  $\alpha_1, \alpha_2$  – относительные важности *Целей 1* и *2*, и результирующую функцию принадлежности  $\mu$  определять в виде

$$\mu = \min(\mu_1^{\alpha_1}, \mu_2^{\alpha_2}).$$

Для иллюстрации влияния важностей поставленных целей на решение задачи предположим, например, что для пользователя первостепенное значение имеет *Цель 1* «экономия металла», а *Цель 2* «снижение трудоемкости» значения не имеет, т.е.  $\alpha_1 = 1, \alpha_2 = 0$ . Результаты расчетов приведены в табл. 2.

Таблица 2 – Результаты расчета значений  $\mu$  при целях различной важности

Характеристики	Вариант 1	Вариант 2
$\mu_1(r_1) = \frac{1}{1+r_1^2}$	1	0,92
$\mu_1(r_1)^1$	1	0,92
$\mu_2(r_2) = \frac{1}{1+r_2^2}$	0,5	0,64
$\mu_2(r_2)^0$	1	1
$\mu = \min(\mu_1, \mu_2)$	1	0,92

В этом случае интересным вариантом допустимой поковки, наиболее удовлетворяющей сформулированным целям, естественно следует считать вариант 1, представленный на рис 2.

## 2. Заключение

Разработан механизм автоматизированного управления пользователем процессом назначения напусков на поковки типа валов при автоматизированном проектировании технологического процессаковки посредством варьирования относительных важностей поставленных целей. Изменяя относительную важность целей в пределах от 0 до 1, пользователь имеет возможность проанализировать множество вариантов спроектированного технологического процессаковки и выбрать подходящий с его точки зрения вариант.

## Благодарность

Работа выполнена по бюджетной теме № 0391-2016-0004 (з/р АААА-А18-118020790142-9).

## Список литературы

1. Karayel D., Ozkan S.S. Distributed multi-agent system approach for sheet metal forming // Journal of Materials Processing Technology. – 2006. – Vol. 177, no. 1–3. – P. 327–330. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2006.04.039.
2. Zhang J., Chen Q. Characteristic finite strip analysis of sheet materials on multi-intelligence agents // Advanced Materials Research. – 2013. – Vol. 662. – P. 657–660. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.662.657.
3. Каверин А. АДЕМ – современная технология подготовки кузнечного производства // САПР и графика. – 2005. – № 3. – С. 1.
4. Разработка и применение программного обеспечения для автоматизированного проектирования и моделирования процессовковки и горячей штамповки / В. С. Чесноков, Б. Г. Каплунов, Н. Е. Возмищев и др. // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. – 2008. – № 9. – С. 36–44.
5. Construction of PC-based intelligent CAD system for cold forging process design – integration of CAD system and development of input method / S. Sakamoto, T. Katayama, R. Yokogawa et al. // Journal of Materials Processing Technology. – 2001. – Vol. 119, no. 1–3. – P. 58–64.

6. Development of a CAD/CAM system for the closed-die forging process / M. Jolgaf, A. M. S. Hamouda, S. Sulaiman et al. // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2003. – Vol. 138, nos. 1–3. – P. 436–442. – DOI 10.1108/02644400910943635.
7. Development of integrated and intelligent design and analysis system for forging processes / D. Y. Yang, Y. T. Im, Y. C. Yoo et al. // *CIRP Annals – Manufacturing Technology*. – 2000. – Vol. 49, no. 1. – P. 177–180.
8. Система управления качеством проектирования технологических процессовковки / В. Н. Трубин, В. И. Макаров, С. Н. Орлов и др. – М. : Машиностроение, 1984. – 184 с.
9. Канюков С. И., Арзамасцев С. В. Система автоматизированного проектирования технологииковки ступенчатых валов // *Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением*. – 1995. – № 9. – С. 13–14.
10. Интеллектуальная САПР технологических процессовковки валов на молотах / А. В. Коновалов, С. В. Арзамасцев, С. Д. Шалягин и др. // *Заготовительные производства в машиностроении*. – 2010. – № 1. – С. 20–23.
11. Коновалов А. В., Гагарин П. Ю., Шалягин С. Д. Объектная модельковки короткихпоковок // *Автоматизация и современные технологии*. – 2010. – № 6. – С. 11–15.
12. ГОСТ 7062-90. Поковки из углеродистой и легированной стали, изготавливаемыековкой на прессах. Припуски и допуски.
13. Люгер Д. Ф. Искусственный интеллект: стратегии и методы решения сложных проблем / пер. с англ. – 4-е изд. – М. : Издательский дом «Вильямс», 2003. – 864 с.
14. Стюарт Р., Норвиг П. Искусственный интеллект: современный подход. – 2-е изд. – М. : Издательский дом «Вильямс», 2006. – 1408 с.
15. Боргест Н. М. Онтология проектирования: теоретические основы: учебное пособие. Ч. 1 : Понятия и принципы. – Самара : Изд-во СГАУ, 2010. – 92 с.
16. Виттих В. А. Введение в теорию интерсубъективного управления. – Самара : Самарский научный центр РАН, 2013. – 60 с.
17. Рыжов А. П. Элементы теории нечетких множеств и ее приложений. – М. : Диалог-МГУ, 1998. – 81 с.
18. Беллман Р., Заде Л. Принятие решений в расплывчатых условиях. Вопросы анализа и процедуры принятия решений. – М. : Мир, 1976. – С. 172–215.

**Received:** 21.03.2018

**Revised:** 30.04.2018

**Accepted:** 15.06.2018

**DOI:** 10.17804/2410-9908.2018.3.024-032

## PREDICTION OF RADIATION RESISTANCE OF NANOSIZED COATINGS

O. V. Mkrtychev

*Branch of Belgorod State Technological University named after V. G. Shukhov in Novorossiysk,  
Myskhakskoe shosse, 75, Novorossiysk, 353919, Russian federation*

 <https://orcid.org/0000-0002-9619-1029>;  oleg214@ya.ru

Corresponding author. E-mail: oleg214@ya.ru

Address for correspondence: Myskhakskoe shosse, 75, Novorossiysk, 353919, Russian federation

In the course of studying laser ablation destruction of various materials, one of the challenges for researchers is the prediction of the radiation strength of such materials. A great interest in laser ablation of thin-film coatings and optical materials (glasses, crystals, optical fiber and other optical elements) is due to their wide application in nanophotonics and optoelectronics for various purposes when they are subjected to high-power laser radiation. The problems of predicting the dynamics of the optical strength of such samples are considered in this paper using Weibull statistical distribution. In this paper, we investigate a method of determining the radiation strength of transparent materials from the results of their laser ablation destruction based on Weibull statistical distribution for predicting the time of their failure-free operation.

**Keywords:** radiation resistance, radiation strength, laser ablation, Weibull distribution.

### References

1. Wippermann S., He Yu., Vörös M., Galli G. Novel silicon phases and nanostructures for solar energy conversion. *Applied Physics Reviews*, 2016, no. 3, pp. 040807. DOI: 10.1063/1.4961724.
2. Kotelnikova A.A., Karengin A.G., Mendoza O. Plasmachemical synthesis and evaluation of the thermal conductivity of metal-oxide compounds “Molybdenum–uranium dioxide”. *AIP Conference Proceedings*, 2018, no. 1938, pp. 020015. DOI: 10.1063/1.5027222.
3. Dorosheva I.B., Valeeva A.A., Rempel A.A. Sol-gel synthesis of nanosized titanium dioxide at various pH of the initial solution. *AIP Conference Proceedings*, 2017, no. 1886, pp. 020006. DOI: 10.1063/1.5002903.
4. Ling W.Y.L., Schönherr T., Koizumi H. *Appl. Phys. Lett.*, 2017, no. 111, pp. 014101. DOI: 10.1063/1.4991713.
5. Baranov O., Bazaka K., Kersten H., Keidar M., Cvelbar U., Xu S., Levchenko I. Plasma under control: Advanced solutions and perspectives for plasma flux management in material treatment and nanosynthesis. *Applied Physics Reviews*, 2017, no. 4, pp. 041302. DOI: 10.1063/1.5007869.
6. Smirnov S.V., Smirnova E.O., Veretennikova I.A., Fomin V.M., Filippov A.A., Brusentseva T.A. Studying epoxy resin reinforced with silica dioxide nanoparticles by microindentation. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2017, iss. 1, pp. 24–35. DOI: 10.17804/2410-9908.2017.1.024-035. Available at: [http://dream-journal.org/DREAM\\_Issue\\_1\\_2017\\_Smirnov\\_S.V.\\_et\\_al.\\_024\\_035.pdf](http://dream-journal.org/DREAM_Issue_1_2017_Smirnov_S.V._et_al._024_035.pdf)
7. Koroleva L.F. Nanoparticulate zirconia-modified solid solutions of aluminum-iron oxides for polishing titanium metal. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2015, iss. 1, pp. 90–102. DOI: 10.17804/2410-9908.2015.1.090-102. Available at: [http://dream-journal.org/DREAM\\_Issue\\_1\\_2015\\_Koroleva\\_L.\\_F..pdf](http://dream-journal.org/DREAM_Issue_1_2015_Koroleva_L._F..pdf)



8. Gorkunov E.S. Magnetic evaluation of the structural and phase changes in individual layers of multilayer products. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2017, iss. 2, pp. 6–27. DOI: 10.17804/2410-9908.2017.2.006-027. Available at: [http://dream-journal.org/DREAM\\_Issue\\_2\\_2017\\_Gorkunov\\_E.S.\\_006\\_027.pdf](http://dream-journal.org/DREAM_Issue_2_2017_Gorkunov_E.S._006_027.pdf)
9. Sokolova N.M. The possibility of the energy approach to studying the fracture of metal glass. *Deformatsiya i Razrushenie Materialov*, 2017, vol. 1, pp. 6–9. (In Russian).
10. Lyubimova O.N., Morkovin A.V., Dryuk S.A. The features of the structure of the glass-steel junction zone in the glass-metal composite production process. *Materialovedenie*, 2017, vol. 4, pp. 3–7. (In Russian).
11. Kazilin E.E., Konkin S.V., Ivanov L.I., Sinitsyna O.V., Tikhonov A.N., Yaminskii I.V. Creation of composite materials using carbon colloidal solutions obtained by laser technology. *Inorganic Materials: Applied Research*, 2010, vol. 1, iss. 4, pp. 350–352. DOI: 10.1134/S2075113310040155.
12. Kalin B.A., Yakushin V.L., Dzhumaev P.S., Pol'skii V.I., Golovchanskii I.A., Fedotov V.T., Sevryukov O.N., Suchkov A.N. Development of a method for producing metal materials with a nanostructured surface layer by treatment with high-energy pulsed plasma. *Inorganic Materials: Applied Research*, 2011, vol. 2, iss. 3, pp. 218–223. DOI: 10.1134/S2075113311030117.
13. Manenkov A.A., Prokhorov A.M. Laser fracture of transparent solids. *UFN*, 1986, vol. 148, iss. 1, pp. 179–211. (In Russian).
14. Mkrtychev O.V. Analytical study of the energy coefficients of light reflection and refraction. *Izvestiya Vysshikh Uchebnykh Zavedeniy. Severo-Kavkazskiy Region. Seriya: Estestvennye Nauki*, 2012, vol. 4, pp. 36–38. (In Russian).
15. Anisimov S.I., Lukyanchuk B.S. Selected problems of the laser ablation theory. *UFN*, 2002, vol. 172, iss. 3, pp. 301–333. (In Russian).
16. Sobol E.N. *Phase Transformations and Ablation in Laser-Treated Solids*. New York, Wiley, 1995.
17. Lyubov B.Ya., Sobol E.N. In: N.N. Rykalin, ed. *Deistvie kontsentririrovanykh potokov energii na materialy* [The Effect of Concentrated Energy Flows on Materials]. Moscow, Nauka Publ., 1985, 226 p. (In Russian).
18. Weibull W. Statistical distribution function of wide applicability. *Journal of Applied Mechanics*, 1951, vol. 18, pp. 293–297.
19. Madjoubi M.A., Bousbaa C., Hamidouche M., Bouaouadja N. Weibull statistical analysis of the mechanical strength of a glass eroded by sand blasting. *Journal of the European Ceramic Society*, 1999, vol. 19, no. 16, pp. 2957–2962.
20. Ventsel E.S., Ovcharov L.A. *Teoriya sluchainykh protsessov i eyo inzhenernye prilozheniya* [The Random Process Theory and its Engineering Applications]. Moscow, Vysshaya Shkola Publ., 2000, 383 p. (In Russian).
21. Ivshin V.V. Statistical problems of reliability estimation in the load-strength model for the cases of gamma distribution and Weibull distribution. *Vestnik PNIPU. Mekhanika*, 1994, vol. 2, iss. 2, pp. 43–49. (In Russian).
22. Tashkinov M.A. A stochastic model of microstructural damage based on the restoration of random field distribution laws in microinhomogeneous media. *Vestnik PNIPU. Mekhanika*, 2017, vol. 4, pp. 76–91. (In Russian).
23. Kadrik K.A., Mkrtychev O.V. On the dynamics and kinematics of energy interaction with a system of plane-parallel or concentric media. *Vestnik Belgorodskogo Gosudarstvennogo Technologicheskogo Universiteta im. V.G. Shukhova*, 2014, vol. 1, pp. 238–242. (In Russian).
24. Mkrtychev O.V., Shemanin V.G. Prediction of the optical strength of nanocomposites. *Peterburgskiy Zhurnal Elektroniki*, 2014, vol. 3, iss. 80, pp. 13–22. (In Russian).
25. Mkrtychev O. V., Shemanin V.G. Laser-ablation destruction of nanofilms on the surface of glass specimens. *Izvestiya Ufimskogo Nauchnogo Tsentra RAN*, 2015, vol. 2, pp. 5–10. (In Russian).

26. Mkrtychev O.V., Privalov V.E., Fotiadi A.E., Shemanin V.G. Laser ablation of nanocomposites. *Nauchno-Tekhnicheskie Vedomosti Sankt-Peterburgskogo Gosudarstvennogo Politeknicheskogo Universiteta. Fiziko-Matematicheskie Nauki*, 2015, vol. 1, iss. 213, pp. 128–135. (In Russian).
27. Shemanin V.G., Mkrtychev O.V. The optical strength of the glass nanocomposites at laser ablation. *Journal of Physics: Conference Series*, 2015, vol. 653, iss. 1, pp. 012012.
28. Shemanin V.G., Mkrtychev O.V. Temperature Field under Laser Ablative Destruction of Target at Low Temperatures. *Technical Physics*, 2018, vol. 63, iss. 5, pp. 623–627. DOI: 10.1134/S1063784218050213 88.

Подана в журнал: 21.03.2018

УДК 543.4

DOI: 10.17804/2410-9908.2018.3.024-032

## ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ЛУЧЕВОЙ ПРОЧНОСТИ НАНОРАЗМЕРНЫХ ПОКРЫТИЙ

О. В. Мкртычев

*Филиал ФГБОУ ВО «Белгородский государственный технологический университет им. В.Г. Шухова»,  
Мысхакское шоссе, 75, г. Новороссийск, 353919, Российская Федерация*

 <https://orcid.org/0000-0002-9619-1029>;  oleg214@ya.ru

Ответственный автор. Электронная почта: [oleg214@ya.ru](mailto:oleg214@ya.ru)

Адрес для переписки: Мысхакское шоссе, 75, г. Новороссийск, 353919, Российская Федерация

В ходе исследований лазерного абляционного разрушения различных материалов одной из задач, встающих перед исследователями, является задача прогнозирования лучевой прочности таких материалов. Большой интерес к лазерной абляции нанокomпозитных (тонкопленочные покрытия) и оптических материалов (стекла, кристаллы, оптическое волокно и другие оптические элементы) связан с их широким применением в приборах нанофотоники и оптоэлектроники различного назначения, подвергаясь при этом мощному лазерному излучению. Вопросы прогнозирования динамики оптической прочности таких образцов рассматриваются в этой статье с применением статистического распределения Вейбулла–Гнеденко. В настоящей статье исследуется методика определения лучевой прочности прозрачных материалов по результатам их лазерного абляционного разрушения на основе статистического распределения Вейбулла–Гнеденко для прогнозирования времени их безотказной работы.

**Ключевые слова:** лучевая прочность, лазерная абляция, распределение Вейбулла–Гнеденко.

### 1. Введение

Прочность материалов под действием мощного излучения является важным вопросом, стоящим перед развитием многих областей современных технологий, включая нанофотонику, оптическое материаловедение [1–5]. К таким материалам относятся керамические материалы и стекло или соединения на их основе, например, в стекломаталлокомпозитных материалах, которые часто употребляются в различных отраслях [6–9]. Такие материалы часто упрочняют путем введения специальных добавок или путем нанесения на его поверхность тонкопленочных покрытий [10–12]. Среди различных видов взаимодействия в последнее время все больший практический и теоретический интерес вызывает разрушение поверхности материалов, подвергающихся воздействию мощного лазерного импульса и (или) плазмы, образующейся при этом [13, 14]. Согласно сложившимся представлениям тепловой модели лазерного абляционного разрушения [13, 15–17], разрушение происходит в результате разогрева случайно распределенных дефектов материала. Так как материалы не могут представлять идеально однородную среду, то в них на поверхности и в объеме располагаются дефекты различной природы и различных размеров. Теория прочности материалов с таким случайно распределенным в материале набором дефектов допускает, что прочность слоев материала на поверхности значительно меньше прочности материала в объеме [18–22]. Ввиду случайности распределения дефектов прочность материала является статистической физической величиной. При рассмотрении лазерного абляционного разрушения авторы применяли статистическое распределение Вейбулла–Гнеденко (в англоязычной литературе – «распределение Вейбулла»), которое часто применяется для определения прочности хрупких

материалов [например 20]. Авторы статей [23–28] провели ряд исследований стеклянных материалов, покрытых наноразмерными покрытиями из разного количества пленок, полученных из диоксидов кремния и титана методом золь–гель-технологий. В результате этих исследований разработана методика прогнозирования динамики лучевой прочности наноразмерных покрытий под действием мощного импульсного излучения.

## 2. Методы исследования

Рассмотрим один из видов лучевой прочности, а именно, прочности материала при разрушении вследствие разогрева микродефектов. Ввиду случайного распределения дефектов по облучаемой поверхности этот вид разрушения исследуют с применением статистических методов. Для количественного анализа лучевой прочности хрупких материалов используем модель Вейбулла–Гнеденко, основанную на принципе «наиболее слабого звена». Если использовать только интегральную характеристику облучающего импульса – плотность энергии импульса, то получится следующая формула для вероятности  $p_{ВГ}$  разрушения материала в модели Вейбулла–Гнеденко:

$$p_{ВГ}(F) = \begin{cases} 1 - \exp \left\{ -\ln 2 \left[ \sum_{j=1}^k \left( \frac{F}{F_{0,5}} \right)^{m_j} \right] \right\}, & F > 0, \\ 0, & F \leq 0, \end{cases} \quad (1)$$

где  $F$  – плотность энергии падающего излучения;  $k$  – общее количество разных видов дефекта;  $F_{0,5}$  – пробойная плотность энергии, для которой экспериментальная вероятность пробоя равна  $p_{эксп} = 0,5$ ;  $m_j$  – модуль Вейбулла для данного  $j$ -го вида дефекта. Предполагается, что в гомогенном материале случайно расположены  $k$  типов различных дефектов, которые действуют независимо друг от друга.

В случае однократно облученной мишени, при условии, что вероятность лазерной абляции определяется дефектами одного рода на поверхности образца, вероятность разрушения описывается функцией

$$p(F) = \begin{cases} 1 - \exp \left\{ -\ln 2 \left[ \left( \frac{F}{F_{0,5}} \right)^{m_j} \right] \right\} = 1 - e^{-\rho(F)A}, & F > 0, \\ 0, & F \leq 0, \end{cases} \quad (2)$$

где  $\rho(F) = kF^m$  – средняя поверхностная концентрация дефектов;  $A$  – объем области, подвергнутой воздействию лазерного излучения с плотностью энергии  $F$ . Лучевая прочность покрытия образца будет в этом случае иметь вид:

$$q(F) = 1 - p(F) = \exp \left[ -\ln 2 \left( \frac{F}{F_{0,5}} \right)^m \right].$$

Например, для одного из исследованных образцов лучевая прочность в микросекундном диапазоне (рис. 1) равна

$$q(F) = \exp \left\{ -\ln 2 \left( \frac{F}{100,17} \right)^{7,74} \right\},$$

а в наносекундном диапазоне:

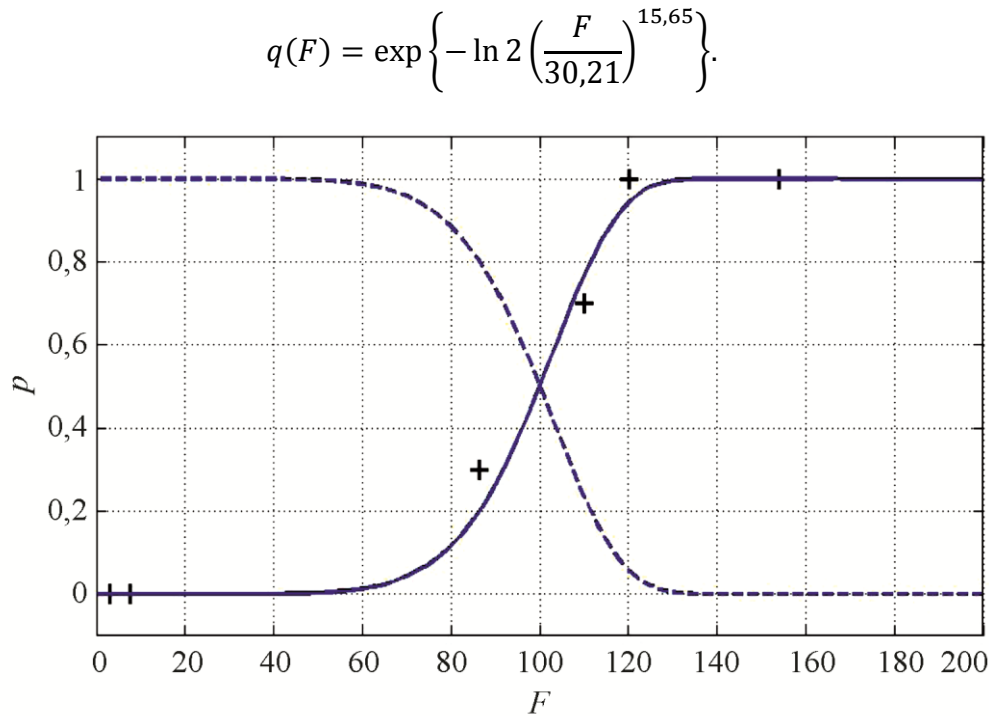


Рис. 1. График интегральной функции распределения  $p(F)$  в микросекундном диапазоне: точки – экспериментальные данные; сплошная кривая – аппроксимация функцией распределения Вейбулла–Гнеденко; штриховая линия – оптическая прочность.

### 3. Результаты и их обсуждение

Эксперименты проводились на установке, схема которой представлена на рис. 2. Сначала каждую точку поверхности исследуемого образца подвергают однократному облучению импульсом излучения с заданной плотностью энергии  $F_i$  ( $i = 1, 2, \dots, n$ , где  $n$  – количество значений плотности энергии пучка) и регистрируют возникновение оптического пробоя, индуцированного лазерным излучением. После этого процесс повторяют в другой точке и после проведения цикла измерения вычисляют экспериментальное значение вероятности  $p_{\text{экс}}(F_i)$ . Далее по этим экспериментальным данным строят кривую вероятности разрушения поверхности образца, (рис. 1). По полученной кривой вероятности определяют две величины, описывающие разрушение поверхности материала. Первая величина – это пороговое значение плотности энергии разрушения, которое принимаем равным значению  $F_{0,5}$  плотности энергии при вероятности  $p = 0,5$  [24, 25]. Вторая величина – это модуль Вейбулла  $m$ , который вычисляется аналитически. Для этого создается сетка шаблонных функций  $p_{\text{шабл}}$  и, минимизируя величину

$$\sigma = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^{N_F} \{p_{\text{шабл}} - p_{\text{экс}}\}^2}{N_F - 1}},$$

где  $\sigma$  – среднеквадратичное отклонение вероятности  $p_{\text{ВГ}}$ , вычисленной по (5), от экспериментальной вероятности  $p_{\text{экс}}$ ;  $N_F$  – общее количество различных плотностей энергии, при которых проводилось облучение материала в эксперименте, получаем искомую функциональную зависимость вероятности разрушения  $p^*$  образца от плотности энергии  $F$  падающего излучения

$$p^* = \begin{cases} 1 - \exp \left\{ -\ln 2 \left[ \sum_{j=1}^{K^*} \left( \frac{F}{F_{0,5}} \right)^{M_j^*} \right] \right\}, & F > 0, \\ 0, & F \leq 0 \end{cases} \quad (3)$$

со значениями  $K^*$  – число различных видов дефектов;  $M^*$  – модуль Вейбулла соответствующего вида дефекта;  $F_{0,5}$  определен выше в тексте.

После этого остается выражение для зависимости лучевой прочности  $Q$  поверхности материала от плотности энергии  $F$  падающего излучения получает вид:

$$Q(F) = \begin{cases} \exp \left\{ -\ln 2 \left[ \sum_{j=1}^{K^*} \left( \frac{F}{F_{0,5}} \right)^{M_j^*} \right] \right\}, & F > 0, \\ 0, & F \leq 0, \end{cases} \quad (4)$$

где  $Q$  – лучевая прочность облучаемого объема материала.

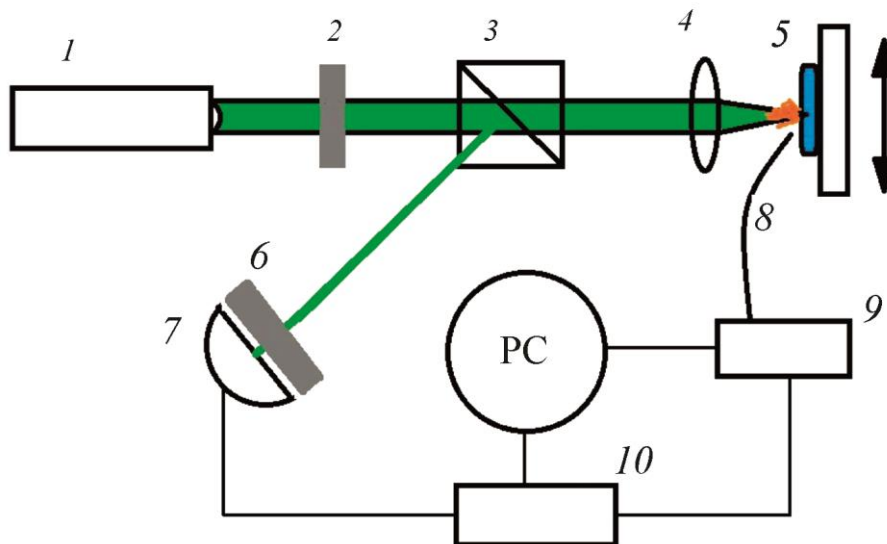


Рис. 2. Схема экспериментальной установки: 1 – источник излучения; 2 – нейтральный светофильтр для изменения энергии излучения; 3 – стеклянная пластина; 4 – фокусирующая линза; 5 – образец; 6 – светофильтр ИКС-1; 7 – фотодиод; 8 – световод; 9 – микро-спектрометр FSD-8; 10 – управляемая ПК линия задержки

#### 4. Выводы

Ряд исследований и экспериментов свидетельствуют, что погрешность вычислений, установленная на основании сравнения экспериментальных данных и измерений для значений параметров с  $j = 1, 2, 3$  по (4) с доверительной вероятностью 0,9, не превышает 18 % [14, 23–28]. Таким образом, в результате исследований прочности материалов силовой оптики, проведенных авторами для учета влияния различных физических факторов на лучевую прочность, разработана методика прогнозирования прочностных свойств поверхности оптических материалов, с использованием статистического распределения Вейбулла–Гнеденко.

#### Список литературы

1. Novel silicon phases and nanostructures for solar energy conversion / S. Wippermann, Yu. He, M. Vörös, G. Galli // Applied Physics Reviews. – 2016. – No. 3. – P. 040807. – DOI: 10.1063/1.4961724.

2. Kotelnikova A. A., Karengin A. G., Mendoza O. Plasmachemical synthesis and evaluation of the thermal conductivity of metal-oxide compounds “Molybdenum–uranium dioxide” // AIP Conference Proceedings. – 2018. – No. 1938. – P. 020015. – DOI: 10.1063/1.5027222.
3. Dorosheva I. B., Valeeva A. A., Rempel A. A. Sol-gel synthesis of nanosized titanium dioxide at various pH of the initial solution // AIP Conference Proceedings. – 2017. – No. 1886. – P. 020006. – DOI: 10.1063/1.5002903.
4. Ling W. Y. L., Schönherr T., Koizumi H. Discharge characteristics of an ablative pulsed plasma thruster with non-volatile liquid propellant // Appl. Phys. Lett. – 2017. – No. 111. – P. 014101. – DOI: 10.1063/1.4991713.
5. Plasma under control: Advanced solutions and perspectives for plasma flux management in material treatment and nanosynthesis / O. Baranov, K. Bazaka, H. Kersten, M. Keidar, U. Cvelbar, S. Xu, I. Levchenko // Applied Physics Reviews. – 2017. – No. 4. – P. 041302. – DOI: 10.1063/1.5007869.
6. Studying epoxy resin reinforced with silica dioxide nanoparticles by microindentation / S. V. Smirnov, E. O. Smirnova, I. A. Veretennikova, V. M. Fomin, A. A. Filippov, T. A. Brusentseva // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2017. – Iss. 1. – P. 24–35. – DOI: 10.17804/2410-9908.2017.1.024-035. – URL: [http://dream-journal.org/DREAM\\_Issue\\_1\\_2017\\_Smirnov\\_S.V.\\_et\\_al.\\_024\\_035.pdf](http://dream-journal.org/DREAM_Issue_1_2017_Smirnov_S.V._et_al._024_035.pdf)
7. Koroleva L. F. Nanoparticulate zirconia-modified solid solutions of aluminum-iron oxides for polishing titanium metal // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2015. – Iss. 1. – P. 90–102. – DOI: 10.17804/2410-9908.2015.1.090-102. – URL: [http://dream-journal.org/DREAM\\_Issue\\_1\\_2015\\_Koroleva\\_L.\\_F..pdf](http://dream-journal.org/DREAM_Issue_1_2015_Koroleva_L._F..pdf)
8. Gorkunov E. S. Magnetic evaluation of the structural and phase changes in individual layers of multilayer products // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2017. – Iss. 2. – P. 6–27. – DOI: 10.17804/2410-9908.2017.2.006-027. – URL: [http://dream-journal.org/DREAM\\_Issue\\_2\\_2017\\_Gorkunov\\_E.S.\\_006\\_027.pdf](http://dream-journal.org/DREAM_Issue_2_2017_Gorkunov_E.S._006_027.pdf)
9. Соколова Н. М. Возможность энергетического подхода к изучению процессов разрушения металлических стекол // Деформация и разрушение материалов. – 2017. – Т. 1. – С. 6–9.
10. Любимова О. Н., Морковин А. В., Дрюк С. А. Особенности структуры зоны соединения стекла и стали в технологии получения стекломаталлокомпозита // Материаловедение. – 2017. – Т. 4. – С. 3–7.
11. Creation of composite materials using carbon colloidal solutions obtained by laser technology / E. E. Kazilin, S. V. Konkin, L. I. Ivanov, O. V. Sinitsyna, A. N. Tikhonov, I. V. Yaminskii // Inorganic Materials: Applied Research. – 2010. – Vol. 1, iss. 4. – P. 350–352. – DOI: 10.1134/S2075113310040155.
12. Development of a method for producing metal materials with a nanostructured surface layer by treatment with high-energy pulsed plasma / B. A. Kalin, V. L. Yakushin., P. S. Dzhumaev, V. I. Pol'skii, I. A. Golovchanskii, V. T. Fedotov, O. N. Sevryukov, A. N. Suchkov // Inorganic Materials: Applied Research. – 2011. – Vol. 2, iss. 3. – P. 218–223. – DOI: 10.1134/S2075113311030117.
13. Маненков А. А., Прохоров А. М. Лазерное разрушение прозрачных твердых тел // УФН. – 1986. – Т. 148, вып. 1. – С. 179–211.
14. Мкртычев О. В. Аналитическое исследование энергетических коэффициентов отражения и преломления света // Известия высших учебных заведений. Северо-Кавказский регион. Серия: Естественные науки. – 2012. – Т. 4. – С. 36–38.
15. Анисимов С. И., Лукьянчук Б. С. Избранные задачи теории лазерной абляции // УФН. – 2002. – Т. 172, вып. 3. – С. 301–333.
16. Sobol E. N. Phase Transformations and Ablation in Laser-Treated Solids. – New York, Wiley, 1995.

17. Любов Б. Я., Соболев Э. Н. // Воздействие концентрированных потоков энергии на материалы: сборник статей / АН СССР, ин-т металлургии им. А.А. Байкова; отв. ред. Н. Н. Рыкалин – М. : Наука, 1985. – С. 226.
18. Weibull W. Statistical distribution function of wide applicability // Journal of Applied Mechanics. – 1951. – Vol. 18. – P. 293–297.
19. Weibull statistical analysis of the mechanical strength of a glass eroded by sand blasting / M. A. Madjoubi, C. Bousbaa, M. Hamidouche, N. Bouaouadja // Journal of the European Ceramic Society. – 1999. – Vol 19, no. 16. – P. 2957–2962.
20. Вентцель Е. С., Овчаров Л. А. Теория случайных процессов и ее инженерные приложения. – М. : Высшая школа, 2000. – 383 с.
21. Ившин В. В. Статистические задачи оценивания надежности в модели «нагрузка-прочность» в случаях гамма-распределения и распределения Вейбулла // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 1994. – № 2 (2). – С. 43–49.
22. Ташкинов М. А. Стохастическая модель микроструктурного разрушения на основе восстановления законов распределений случайных полей в микронеоднородных средах // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2017. – № 4. – С. 76–91.
23. Кадрик К. А., Мкртычев О. В. К динамике и кинематике энергетического взаимодействия с системой плоскопараллельных или концентрических сред // Вестник Белгородского государственного технологического университета им. В. Г. Шухова. – 2014. – Т. 1. – С. 238–242.
24. Мкртычев О. В., Шеманин В. Г. Прогнозирование оптической прочности нанокompозитов // Петербургский журнал электроники. – 2014. – Т. 3, вып. 80. – С. 13–22.
25. Мкртычев О. В., Шеманин В. Г. Лазерное абляционное разрушение нанопленок на поверхности стеклянных образцов // Известия Уфимского научного центра РАН. – 2015. – Т. 2. – С. 5–10.
26. Мкртычев О. В., Привалов В. Е., Фотиади А. Э., Шеманин В. Г. Лазерная абляция нанокompозитов // Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. Физико-математические науки. – 2015. – Т. 1, вып. 213. – С. 128–135.
27. Shemanin V. G., Mkrtychev O. V. The optical strength of the glass nanocomposites at laser ablation // Journal of Physics: Conference Series. – 2015. – Vol. 653, iss. 1. – P. 012012.
28. Shemanin V. G., Mkrtychev O. V. Temperature Field under Laser Ablative Destruction of Target at Low Temperatures // Technical Physics. – 2018. – Vol. 63, iss. 5. – P. 623–627. – DOI: 10.1134/S1063784218050213 88.



Received: 04.12.2017

Revised: 26.01.2018







Accepted: 23.03.2018

DOI: 10.17804/2410-9908.2018.3.033-042

## APPLICATION OF THE PARETO CRITERION TO SELECTING THE OPTIMAL COMPOSITION OF THE CHARGE MATERIAL FOR THE MANUFACTURE OF A COMPOSITE BLANK

A. G. Zalazinskiy<sup>a)</sup>, D. I. Kryuchkov<sup>b)</sup>, V. G. Titov<sup>c)</sup>\*

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

<sup>a)</sup>  <http://orcid.org/0000-0001-8352-5475>,  [zalaz@list.ru](mailto:zalaz@list.ru); <sup>b)</sup>  <http://orcid.org/0000-0001-8585-354>,  
 [kru4koff@bk.ru](mailto:kru4koff@bk.ru); <sup>c)</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-1010-9099>,  [tit@imach.uran.ru](mailto:tit@imach.uran.ru)

\*Corresponding author. E-mail: [tit@imach.uran.ru](mailto:tit@imach.uran.ru)

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

Tel.: +7-343-375-35-79

The possibility of using VT-22 alloy powder produced from extrusion waste is considered. It is shown that it is impossible to obtain high-quality pressing by the conventional method of press-sintering. The results of experimental investigations of the mechanical properties of briquettes-pressed and sintered from compositions consisting of powders produced from the VT-22 high-strength titanium alloy with additives of the PTM-1 titanium powder and the PV-N70Yu30 nickel-aluminum alloy powder are given. A problem is formulated for selecting the optimal composition of the mixture of the composite material providing required mechanical characteristics and cost of the semi-finished products. The Pareto-optimal composition of the composite material charge has been obtained.

**Keywords:** Pareto-optimal, composite pressing, noncompact titanium-based raw material, density, compressive strength.

### References

1. Ilyin A.A., Kolachev B.A., Polkin I.S. *Titanovye splavy. Sostav, struktura, svoistva. Spravochnik* [Titanium Alloys. Composition, Structure, Properties. Reference Book]. Moscow, VILS-MATI Publ., 2009, 520 p. (In Russian).
2. Andreev A.A., Antoshkin N.F., Borzetsovskaya K.M. et al. *Plavka i litye titanovykh splavov* [Melting and Casting of Titanium Alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1978, 383 p. (In Russian).
3. Powder Metallurgy of Titanium Alloys, ed. by Froes F.H. and Smugeresky J.E. *Proceedings Publication of the Metallurgical Society of the American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Engineers*, Las Vegas, Nevada, 1980.
4. Ustinov V.S., Olesov U.G., Drozdenko V.A., Antipin L.N. *Poroshkovaya metallurgiya titana* [Powder Metallurgy of Titanium]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1981, 248 p. (In Russian).
5. Kobelev A.G., Lysak V.I., Chernyshev V.N., Kuznetsov E.V. *Materialovedenie i tekhnologii kompozitsionnykh materialov* [Material Science and Technologies of Composite Materials]. Moscow, Internet Engineering Publ., 2006, 365 p. (In Russian).
6. Kryuchkov D.I., Zalazinskiy A.G., Berezin I.M., Romanova O.V. Modelling of compaction of titanium composite powders. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2015, iss. 1, pp. 48–60. DOI: 10.17804/2410-9908.2015.1.048-060. Available at: [http://dream-journal.org/DREAM\\_Issue\\_1\\_2015\\_Kryuchkov\\_D.\\_I.\\_et\\_al.pdf](http://dream-journal.org/DREAM_Issue_1_2015_Kryuchkov_D._I._et_al.pdf)

For citation: Zalazinsky A.G., Kryuchkov D.I., Titov V.G. Application of the Pareto criterion to selecting the optimal composition of the charge material for the manufacture of a composite blank // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2018. – Iss. 3. – P. 33–42. – DOI: 10.17804/2410-9908.2018.3.033-042.

7. Moiseev V.N., Sysoeva N.V., Ermolova M.I. Heat treatment of granulated VT22 alloy. *Metal Science and Heat Treatment*, 1996, vol. 38, nos. 1–2, pp. 42–45. DOI: 10.1007/BF01153872.
8. Podinovsky V.V., Nogin V.D. *Pareto-optimalnye resheniya mnogokriterialnykh zadach* [Pareto-Optimal Solutions for Multicriteria Problems]. Moscow, Nauka Publ., 1982, 256 p. (In Russian).
9. Ivasishin O.M., Savvakina D.G., Bondareva K.A. et al. Production of titanic alloys and parts by economical method of powder metallurgy for large-scale industrial use. *Nauka i innovatsii*, 2005, vol. 1, no. 2, pp. 44–57.
10. Kryuchkov D.I., Zalazinsky A.G., Polyakov A.P., Berezin I.M., Shchennikova T.L., Zalazinsky G.G. Selecting an optimum composition of a titanium-based powder composite material for blank pressing. *Kuznechno-Shtampovochnoe Proizvodstvo. Obrabotka Materialov Davleniem*, 2014, no. 6, pp. 34–38. (In Russian).

Подана в журнал: 04.12.2017







УДК 621.762-419.8

DOI: 10.17804/2410-9908.2018.3.033-042

## ВЫБОР ОПТИМАЛЬНОГО СОСТАВА ШИХТЫ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КОМПОЗИТНОЙ ЗАГОТОВКИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ КРИТЕРИЯ ПАРЕТО

А. Г. Залазинский<sup>а)</sup>, Д. И. Крючков<sup>б)</sup>, В. Г. Титов<sup>в)\*</sup>

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

<sup>а)</sup>  <http://orcid.org/0000-0001-8352-5475>,  [zalaz@list.ru](mailto:zalaz@list.ru); <sup>б)</sup>  <http://orcid.org/0000-0001-8585-354>,  
 [kru4koff@bk.ru](mailto:kru4koff@bk.ru); <sup>в)</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-1010-9099>,  [tit@imach.uran.ru](mailto:tit@imach.uran.ru);

\*Ответственный автор. Электронная почта: [tit@imach.uran.ru](mailto:tit@imach.uran.ru)  
Тел.: +7-343-375-35-79

Рассмотрена возможность использования порошка сплава ВТ-22, полученного из отходов прессования. Показано, что невозможно из порошка получить качественную прессовку обычным методом прессования-спекания. Приведены результаты экспериментального исследования механических свойств спрессованных и спеченных брикетов состоящих из порошков, полученных из высокопрочного сплава титана ВТ-22 с добавками порошка титана ПТМ-1 и порошка сплава никель–алюминий ПВ-Н70Ю30. Осуществлена постановка задачи для выбора оптимального состава шихты композитного материала, обеспечивающего требуемые механические характеристики и стоимость полуфабрикатов. Получен оптимальный по Парето состав шихты композиционного материала.

**Ключевые слова:** оптимальный по Парето, прессование композита, некомпактное титаносодержащее сырье, плотность, прочность на сжатие.

### 1. Введение

Материалы из титана используются в достаточно многих областях производства [1]. Производство таких материалов отличается высокой энергоемкостью и значительным количеством трудно перерабатываемых [2]. Известным методом переработки отходов металлургического производства является порошковая металлургия, позволяющая существенно уменьшить материалоемкость продукции и объем механической обработки [3, 4]. Также порошковая металлургия дает возможность для создания новых композиционных материалов [5].

Титановые порошки получают двумя способами: распылением струи жидкого металла нейтральным газом и распылением под действием центробежной силы. Последний метод заключается в расплавлении вращающегося электрода из титана, от которого под действием центробежной силы отрываются капли жидкого металла, кристаллизующегося на лету в гранулы [9].

Цель работы – исследование физико-технологических свойств порошка ВТ-22 и порошков на основе этого, выбор оптимального по Парето состава шихты для изготовления композитной заготовки.

### 2. Методы исследования порошка сплава ВТ-22

Объект исследования – порошок сплава ВТ-22, полученный распылением плазмой методом вращающегося электрода.

Гранулометрический состав порошков определяли по размерам и форме на анализаторе частиц CAMSIZER-XT (Retsch Technology, Германия), который позволяет проводить

измерение размера частиц материалов в диапазоне от 3 мкм до 3 мм в режиме on-line, при использовании динамического анализа цифрового изображения, поступающего с двух камер с частотой съемки 275 кадр./с. Минимальная величина навески 5 г. В результате обработки данных получены кривая плотности распределения частиц по размерам, средний размер частиц, коэффициенты формы частиц: сферичность, симметричность, соотношение ширины к длине; количественные показатели частиц с данной формой.

Определение насыпной плотности металлических порошков выполнено по ГОСТ 19440-74. Текучесть количественно оценивали по времени истечения определенной массы порошка (50 г) в секундах через воронку с калиброванным выходным отверстием (2,5 мм) и углом раствора 60° (ГОСТ 20899-75).

Метод для измерения плотности утряски (ГОСТ 25279-80) основан на уплотнении порошка встряхиванием навески определенной массы в мерном цилиндре до установившегося значения объема, занимаемого порошком, с последующим вычитанием его плотности. Морфологию частиц исследовали на сканирующем электронном микроскопе CarlZeiss EVO 40, предназначенном для получения изображений объектов в «прямых» электронах и электронах обратного рассеяния.

Исследование микроструктуры частиц проводили на металлографических шлифах на оптическом микроскопе Olympus GX-51 (Япония) в центре коллективного пользования «Рациональное природопользование и передовые технологии материалов» «Урал-М».

Фазовый состав определяли в ИМЕТ УрО РАН на дифрактометре D8ADVANCE (Druker AXS, Германия), который позволяет исследовать вещества и материалы в твердом, аморфном и жидком состоянии в температурном интервале от -190 до 2000 °С на воздухе, в вакууме и инертной атмосфере, обеспечивает высокую точность, экспрессную съемку и быструю обработку экспериментальных данных.

### 3. Результаты исследований порошка сплава ВТ-22

Сплав ВТ-22 создан на основе системы Ti-Al-Mo-V с добавками Fe и Cr (табл. 1). Плотность распределения частиц по размерам после распыления представлена на рис. 1.

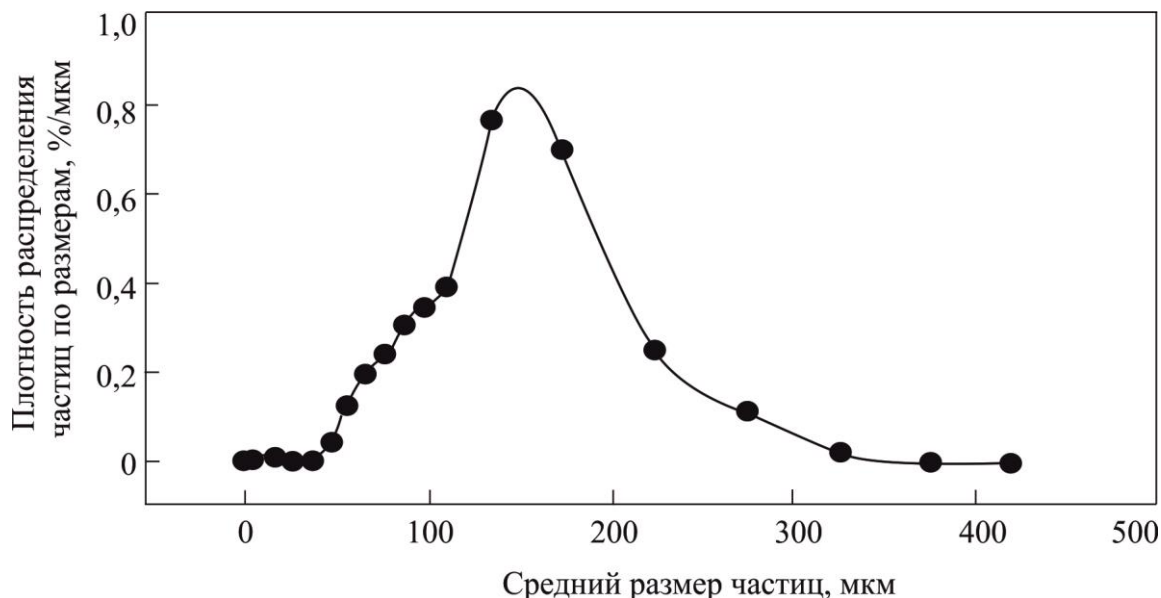


Рис. 1. Плотность распределения частиц по размерам порошка сплава ВТ-22

Порошок, полученный распылением плазмой, представлен фракцией менее 440 мкм, имеет средний размер частиц 156 мкм, выход фракции менее 200 мкм – ~ 80 мас. %. Частицы порошка имеют округлую и сферическую форму: средний коэффициент сферичности – 0,722,

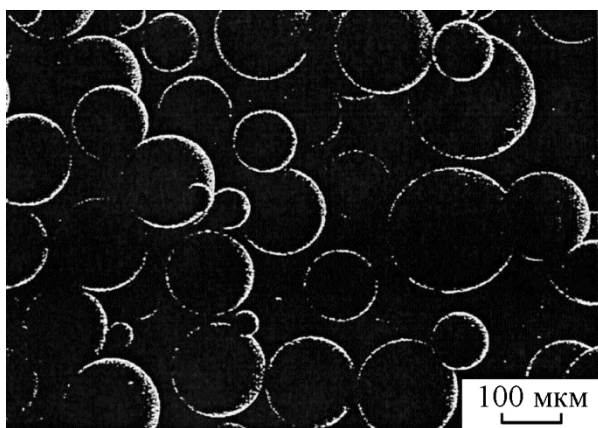
коэффициент симметричности – 0,876. Морфология и топография поверхности порошка представлена на рис. 2. Поверхность частиц гладкая, оболочка плотная (рис. 2 *a*).

Таблица 1 – Химический состав сплава ВТ-22 и порошка, полученного распылением сплава плазмой, мас. %

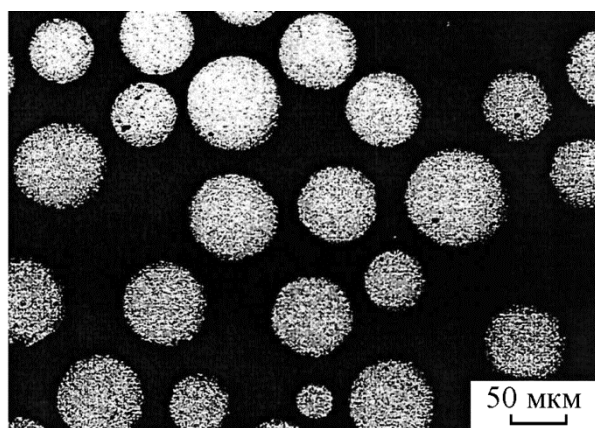
Объект исследования	Содержание элементов, мас. %									
	Ti	Fe	Cr	Al	V	Mo	C	O	N	H
Сплав ВТ-22*	Основа	0,5–1,5	0,5–2	4,4–5,9	4–5,5	4–5,5	≤0,1	≤0,2	≤0,05	≤0,015
Порошок	Основа	0,85	0,93	5,75	4,88	4,56	0,018	0,157		0,0018

\* По ГОСТ 19807-91.

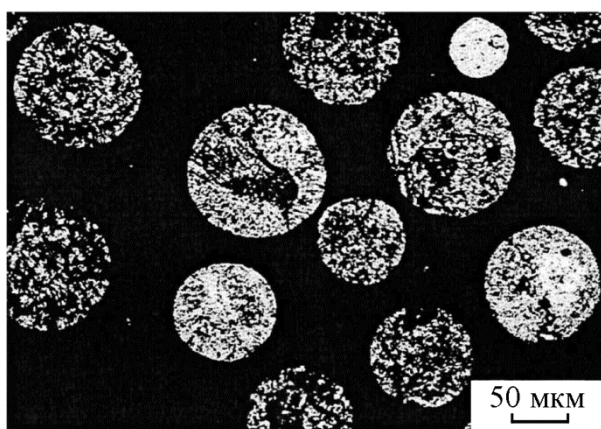
Исследование металлографических шлифов порошка показало наличие мелких внутренних пор в частицах (рис. 2 *б*). На рис. 2 *в* показана микроструктура порошка, характерная для литого состояния. Неоднородное по размеру зерно состоит из  $\beta$ -фазы с пластинчатым внутренним строением. На отдельных частицах есть редкие выделения: светлые карбиды, темные сферы со светлой точкой внутри – фаялиты или  $\text{SiO}_2$ .



*a*



*б*



*в*

Рис. 2. Микроструктура порошка, полученного из сплава ВТ-22 распылением плазмой

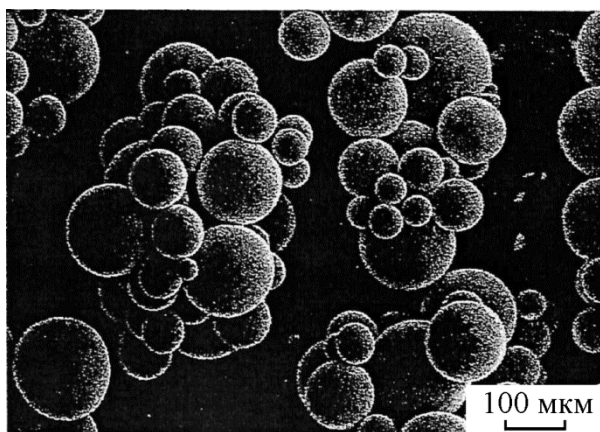
Экспериментально определены насыпная плотность порошка ( $C_n$ ), плотность после утряски ( $C_y$ ), степень утряски ( $\xi$ ) и текучесть ( $T$ ).

По программе, разработанной в ИМЕТ УрО РАН, рассчитаны насыпная плотность и плотность после утряски. Результаты приведены в табл. 2. Экспериментальные и расчетные данные хорошо согласуются – расхождение составляет 1–3,2 %.

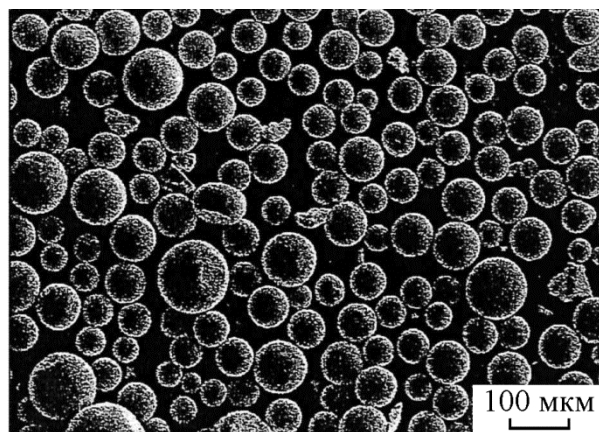
Программа также позволяет рассчитать удельную поверхность порошка. По ней можно рассчитать насыпную плотность, плотность после утряски и удельную поверхность для смеси разных порошков заданного состава по известной плотности и среднему размеру частиц.

Таблица 2 – Физико-технологические свойства порошка сплава ВТ-22

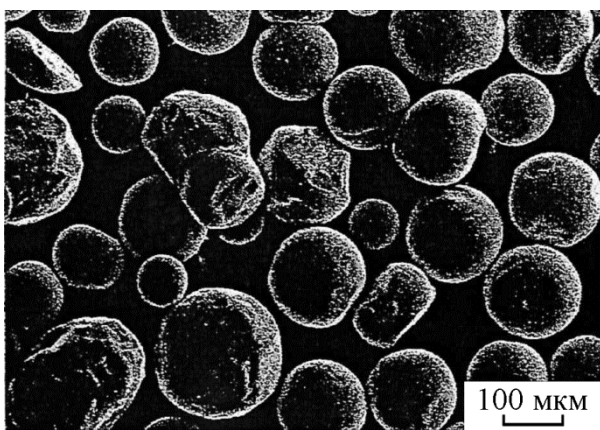
Результат	Насыпная плотность порошка, $C_n$ , г/см <sup>3</sup>	Плотность после утряски, $C_y$ , г/см <sup>3</sup>	Степень утряски, $\xi$ , %	Текучесть, $T$ , с (50 г)
Эксперимент	2,53	2,91	15,02	26,1
Расчет	2,45	2,88	17,55	–



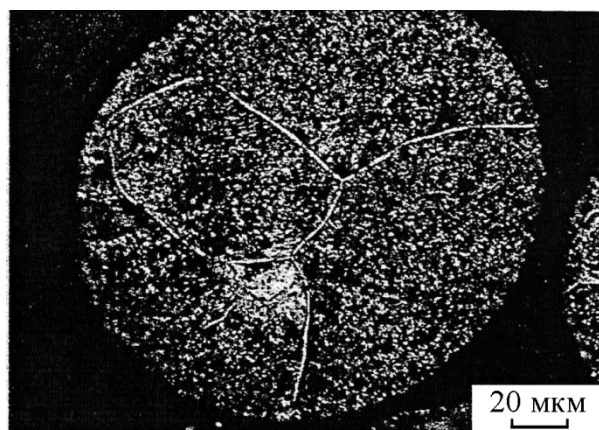
*a*



*б*



*в*



*г*

Рис. 3. Морфология порошка: *a* – после отжига; *б* – после измельчения отожженного порошка; фракция менее 50 мкм, *в* – фракция более 50 мкм; *г* – после отжига

Отжиг порошка проводили в вакууме ступенчато: при 750 °С в течение 1 ч, охлаждение с печью до 200 °С, затем нагрев до 650 °С, 3 ч, охлаждение с печью. Частицы спеклись, но спек легко разрушается при истирании в ступке. Гранулометрический состав порошка после отжига изменился незначительно. Фракцию более 200 мкм, полученную после спекания измельчили в виброистирателе ИВ-микро в течении 1 ч. На рис. 3 показана морфология частиц крупнее 200 мкм (рис. 3 а), фракции менее 50 мкм (рис. 3 б) и более 50 мкм (рис. 3 в), полученные после измельчения. Исходная фракция (рис. 3 а) представлена спеками частиц, после измельчения спеки разрушены – частицы фракции менее 50 мкм представлены в основном сферическими частицами, встречаются осколки более крупных частиц (рис. 3 б), порошок фракции более 50 мкм имеет частицы неправильной формы, образовавшиеся в результате измельчения (рис. 3 в). Частицы состоят из ( $\alpha + \beta$ )-фаз с близким количеством  $\alpha$  - и  $\beta$ -фаз (рис. 3 з).

Прессовки из порошка сплава ВТ-22 как из исходного, так и из порошка после отжига рассыпаются, частицы деформируются, но не сцепляются между собой. Поверхность частиц гладкая, плотная, основа частиц представлена структурой пластинчатого типа. Порошок в исходном состоянии может быть переработан только горячим прессованием, поэтому дальнейшие исследования по получению порошковых материалов на его основе проведено с добавлением порошков с развитой поверхностью [10] в исходный порошок.

#### 4. Методы исследования порошкового композита

Объект исследования – порошковый композит, состоящий из порошка, полученного из сплава ВТ-22 распылением плазмой, с добавками порошка титана ПТМ-1, полученного гидридно-кальциевым способом, порошка сплава никель–алюминий ПВ-Н70Ю30.

С целью выбора оптимального состава порошкового композита для производства изделий, работающих в условиях циклических силовых и температурных нагрузок, стойких к воздействию агрессивных сред, провели несколько серий отсеивающих экспериментов, результаты которых описаны в [6]. В работе исследовали процесс уплотнения смеси порошка, полученного из сплава ВТ-22 распылением плазмой, с добавками порошка титана ПТМ-1, полученного гидридно-кальциевым способом, порошка сплава никель–алюминий ПВ-Н70Ю30. Порошок сплава ВТ-22 выбран для повышения прочностных свойств композиционного материала. Исследуемый порошок представлен фракцией менее 440 мкм, средний размер частиц – 156 мкм.

Образцы прессовали при давлениях 1000 МПа. Прессование брикетов проводили на гидравлическом прессе МС-500 в закрытой разборной пресс-форме. После прессования получены брикеты плотностью  $\rho_{отн} = 0,71...0,85$  от теоретической. Качество брикетов удовлетворительное. В ряде случаев для неспеченных образцов с содержанием ВТ-22 60 % и выше наблюдалось осыпание нижней кромки. Спрессованные образцы спекались в вакууме  $10^{-3}$  МПа в течение 2 ч при температуре 1200 °С, далее нагревались до температуры спекания 1 ч. Режим спекания выбран в соответствии с рекомендациями [7]. Использовалась вакуумная электропечь сопротивления камерного типа СНВЭ-9/18.

Прочность брикетов оценивали по результатам опытов на осевое сжатие на универсальной испытательной машине ZWICK ВТ1-FR050ТНВ/А1К. В момент начала разрушения заготовки фиксировали усилие и определяли предел прочности на сжатие  $\sigma_p$  при текущей плотности.

Таблица 3 – Результаты прессования композитного материала из титансодержащего материала

№	Варьируемые факторы			Критерии оптимизации		
	X1	X2	X3	Y1, МПа	Y2	Y3, у.е./кг
1	50	50	0	1356	0,806	3000
2	60	30	10	1103	0,812	2300
3	60	20	20	834	0,783	2100
4	60	10	30	535	0,776	1900
5	65	25	10	1056	0,789	2050
6	65	15	20	768	0,756	1850
7	65	5	30	410	0,754	1650
8	70	30	0	594	0,771	2000
9	70	25	5	967	0,785	1900

Результаты экспериментального исследования показаны в табл. 3. Здесь X1; X2; X3 – варьируемые факторы, представляющие процентное содержание по массе компонент шихты: ВТ-22 (X1); ПТМ-1 (X2); ПВ-Н70Ю30 (X3). Параметры, выбранные в качестве критериев оптимизации, обозначены так: Y1 (предел прочности), Y2 (относительная плотность), Y3 (стоимость).

### 5. Результаты исследования порошкового композита

Задача оптимизации композиционного материала заключается в следующем: определить оптимальный состав шихты, при котором прессованием некомпактного титансодержащего сырья получается заготовка с максимальными механическими свойствами, при минимальных затратах на их получение.

По значениям критериев оптимизации Y1, Y2, Y3 (табл. 3) выбраны 6 оптимальных вариантов (1, 2, 5, 6, 7, 9), по Парето [8]. Алгоритм выбора представлен на рис. 4. Построение множества оптимальных по Парето решений является одним из первых этапов большого числа методов многокритериальной оптимизации. Один из методов решения – окончательный выбор оптимального варианта производится эвристически (на основании опыта, интуиции, неформализуемых соображений) лицом, принимающим решение. Другой подход – составить по возможности наиболее полный перечень критериев и потом исключить из рассмотрения несущественные критерии.

В данном случае значения критериев оптимизации Y1, Y2, Y3 6 оптимальных вариантов (по Парето) были нормированы таким образом, чтобы привести их к одной шкале измерения:

$$Y1N = (Y1 - \min(Y1)) / (\max(Y1) - \min(Y1)); \quad (1)$$

$$Y2N = (Y2 - \min(Y2)) / (\max(Y2) - \min(Y2)); \quad (2)$$

$$Y3N = (Y3 - \min(Y3)) / (\max(Y3) - \min(Y3)). \quad (3)$$

Так как значения критериев оптимизации Y1, Y2 нужно максимизировать, а Y3 – минимизировать, то значения Y3N были обращены таким образом, чтобы значения критерия оптимизации нужно было максимизировать:

$$Y3NO = 1 - Y3N. \quad (4)$$



В системе координат Y1N, Y2N, Y3NO определили длины векторов 6 оптимальных по Парето вариантов от начала координат. Эти длины следующие: 1,3431; 1,3437; 1,1514; 0,9328; 1; 1,1385. Начало этой системы координат является худшей по оптимальности точкой. Тогда выберем точку максимально удаленную от худшей по оптимальности точки, т.е. максимальную длину вектора. Максимальную длину вектора имеет 2 вариант. На основании этого 2 вариант был выбран оптимальным. Получены следующие оптимальные по Парето значения: X1 = 60; X2 = 30; X3 = 10.

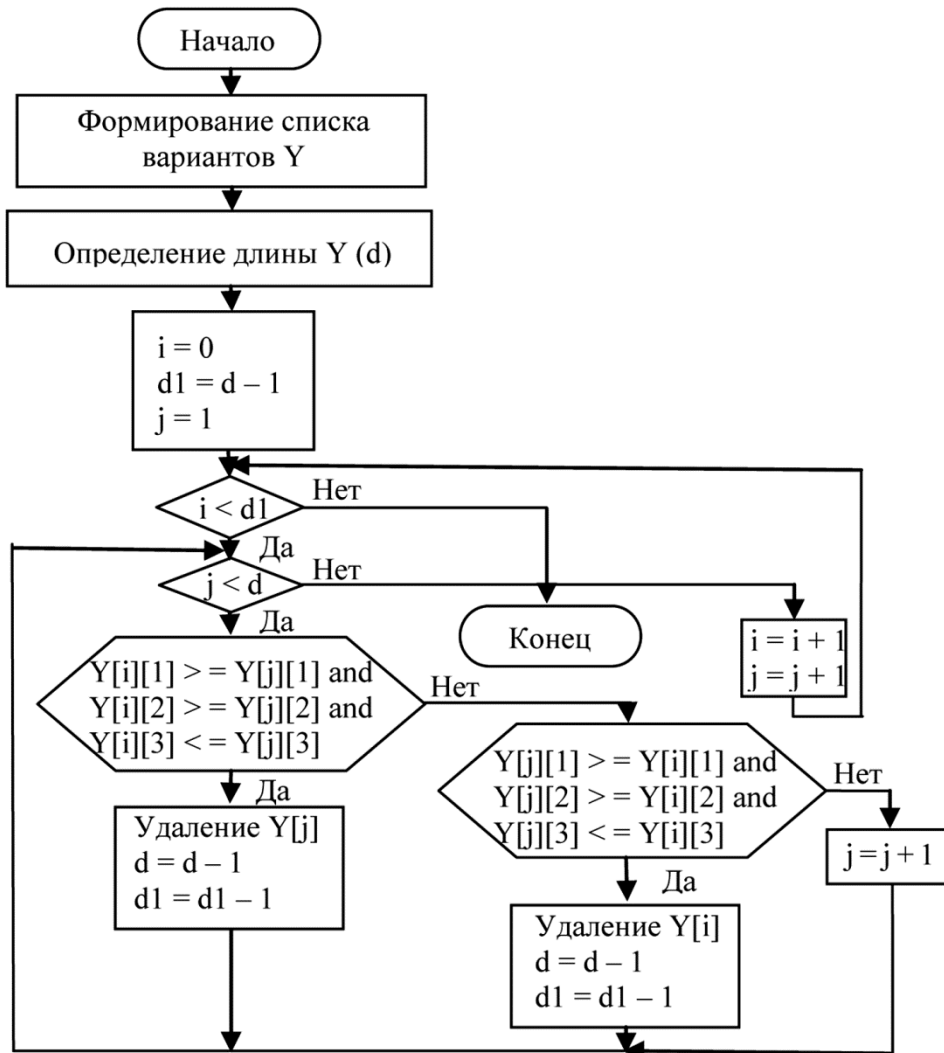


Рис. 4. Алгоритм выбора оптимальных (по Парето) вариантов

## 6. Заключение

Порошок сплава ВТ-22, полученный распылением плазмой методом вращающегося электрода, обладает следующими физико-технологическими свойствами при размере частиц менее 440 мкм – средний размер 156 мкм при выходе фракции менее 200 мкм – 80 мас. %: насыпная плотность порошка ~ 2,5 г/см<sup>3</sup>; плотность утряски ~ 2,9 г/см<sup>3</sup>; текучесть ~ 26 с (50 г).

На основе анализа данных экспериментов даны рекомендации по выбору оптимального состава композиционного материала. Для этого разработана программа и использована методика оптимизации получения композита из некомпактного титансодержащего сырья, включающая в себя поиск оптимального состава шихты по Парето. По этой методике был определен следующий оптимальный состав шихты по Парето, 60 %

порошка из сплава ВТ-22; 30 % порошка титана ПТМ-1; 10 % порошка сплава никель–алюминий ПВ-Н70Ю30.

### Литература

1. Ильин А. А., Колачёв Б. А., Польшкин И. С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства : справочник. – М. : ВИЛС–МАТИ, 2009. – 520 с.
2. Плавка и литье титановых сплавов / А. А. Андреев, З. Ц. Аношкин, К. М. Борзцовская и др. – М. : Metallurgiya, 1978. – 383 с.
3. Фроус Ф. Х., Смугерески Дж. Е. Порошковая металлургия титановых сплавов : сб. науч. трудов / пер. с англ. – М. : Metallurgiya, 1985. – 263 с.
4. Порошковая металлургия титана / В. С. Устинов, Ю. Г. Олесов, В. А. Дрозденко, Л. Н. Антипин. – 2-е изд. – М. : Metallurgiya, 1981. – 248 с.
5. Материаловедение и технология композиционных материалов / А. Г. Кобелев, В. И. Лысак, В. Н. Чернышев, Е. В. Кузнецов. – М. : Интернет Инжиниринг, 2006. – 365 с.
6. Modelling of compaction of titanium composite powders / D. I. Kryuchkov, A. G. Zalazinskiy, I. M. Berezin, O. V. Romanova // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2015. – Iss. 1. – P. 48–60. – DOI: 10.17804/2410-9908.2015.1.048-060. – URL: [http://dream-journal.org/DREAM\\_Issue\\_1\\_2015\\_Kryuchkov\\_D.\\_I.\\_et\\_al..pdf](http://dream-journal.org/DREAM_Issue_1_2015_Kryuchkov_D._I._et_al..pdf)
7. Moiseev V. N., Sysoeva N. V., Ermolova M. I. Heat treatment of granulated VT22 alloy // *Metal Science and Heat Treatment*. – 1996. – Vol. 38, nos. 1–2. – P. 42–45. – DOI: 10.1007/BF01153872.
8. Подиновский В. В., Ногин В. Д. Парето-оптимальные решения многокритериальных задач. – М. : Наука, 1982. – 256 с.
9. Производство титановых сплавов и деталей экономичным методом порошковой металлургии для широкомасштабного промышленного применения / О. М. Ивасишин, Д. Г. Саввакин, К. А. Бондарева и др. // *Наука и инновации*. – 2005. – Т. 1, № 2. – С. 44–57.
10. Выбор оптимального состава порошкового композиционного материала на основе титана для прессования заготовок / Д. И. Крючков, А. Г. Залазинский, А. П. Поляков, И. М. Бerezin, Т. Л. Щенникова, Г. Г. Залазинский // *Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением*. – 2014. – № 6. – P. 34–38.

**Received:** 18.05.2018

**Revised:** 15.06.2018

**Accepted:** 29.06.2018

**DOI:** 10.17804/2410-9908.2018.3.043-057







## BOUNDARY LAYER INFLUENCE ON THE DISTRIBUTION OF HYDROGEN CONCENTRATIONS DURING HYDROGEN-INDUCED CRACKING TEST OF STEELS

E. L. Alekseeva<sup>1, a)</sup>, A. K. Belyaev<sup>1, 2, b)</sup>, A. S. Zegzhda<sup>1, c)</sup>, A. M. Polyanskiy<sup>3, d)</sup>,  
V. A. Polyanskiy<sup>1, 2, e)\*</sup>, K. P. Frolova<sup>1, 2, f)</sup>, Yu. A. Yakovlev<sup>1, 2, g)</sup>

<sup>1</sup>*Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University,  
29 Politekhnicheskaya, St. Petersburg, 195294, Russian Federation*

<sup>2</sup>*Institute of Problems of Mechanical Engineering RAS,  
61 V.O., Bolshoy Ave., St., St. Petersburg, 199178, Russian Federation*

<sup>3</sup>*RDC Electron & Beam Technology, Ltd.,  
6 Bronevaya St., St. Petersburg, 198188, Russian Federation*

- a)  <https://orcid.org/0000-0002-8996-1507>,  [alexeeva\\_ekaterina@mail.ru](mailto:alexeeva_ekaterina@mail.ru) ;  
b)  <https://orcid.org/0000-0002-5934-8138>,  [vice.ipme@gmail.com](mailto:vice.ipme@gmail.com);  
c)  <https://orcid.org/0000-0001-8999-5216>,  [alexserz@mail.ru](mailto:alexserz@mail.ru) ;  
d)  <https://orcid.org/0000-0002-6470-9583>,  [ampol@electronbeamtech.com](mailto:ampol@electronbeamtech.com);  
e)  <https://orcid.org/0000-0002-1199-1028>;  [vapol@mail.ru](mailto:vapol@mail.ru);  
f)  <https://orcid.org/0000-0003-0376-4463>,  [kspfrolova@gmail.com](mailto:kspfrolova@gmail.com);  
g)  <http://orcid.org/0000-0002-5041-0441>,  [yura.yakovlev@gmail.com](mailto:yura.yakovlev@gmail.com)

\*Corresponding author. E-mail: [vapol@mail.ru](mailto:vapol@mail.ru)

Address for correspondence: V.O., Bolshoj pr., 61, St. Petersburg 199178, Russian Federation  
Tel.: +7-921-7480637; fax: +7-812-3214771

Hydrogen saturation is a recognized and standardized method for testing the propensity to hydrogen-induced cracking and corrosion resistance of metals. Hydrogen saturation in a neutral salt solution simulating seawater and groundwater during the bubbling of the solution with hydrogen sulfide, as well as in the electrolyte by the cathodic current of hydrogen ions, are the main industrial test procedures. These tests are necessary for steels used, for example, in gas and oil pipelines. In this paper, we explain results of investigation of hydrogen concentration distribution after such testing.

The method of direct measurements has revealed a significant heterogeneity of hydrogen concentrations. This observation leads to concern about the suitability of industrial testing methods for real operation conditions for construction components in an aggressive environment.

**Keywords:** hydrogen saturation, hydrogen induced cracking, steels testing.

### Acknowledgment

*The study was supported by RFBR, projects 17-08-00783, 18-08-00201 and 18-31-00329.*

### References

1. Hadfield R. The occlusion of gases by metals. A general discussion. Introductory address. *Transactions of the Faraday Society*, 1919, vol. 14, pp. 173–191.
2. Johnson W.H. On some remarkable changes produced in iron and steel by the action of hydrogen and acids. In: *Proceedings of the Royal Society of London*, 1874, vol. 23, no. 156–163, pp. 168–179.

3. Andrew J.H. The embrittling of iron by caustic soda. *Transactions of the Faraday Society*, 1914, vol. 9, pp. 316–329.
4. Keiichi O. On the importancy of hydrogen-brittleness as a defect in steel qualities. *Tetsu-to-Hagane*, 1938, vol. 24, no. 11, pp. 1005–1013. DOI: 10.2355/tetsutohagane1915.24.11\_1005.
5. *BS ISO 16573:2015*. Steel. Measurement method for the evaluation of hydrogen embrittlement resistance of high strength steels.
6. *ISO 11114-4*. Transportable gas cylinders compatibility of cylinder and valve materials with gas contents. Part 4: Test methods for selecting metallic materials resistant to hydrogen embrittlement, 2005.
7. *ISO 17081:2014*. Method of measurement of hydrogen permeation and determination of hydrogen uptake and transport in metals by an electrochemical technique, 2014.
8. *ANSI/NACE TM0284*. Evaluation of Pipeline and Pressure Vessel Steel for Resistance to hydrogen-Induced Crack, 2016, no. 21215.
9. Akiyama E., Li S. Electrochemical hydrogen permeation tests under galvanostatic hydrogen charging conditions conventionally used for hydrogen embrittlement study. *Corrosion Reviews*, 2016, vol. 34, iss. 1–2, pp. 103–112. DOI: 10.1515/corrrev-2015-0049.
10. Omura T., Nakamura J., Hirata H., Jotoku K., Ueyama M., Osuki T., Terunuma M. Effect of surface hydrogen concentration on hydrogen embrittlement properties of stainless steels and Ni based alloys. *ISIJ International*, 2016, vol. 56, no. 3, pp. 405–412. DOI: 10.2355/isijinternational.ISIJINT-2015-268.
11. Hadam U., Zakroczymski T. Absorption of hydrogen in tensile strained iron and high-carbon steel studied by electrochemical permeation and desorption techniques. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2009, vol. 34, no. 5, pp. 2449–2459. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2008.12.088.
12. Martinsson A., Sandström R. Hydrogen depth profile in phosphorus-doped, oxygen – free copper after cathodic charging. *Journal of Materials Science*, 2012, vol. 47, no. 19, pp. 6768–6776. DOI: 10.1007/s10853-012-6592-y.
13. Yagodzinskyy Y., Todoshchenko O., Papula S., Hänninen H. Hydrogen solubility and diffusion in austenitic stainless steels studied with thermal desorption spectroscopy. *Steel Research International*, 2011, vol. 82, no. 1, pp. 20–25. DOI: 10.1002/srin.201000227.
14. Wu R., Ahlström J., Magnusson H., Frisk K., Martinsson A. Charging, degassing and distribution of hydrogen in cast iron. *Swerea KIMAB*, 2015, vol. 1, no. 14, pp. 1–41.
15. Konopel'ko L.A., Polyanskii A.M., Polyanskii V. A., Yakovlev Yu.A. New Metrological Support for Measurements of the Concentration of Hydrogen in Solid Samples. *Measurement Techniques*, 2018, vol. 60, no. 12, pp. 1222–1227. DOI: 10.1007/s11018-018-1343-3.
16. Konar J., Banerjee N.G. Vacuum heating hydrogen determination in aluminium and aluminium alloys. *NML Technical Journal*, 1974, vol. 16, no. 1–2, pp 18–19.
17. Belyaev A.K., Polyanskiy A.M., Polyanskiy V.A., Sommitsch Ch., Yakovlev Yu.A. Multi-channel diffusion vs TDS model on example of energy spectra of bound hydrogen in 34CrNiMo6 steel after a typical heat treatment. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2016, vol. 41, no. 20, pp. 8627–8634. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2016.03.198.
18. Polyanskiy A.M., Polyanskiy V.A., Yakovlev Yu.A. Experimental determination of parameters of multichannel hydrogen diffusion in solid probe. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2014, vol. 39, no. 30, pp. 17381–17390. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2014.07.080.
19. Andronov D.Yu., Arseniev D.G., Polyanskiy A.M., Polyanskiy V.A., Yakovlev Yu.A. Application of multichannel diffusion model to analysis of hydrogen measurements in solid. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2017, vol. 42, no. 1, pp. 699–710. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2016.10.126.
20. Ryu J.H., Chun Y.S., Lee C.S., Bhadeshia H.K.D.H., Suh D.W. Effect of deformation on hydrogen trapping and effusion in trip-assisted steel. *Acta Materialia*, 2012, vol. 60, no. 10, pp. 4085–4092. DOI: 10.1016/j.actamat.2012.04.010.

21. Choo W.Y., Lee J.Y. Thermal analysis of trapped hydrogen in pure iron. *Metallurgical Transactions A*, 1982, vol. 13, no. 1, pp. 135–140. DOI: 10.1007/BF02642424.
22. Ramunni V.P., De Paiva Coelho T., De Miranda P.E.V. Interaction of hydrogen with the microstructure of low-carbon steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, vol. 435, pp. 504–514. DOI: 10.1016/j.msea.2006.07.089.
23. Kim C.D., Loginow A.W. Techniques for investigating hydrogen-induced cracking of steels with high yield strength. *Corrosion*, 1968, vol. 24, no. 10, pp. 313–318. DOI: 10.5006/0010-9312-24.10.313.
24. Newman J.F., Shreir L.L. The effect of temperature upon the solubility and diffusion coefficient of cathodic H<sub>2</sub> in steel. *Corrosion Science*, 1971, vol. 11, no. 1, pp. 25–33. DOI: 10.1016/S0010-938X(71)80071-9.
25. Farrell K. Cathodic hydrogen absorption and severe embrittlement in a high strength steel. *Corrosion*, 1970, vol. 26, no. 3, pp 105–110. DOI: 10.5006/0010-9312-26.3.105.
26. Chan S.L.I. Hydrogen trapping ability of steels with different microstructures. *Journal of the Chinese Institute of Engineers*, 1999, vol. 22, no. 1, pp. 43–53. DOI: 10.1080/02533839.1999.9670440.
27. Chan S.L.I., Charles J.A. Effect of carbon content on hydrogen occlusivity and embrittlement of ferrite-pearlite steels. *Materials Science and Technology*, 1986, vol. 2, no. 9, pp. 956–962. DOI: 10.1179/mst.1986.2.9.956.
28. Choo W.Y., Lee J.Y., Cho C.G., Hwang S.H. Hydrogen solubility in pure iron and effects of alloying elements on the solubility in the temperature range 20 to 500 C. *Journal of Materials Science*, 1981, vol. 16, no. 5, pp. 1285–1292. DOI: 10.1007/BF01033843.
29. Jenkins N., Hart P., Parker D.H. An evaluation of rapid methods for diffusible weld hydrogen. *Welding Journal-Including Welding Research Supplement*, 1997, vol. 76, no. 1, pp. 1–6.
30. Lunarska E., Flis J. Effect of hydrogen charging-discharging on the stress-strain relationship for nickel. *Scripta Metallurgica*, 1984, vol. 18, no. 9, pp. 889–892. DOI: 10.1016/0036-9748(84)90255-2.
31. Lunarska E. Changes in the strain hardening rate of iron and steel during absorption and desorption of hydrogen under cathodic charging and discharging conditions. *Scripta Metallurgica*, 1981, vol. 15, no. 10, pp. 1077–1082. DOI: 10.1016/0036-9748(81)90161-7.
32. Pearson W.B. Miscellaneous aspects of lattice-spacing variation. Chapter V. In: W.B. Pearson. *A Handbook of Lattice Spacing and Structures of Metals and Alloys: International Series of Monographs on Metal Physics and Physical Metallurgy*. Vol. 4. Oxford, Pergamon, 1958, pp. 68–75.
33. Hu Z., Fukuyama S., Yokogawa K., Okamoto S. Hydrogen embrittlement of a single crystal of iron on a nanometre scale at a crack tip by molecular dynamics. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 1999, vol. 7, no. 4, p. 541.
34. Pressouyre G.M. Trap theory of hydrogen embrittlement. *Acta Metallurgica*, 1980, vol. 28, no. 7, pp. 895–911. DOI: 10.1016/0001-6160(80)90106-6.
35. Song J., Curtin W.A. A nanoscale mechanism of hydrogen embrittlement in metals. *Acta Materialia*, 2011, vol. 59, no. 4, pp. 1557–1569. DOI: 10.1016/j.actamat.2010.11.019.
36. Chen Y., Zheng S., Zhou J., Wang P., Chen L., Qi Y. Influence of H<sub>2</sub>S interaction with pre-strain on the mechanical properties of high-strength X80 steel. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2016, vol. 41, no. 24, pp. 10412–10420. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2016.01.144.
37. Sanchez J., Lee S.F., Martin-Rengel M.A., Fullea J., Andrade C., Ruiz-Hervias J. Measurement of hydrogen and embrittlement of high strength steels. *Engineering Failure Analysis*, 2016, vol. 59, pp. 467–477. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2015.11.001.
38. Depover T., Wallaert E., Verbeken K. On the synergy of diffusible hydrogen content and hydrogen diffusivity in the mechanical degradation of laboratory cast Fe-C alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, vol. 664, pp. 195–205. DOI: 10.1016/j.msea.2016.03.107.

39. Lunarska E., Flis J. Effect of hydrogen charging-discharging on the stress-strain relationship for nickel. *Scripta Metallurgica*, 1984, vol. 18, no. 9, pp. 889–892. DOI: 10.1016/0036-9748(84)90255-2.

Подана в журнал: 18.05.2018

УДК 539.43:669.018

DOI: 10.17804/2410-9908.2018.3.043-057

## ВЛИЯНИЕ ПОГРАНИЧНОГО СЛОЯ НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ КОНЦЕНТРАЦИЙ ВОДОРОДА ПРИ ИСПЫТАНИЯХ СТАЛЕЙ НА СТОЙКОСТЬ К ВОДОРОДНОМУ РАСТРЕСКИВАНИЮ

Е. Л. Алексеева<sup>1, а)</sup>, А. К. Беляев<sup>1, 2, б)</sup>, А. С. Зегжда<sup>1, в)</sup>, А. М. Полянский<sup>3, г)</sup>,  
В. А. Полянский<sup>1, 2, д)\*</sup>, К. П. Фролова<sup>1, 2, е)</sup>, Ю. А. Яковлев<sup>1, 2, ж)</sup>



<sup>1</sup>Санкт-Петербургский Политехнический университет Петра Великого,  
Политехническая ул., 29, Санкт-Петербург, 195294, Российская Федерация



<sup>2</sup>Институт Проблем Машиноведения РАН,



о. Васильевский, пр. Большой, 61, Санкт-Петербург, 199178, Российская Федерация



<sup>3</sup>ООО НПК «Электронные и пучковые технологии»,



Броневая ул., 6, Санкт-Петербург, 198188, Российская Федерация



а)  <https://orcid.org/0000-0002-8996-1507>,  alexeeva\_ekaterina@mail.ru ;



б)  <https://orcid.org/0000-0002-5934-8138>,  vice.ipme@gmail.com;

в)  <https://orcid.org/0000-0001-8999-5216>,  alexserz@mail.ru ;

г)  <https://orcid.org/0000-0002-6470-9583>,  ampol@electronbeamtech.com;

д)  <https://orcid.org/0000-0002-1199-1028>;  vapol@mail.ru;

е)  <https://orcid.org/0000-0003-0376-4463>,  kspfrolova@gmail.com;

ж)  <http://orcid.org/0000-0002-5041-0441>,  yura.yakovlev@gmail.com

\*Ответственный автор. Электронная почта: vapol@mail.ru

Адрес для переписки: о. Васильевский, пр. Большой, 61, Санкт-Петербург, 199178, Российская Федерация;  
Тел.: +7-921-748-06-37; факс: +7-812-321-47-71

Насыщение водородом является признанным и стандартизированным методом тестирования склонности к водородному растрескиванию и коррозионной стойкости металлов. Насыщение водородом в нейтральном растворе солей, моделирующем морскую воду и подземные воды при барботировании раствора сероводородом, а также в электролите катодным током ионов водорода, является основной промышленной методикой испытаний. Эти испытания являются обязательными для сталей, используемых, например, в газо- и нефтепроводах. В статье описаны результаты исследования распределения концентраций водорода после такого тестирования.

Методом прямых измерений обнаружена сильная неоднородность концентраций водорода, которая ставит под вопрос адекватность методов промышленного тестирования реальным условиям эксплуатации деталей и узлов конструкций в агрессивной среде.

**Ключевые слова:** насыщение водородом, водородное растрескивание, испытания сталей.

### 1. Введение

Влияние водорода на свойства металлов изучают более 150 лет. Первые исследования были посвящены окклюзии водорода металлами [1]. Была разработана аппаратура для измерения концентрации водорода в металле. Затем удалось связать повышенные значения концентрации водорода с уменьшением пластичности металла [2]. С самого начала для исследований применялось искусственное насыщение водородом. В первых работах основными источниками водорода для искусственного насыщения металла были химические реакции металла с кислотой [2] и агрессивная среда [3]. Применялись также методы плавления и нагревания металла в среде газообразного водорода [1].

Необходимо отметить, что этот подход на долгие годы приостановил исследования влияния реального, растворенного в металле водорода на свойства отливок и проката, а также внедрение в практику металлургов измерений концентрации водорода. Долгое время разрабатывались технологии улучшения сталей за счет обработки расплавленного металла водородом, и только через 60 лет после работы [2] в 1935 г. появились публикации, связывающие растрескивание отливок, образование флокенов в прокате и снижение пластичности с повышенной концентрацией водорода в стальных слитках [4].

Постепенно разрабатывались стандарты на методы испытаний при исследованиях влияния водорода на разрушение конструкционных материалов. В настоящий момент имеется четыре стандартных способа.

- Насыщение в газообразном водороде [5, 6].
- Насыщение в растворе кислоты за счет коррозии или стресс-коррозии [5].
- Катодное наводороживание [5, 7].
- Насыщение водородом в электролите, моделирующем морскую или грунтовую воду или среду транспортируемого природного газа [8].

Все методы стандартизированы, но из-за высокой степени опасности экспериментов по насыщению в газообразном водороде, чаще всего применяется катодное наводороживание.

Необходимо отметить, что метод с таким названием, стандартизованный в [7], позволяет насыщать только плоские образцы, которые можно зажать между уплотнениями двух соседних сосудов с электролитом. Этот стандартизованный метод предполагает контроль полноты насыщения образцов водородом по графику временной зависимости электрического тока между электродами, каждый из которых размещен в своем объеме электролита. Образец играет роль протонно-обменной мембраны между двумя физически разделенными объемами электролита.

Для образцов, имеющих форму цилиндра или прямоугольного параллелепипеда, чаще всего, применяется модификация метода. В качестве одного из электродов выступает сам образец, который нужно быстро насытить водородом. Степень насыщения и равномерность насыщения затем, как правило, не проверяют. Считается, что количество поглощенного водорода пропорционально прошедшему через электролит заряду, а средняя концентрация водорода при одинаковом времени зарядки пропорциональна плотности катодного [9].

Насыщение металла водородом является основным методом исследования воздействия водорода на механические свойства металла. Ежегодно публикуются десятки работ, посвященных исследованиям с использованием этого метода. Поэтому вопрос о распределении концентрации водорода внутри металла в результате насыщения водородом является чрезвычайно важным.

Работ, посвященных этому вопросу, немного [10–14]. Основным методом, применяемым при исследовании распределения концентрации водорода, является математическое моделирование [10, 11, 13]. В работах [12, 14] описаны результаты прямых измерений концентрации водорода в медных и стальных образцах, полученных с использованием только одного из четырех методов насыщения – катодного наводороживания.

Прямые эксперименты показывают, что модифицированное катодное наводороживание в случае, когда образец является одним из двух электродов, не позволяют получить равномерного распределения концентраций за разумное время. Для получения однородного распределения концентраций водорода в процессе насыщения необходимо насыщать стальной образец цилиндрической формы диаметром 7 мм в течение 504 ч. Это время почти в 200 раз превышает среднее время наводороживания, которое в большинстве известных экспериментов составляет 2–4 ч.



В работе [15] установлено, что локальное превышение концентраций водорода всего в 2 раза приводит к разрушению материала. По этой причине объективная картина распределения концентраций водорода после насыщения играет определяющую роль в исследованиях водородной хрупкости материала. Мы провели такое исследование для второго по частоте применения метода наводороживания в электролите. Этот метод описан в стандарте [8] и помимо научных исследований широко применяется при промышленном тестировании сталей на устойчивость к водородной хрупкости.

## 2. Описание экспериментов, оборудование и приборы

Для насыщения образцов водородом мы использовали стандартную установку для тестирования на водородное растрескивание, полностью соответствующую [8].

Образцы выдерживались в течение 42–120 ч в деаэрированном растворе на основе дистиллированной воды 5 % по массе NaCl; 0,5 % по массе  $\text{CH}_3\text{COOH}$ . В процессе проведения теста методом барботирования через раствор продували газообразный сероводород. В рабочей камере создавали и поддерживали постоянную концентрацию сероводорода 2500 мг/л.

Время выдержки образцов в электролитическом растворе составляет согласно стандарту [8] 96 ч. Поэтому для исследования динамики процесса насыщения водородом мы изменяли времена наводороживания в диапазоне от 0,44 до 1,6 от стандартного значения. Для насыщения водородом использовали образцы двух типов: прямоугольные параллелепипеды с размерами  $20 \times 15 \times 100 \text{ мм}^3$ , вырезанные из листа стального проката, и цилиндрические стержни диаметром 8 мм и длиной 100 мм. Призматические образцы находились в электролите в течение от 42 до 156 ч, цилиндрические образцы – в течение 96 ч. Образцы были изготовлены из листа коррозионностойкой стали 14ХГНДЦ толщиной 17 мм. Все поверхности призматических образцов обрабатывались на шлифовальном станке согласно [8] со средним отклонением профиля порядка 1 мкм. У цилиндрических образцов аналогичная чистота обработки поверхности достигалась на токарном станке.

После насыщения образца водородом и его выдержки на воздухе в течение примерно от 8 до 48 ч из каждого образца, насыщенного водородом, вырезалось по 4 образца для измерений концентрации водорода. После промывки в дистиллированной воде от раствора образцы сушили на воздухе.

Размер призматических образцов соответствовал требованиям [8]. Для измерения концентрации водорода необходимо было использовать более мелкие образцы. Поэтому исходные образцы разрезали ручной пилой на части с размерами  $4 \times 6 \times 15 \text{ мм}^3$ . Нарезка образцов производилась вручную, для того чтобы исключить перегрев материала образцов. Из каждого исходного было вырезано по четыре образца для измерений концентрации водорода. Для исследования влияния поверхностного слоя для каждой серии из четырех мелких образцов у двух удаляли поверхностный слой толщиной 100 и 300 мкм путем ручного сухого шлифования без воды и эмульсий.

Образцы цилиндрической формы после насыщения в течение стандартного времени 96 ч нарезали на цилиндры длиной 10 мм и диаметром 8; 7,88; 7,78 и 7,58 мм. Обработка производилась на токарном станке. Вращение шпинделя производилось с малыми оборотами, чтобы исключить нагрев образцов более чем на 20–30 °С. Боковую поверхность образцов диаметром 8 мм не протачивали.

Призматические образцы после насыщения параллельно использовали для измерения параметров трещин, по методике [8]. Для этого на ленточной пиле делали поперечный разрез образцов. После шлифовки, полировки и травления поперечное сечение исследовали под оптическим микроскопом.

Для измерения концентрации водорода использовали промышленный анализатор водорода АВ-1. Его принцип действия основан на методе высокотемпературной вакуум-экстракции [16–19]. Измерение концентрации водорода производили при температурах экстракции 400, 600 и 800 °С. Эти точки были выбраны специально после проведения предварительных экспериментов. Выбор температуры экстракции производили по аналогии с нашей работой [17].

Ожидаемые концентрации водорода могли иметь большой разброс – от 0,2 до 20 [млн<sup>-1</sup>]. Поэтому калибровку анализатора проводили по стандартным образцам, так как согласно нашим данным это самый надежный способ. Калибровочные коэффициенты вычисляли как среднее значение по результатам экстракции водорода из трех стандартных образцов с учетом погрешности аттестованного значения, указанного в паспорте. Были выбраны температуры экстракции 400 и 600 °С, так как именно эти значения температур наиболее часто приводятся в литературе как наиболее приемлемые для экстракции диффузно-подвижного водорода. При анализе результатов исследований термо-дессорбционных спектров для различных марок сталей [13, 20–22] можно сделать вывод о том, что температура 400 °С является предельной для диффузионного водорода, а температура 600 °С – предельной для водорода, который иногда называют диффузно-подвижным.

Температура 800 °С была выбрана для полного извлечения всего водорода. На эту тему нет единого мнения. Так, в работе [23] рекомендована температура 1000 °С. В работе [24] использована температура 550 °С. В работах [25–27] температура вакуумной экстракции составила 650–680 °С. В работе [28] выбрана температура hot vacuum extraction 500 °С, после этого образцы дополнительно дегазировали в вакууме при температуре 900 °С, чтобы полностью исключить влияние сильно связанного водорода. В работе [29] отмечено, что традиционная температура для извлечения всего водорода методом вакуумной экстракции составляет 650 °С.

Эксперименты, проведенные с цилиндрическими образцами, позволили получить зависимость концентрации водорода, экстрагированного при различных температурах от толщины поверхностного слоя, удаленного с образцов, перед анализом содержания водорода. Практически для всех образцов доля диффузионного водорода в полной концентрации составляла 50 %, диффузно-подвижного – 25 % и сильно связанного – 25 %.

Цилиндрические образцы отличались друг от друга толщиной удаленного слоя. Это позволяет вычислить распределение средней концентрации водорода по толщине образца. Диаграмма распределения концентрации водорода в зависимости от расстояния от границ слоя до поверхности представлен на рис. 1.

Проведенные исследования показывают, что стандартное насыщение водородом в течение 96 ч приводит к крайне неравномерному распределению водорода внутри образца. Фактически насыщается только тонкий поверхностный слой, имеющий толщину порядка характерного размера зерна.

Как уже отмечалось, для образцов, имеющих форму прямоугольного параллелепипеда, шлифовка поверхности образца осуществлялась вручную, поэтому построение профиля концентраций затруднено из-за значительной неточности удаления поверхностного слоя образцов.

Диаграмма распределения концентрации водорода спустя 12 ч после насыщения образца, выдержанного в коррозионном растворе в течение 72 ч, приведена на рис. 2.

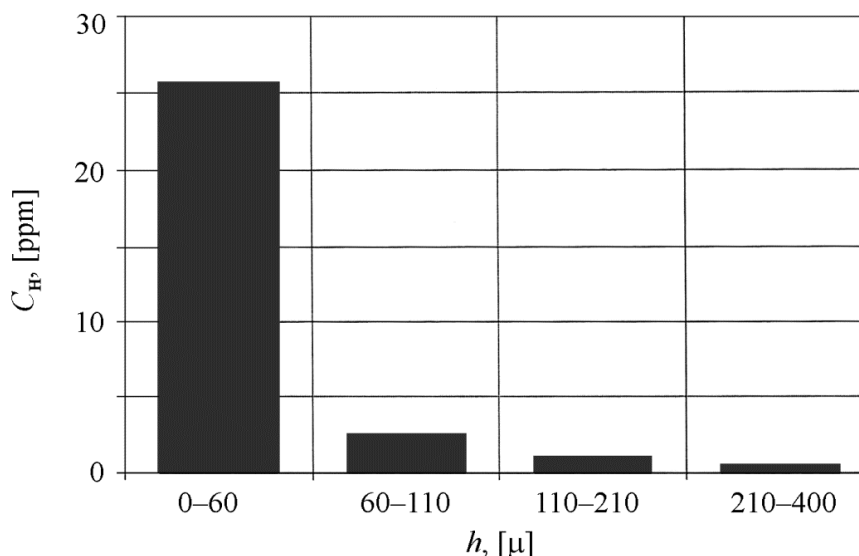


Рис. 1. Расчетные средние значения полной концентрации водорода в поверхностных слоях цилиндрических образцов в зависимости от расстояния  $h$  от границ слоя до поверхности образца

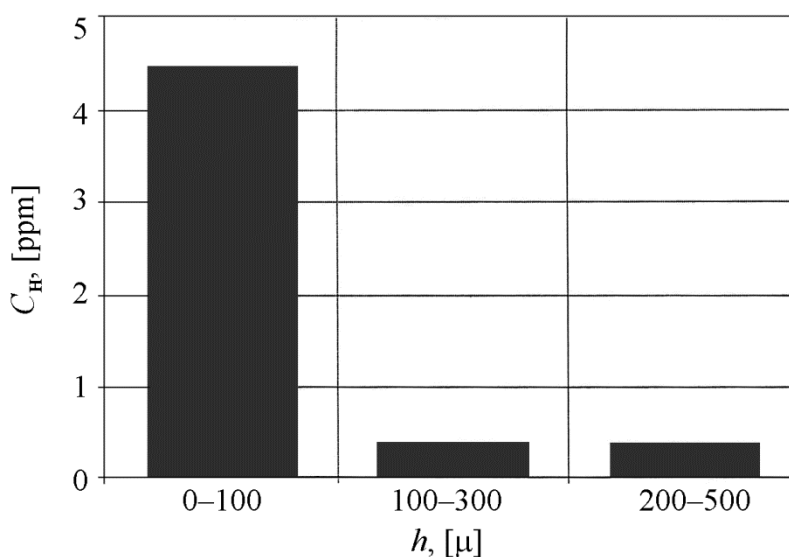


Рис. 2. Расчетные средние значения полной концентрации водорода в поверхностных слоях призматических образцов в зависимости от расстояния  $h$  от границ слоя до поверхности образца

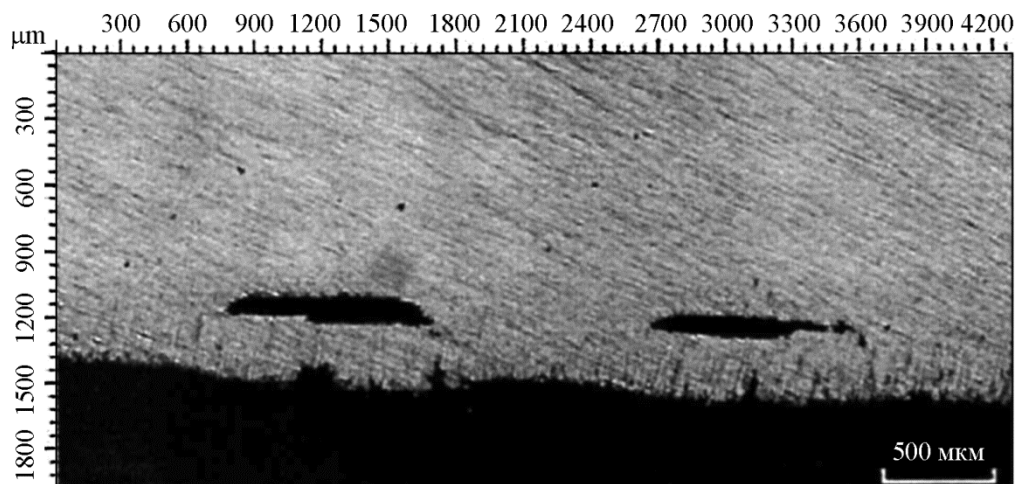
Как и для образцов цилиндрической формы, обнаружено многократное превышение содержания водорода в пограничном, поверхностном слое по сравнению с содержанием водорода в объеме образца.

Вместе с тем, водородное растрескивание наблюдалось по всему объему призматических образцов. На рис. 3. представлены фотографии шлифов поперечного разреза образца.

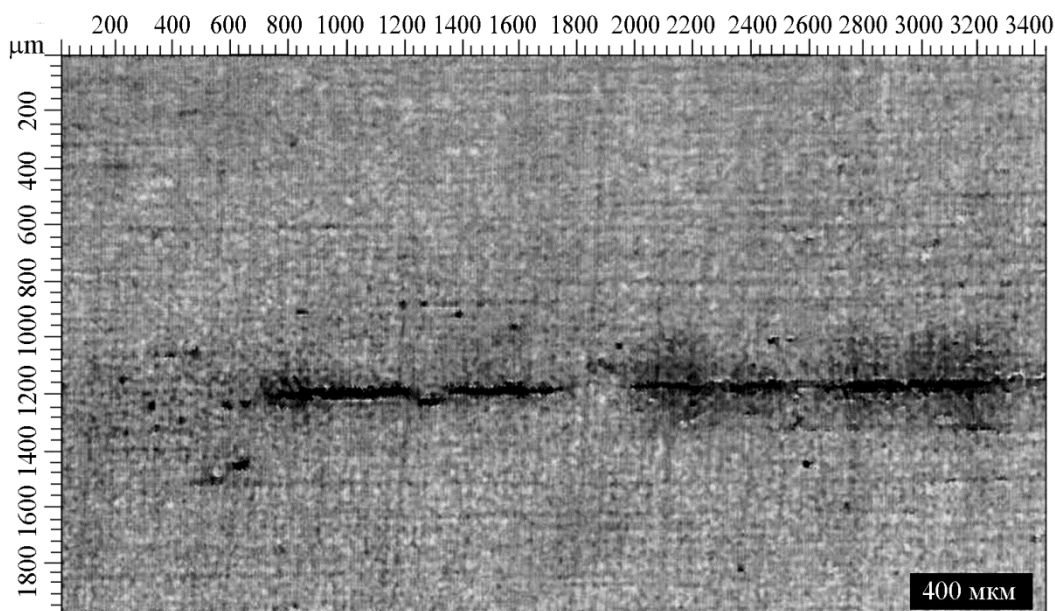
Дополнительно установлено, что водород, накопленный в процессе насыщения, помимо неравномерного распределения концентраций обладает высокой подвижностью по направлению к внешней поверхности образца. Выдержка образца в вакууме в течение 4-х ч привела к 4–6-кратному уменьшению средней концентрации водорода, накопленного при

насыщении образца. Выдержка образца на воздухе в течение 20 сут приводила к практически полному удалению всего «добавочного водорода», полученного в процессе насыщения образца.

Необходимо заметить, что если время насыщения водородом превышало 72 ч, то суммарная концентрация водорода в пограничном слое стабилизируется. Наблюдался незначительный рост концентрации глубинных слоев образца, который находится в пределах разброса значений «внутренней концентрации» водорода, характерной для исходных, ненасыщенных образцов. То же самое можно сказать и о среднем значении концентрации водорода после длительной выдержки образцов на воздухе.



*a*



*б*

Рис. 3. Микрофотографии поперечного сечения образцов после насыщения водородом в течение 72 ч

### 3. Обсуждение результатов

Поверхностный эффект, обнаруженный нами в процессе стандартного насыщения, по [8], не описан в известных публикациях. Но эти результаты практически полностью совпадают с результатами, полученными как расчетным, так и экспериментальным путем для cathodic hydrogen charging [10–14]. Там тоже получается очень большая концентрация водорода в поверхностном слое и низкая – внутри. Только после 500 ч насыщения удается получить равномерную концентрацию водорода, но она имеет величину порядка 20 [млн<sup>-1</sup>], а в большинстве известных экспериментальных работ средние концентрации водорода оцениваются как единицы [млн<sup>-1</sup>].

Разница заключается в том, что нам не удалось зафиксировать тенденцию к росту концентрации водорода во внутренних областях образца при увеличении времени насыщения. Вероятно, это связано с эффектом «экрана», который создает пограничный слой, насыщенный водородом. Влияние этого экрана в случае катодного наводороживания преодолевается за счет приложенной разности потенциалов, хотя и очень медленно. В нашем случае химического наводороживания проникновение водорода блокируется значительно сильнее. При разумных временах насыщения получить более равномерные распределения водорода нам не удалось. Таким образом, мы обнаружили экранирующие свойства пограничного слоя, насыщенного водородом, препятствующие проникновению «дополнительного» водорода вглубь металла.

В нашем случае насыщение водородом длилось до 152 ч, в опытах, описанных в работах [12, 14] – до 500 ч. Это на порядок (два) больше тех времен, которые используются большинством исследователей для искусственного насыщения водородом. Обычно время насыщения составляет от 2 до 20 ч. Несмотря на то, что мы и авторы [12, 14] проводили опыты с ограниченным кругом материалов, есть основания полагать, что обнаруженный нами эффект носит более общий характер, по крайней мере, это показывают результаты моделирования [10, 11, 13].

Возникает сразу несколько вопросов, требующих обсуждения.

Первый вопрос, каким образом пограничный слой, толщина которого не превышает 1 % от характерного размера образца, может оказывать такое большое влияние на механические свойства материала. Описаны случаи фактически мгновенного сброса напряжений пластически деформированных образцов, предварительно растянутых в растворе электролита при включении катодного тока [30, 31].

Опыты с образцами, испытавшими пластическую деформацию, показывают, что удаление тонкого поверхностного слоя, толщина которого имеет величину порядка 10–50 мкм, эквивалентно отжигу образца [32]. Развитие трещин при пластическом течении происходит, как правило, в поверхностном слое. Все эти факты говорят о том, что повреждение или ослабление поверхностного слоя играют ведущую роль в развитии трещин, в снижении предела текучести и предела прочности металлов.

Наличие одновременно большого влияния поверхностного слоя на механические свойства металлических образцов при пластической деформации и эффекта быстрого и сильного насыщения пограничного слоя водородом позволяет объяснить сильное и быстрое влияние столь малых средних значений концентраций водорода в образце на механические свойства металлов. Например, буквально через несколько секунд после включения катодного тока в проволоке происходит сброс нагрузки [30, 31], но только в случае, если напряжения находятся в области пластических деформаций.

Вторая проблема заключается в том, что в наших опытах изменение структуры металла, образование трещин и микротрещин наблюдаются по всему сечению образца, а значение средней концентрации водорода внутри образца фактически не отличается от значения концентрации водорода в образце до его насыщения. Эта проблема требует дополнительных ис-

следований. С одной стороны, диффузия атомарного водорода по междоузлиям, которая считается основным механизмом распространения водорода внутри сталей [33], не должна приводить к полному удалению водорода из монокристаллических зерен, так как это противоречит законам диффузии. Захват и перемещение водорода дислокациями [34, 35], который также рассматривается в качестве наиболее вероятного механизма транспорта водорода, также не объясняет наблюдаемых явлений. Дислокации будут захватывать водород из трещин не менее интенсивно, чем из пограничного слоя и распределение концентраций в этом случае должно быть более равномерным.

Получается парадоксальный результат, когда в двух сообщающихся сосудах (в пограничном слое и во внутренних трещинах) водород есть, а в каналах транспорта водорода между ними (поверхности зерен, дислокации, междоузлия кристаллической решетки, вакансии кристаллической структуры и другие общеизвестные ловушки водорода) – нет.

Таким образом, измеренное распределение концентрации водорода противоречит структурным изменениям, наблюдаемым в опытах. Вместе с тем результат не является абсолютно новым, в работе [36] описана аналогичная ситуация. Если насыщать водородом исходные образцы и образцы с предварительным нагружением, то прочность образцов с предварительным нагружением падает быстрее, чем у исходных, а концентрация водорода в предварительно нагруженных образцах после насыщения оказывается меньше, чем в исходных.

Важным фактором является убыль концентрации водорода в образце со временем после его зарядки водородом. По нашим данным скорость убывания «избыточной» концентрации, возникшей в результате насыщения, сильно зависит от внешнего давления. В вакууме скорость уменьшения концентрации водорода была на порядок выше, чем на воздухе.

Концентрация водорода в атмосфере практически равна нулю. Существенная разница в скорости дегазации образца в вакууме и в атмосфере может говорить о том, что водород в молекулярной форме заполняет объем трещин, поэтому уменьшение внешнего давления приводит к дегазации по механизму откачки газообразного водорода из объема, а не по механизму диффузии.

Здесь возникает еще одна проблема, связанная с механизмом накопления молекулярного водорода внутри трещин. Образование трещин требует вложения большой удельной энергии. В случае, когда водород диффундирует в атомарном состоянии, эту энергию можно взять за счет адсорбции атомов водорода на стенках зародышевой трещины. Но в этом случае мы должны фиксировать повышенное значение концентрации водорода внутри образца, так как диффузия – процесс медленный и требующий поступления извне достаточно большой энергии активации диффузии. Однако повышения концентрации внутри образца не наблюдается, что требует дополнительного исследования, тем более, что аналогичные результаты были уже получены ранее. В работах [36, 37] отмечено, что нет определенной связи между концентрацией водорода после насыщения и механическими свойствами. В работе [38] отмечено, что недельная выдержка стальных образцов на воздухе после электролитического насыщения водородом приводит к восстановлению пластичности металла.

В работе [39] отмечено, что неравномерность насыщения водородом является большой проблемой при проведении исследований.

Искусственное насыщение водородом широко используют при исследованиях. Водородная хрупкость и другие эффекты, связанные с водородом, часто встречаются в практике. Непонятно, как связано влияние обнаруженного нами эффекта с реальным накоплением водорода и развитием водородной хрупкости, например, при транспортировке газа по газопроводу. Для этого требуется исследовать реальные образцы из газопровода.

Здесь мы будем ссылаться только на наши собственные исследования. Сравнение образцов стали, вырезанных из стенок газовой трубы, производилось после выдержки их на воздухе от 1 до 6 месяцев. При остаточной концентрации водорода 10–15 ppm мы не обнаружили заметной дегазации образцов в течение этого срока.

Таким образом, реально наблюдаемое медленное накопление водорода может происходить совершенно по другому механизму, чем механизм, использованный при моделировании. Обнаруженный нами эффект существенным образом влияет на соответствие механизмов влияния водорода в случаях модельного и реального накопления внутри металлов. Это позволяет поставить под вопрос многие методы испытаний, в которых поверхностные слои металла удаляются, например катодное наводороживание, по стандарту [7].

#### 4. Заключение

Экспериментально обнаружен эффект образования особого тонкого пограничного слоя у поверхности образцов при насыщении их водородом в растворе электролита. Концентрация водорода в этом слое в несколько раз превосходит среднюю концентрацию в объеме образцов. Этот результат совпадает с аналогичными результатами, полученными в процессе катодного наводороживания [12, 14].

Помимо большой неоднородности распределения концентрации водорода по глубине образца зафиксирована быстрая дегазация водорода из образцов при их выдержке на воздухе и в вакууме.

Полученные результаты показывают, что делать выводы по результатам механических испытаний образцов, подвергнутых искусственному насыщению водородом, нужно с большой осторожностью, контролируя распределение концентраций водорода путем прямых измерений. Применение расчетного способа может приводить к очень большим ошибкам, так как водород в поверхностном слое создает экран. Этот экран в случае насыщения водородом в растворе электролита препятствует дальнейшему поступлению водорода и его диффузии внутрь образца.

Большинство результатов испытаний, полученных при насыщении водородом в течение времени менее чем 100 ч, можно отнести к чисто поверхностным эффектам.

#### Благодарность

*Исследование выполнено при поддержке РФФИ, проекты 17-08-00783, 18-08-00201 и 18-31-00329.*

#### Литература

1. Hadfield R. The occlusion of gases by metals. A general discussion. Introductory address // Transactions of the Faraday Society. – 1919. – Vol. 14. – P. 173–191.
2. Johnson W. H. On some remarkable changes produced in iron and steel by the action of hydrogen and acids // Proceedings of the Royal Society of London. – 1874. – Vol. 23, no. 156–163. – P. 168–179.
3. Andrew J. H. The embrittlement of iron by caustic soda // Transactions of the Faraday Society. – 1914. – Vol. 9. – P. 316–329.
4. Keiichi O. On the importancy of hydrogen-brittleness as a defect in steel qualities // Tetsu-to-Hagane. – 1938. – Vol. 24, no. 11. – P. 1005–1013. – DOI: 10.2355/tetsutohagane1915.24.11\_1005.
5. BS ISO 16573. Steel. Measurement method for the evaluation of hydrogen embrittlement resistance of high strength steels. – 2015.

6. ISO 11114-4. Transportable gas cylinders compatibility of cylinder and valve materials with gas contents. Test methods for selecting metallic materials resistant to hydrogen embrittlement – 2005. – P. 4.
7. ISO 17081. Method of measurement of hydrogen permeation and determination of hydrogen uptake and transport in metals by an electrochemical technique. – 2014.
8. ANSI/NACE TM 0284. Evaluation of Pipeline and Pressure Vessel Steel for Resistance to hydrogen-Induced Crack. – 2016. – No. 21215.
9. Akiyama E., Li S. Electrochemical hydrogen permeation tests under galvanostatic hydrogen charging conditions conventionally used for hydrogen embrittlement study // *Corrosion Reviews*. – 2016. – Vol. 34, iss. 1–2. – P. 103–112. – DOI: 10.1515/correv-2015-0049.
10. Effect of surface hydrogen concentration on hydrogen embrittlement properties of stainless steels and Ni based alloys / T. Omura, J. Nakamura, H. Hirata, K. Jotoku, M. Ueyama, T. Osuki, M. Terunuma // *ISIJ International* – 2016. – Vol. 56, no. 3. – P. 405–412. – DOI: 10.2355/isijinternational.ISIJINT-2015-268.
11. Hadam U., Zakroczymski T. Absorption of hydrogen in tensile strained iron and high-carbon steel studied by electrochemical permeation and desorption techniques // *International Journal of Hydrogen Energy*. – 2009. – Vol. 34, no. 5. – P. 2449–2459. – DOI: 10.1016/j.ijhydene.2008.12.088.
12. Martinsson A., Sandström R. Hydrogen depth profile in phosphorus-doped, oxygen-free copper after cathodic charging // *Journal of Materials Science*. – 2012. – Vol. 47, no. 19. – P. 6768–6776. – DOI: 10.1007/s10853-012-6592-y.
13. Hydrogen solubility and diffusion in austenitic stainless steels studied with thermal desorption spectroscopy / Y. Yagodzinskiy, O. Todoshchenko, S. Papula, H. Hänninen // *Steel research international*. – 2011. – Vol. 82, no. 1. – P. 20–25. – DOI: 10.1002/srin.201000227.
14. Charging, degassing and distribution of hydrogen in cast iron / R. Wu, J. Ahlström, H. Magnusson, K. Frisk, A. Martinsson // *Swerea KIMAB*. – 2015. – Vol. 1, no. 14. – P. 1–41.
15. New Metrological Support for Measurements of the Concentration of Hydrogen in Solid Samples / L. A. Konopel'ko, A. M. Polyanskii, V. A. Polyanskii, Yu. A. Yakovlev // *Measurement Techniques*. – 2018. – Vol. 60, no. 12. – P. 1222–1227. – DOI: 10.1007/s11018-018-1343-3.
16. Konar J., Banerjee N. G. Vacuum heating hydrogen determination in aluminium and aluminium alloys // *NML Technical Journal*. – 1974. – Vol. 16, no. 1–2. – P. 18–19.
17. Multichannel diffusion vs TDS model on example of energy spectra of bound hydrogen in 34CrNiMo6 steel after a typical heat treatment / A. K. Belyaev, A. M. Polyanskiy, V. A. Polyanskiy, Ch. Sommitsch, Yu. A. Yakovlev. // *International Journal of Hydrogen Energy*. – 2016. – Vol. 41, no. 20. – P. 8627–8634. – DOI: 10.1016/j.ijhydene.2016.03.198.
18. Polyanskiy A. M., Polyanskiy V. A., Yakovlev Yu. A. Experimental determination of parameters of multichannel hydrogen diffusion in solid probe // *International Journal of Hydrogen Energy*. – 2014. – Vol. 39, no. 30. – P. 17381–17390. – DOI: 10.1016/j.ijhydene.2014.07.080.
19. Application of multichannel diffusion model to analysis of hydrogen measurements in solid / D. Yu. Andronov, D. G. Arseniev, A. M. Polyanskiy, V. A. Polyanskiy, Yu. A. Yakovlev // *International Journal of Hydrogen Energy*. – 2017. – Vol. 42, no. 1. – P. 699–710. – DOI: 10.1016/j.ijhydene.2016.10.126.
20. Effect of deformation on hydrogen trapping and effusion in trip-assisted steel / J. H. Ryu, Y. S. Chun, C. S. Lee, H. K. D. H. Bhadeshia, D. W. Suh // *Acta Materialia*. – 2012. – Vol. 60, no. 10. – P. 4085–4092. – DOI: 10.1016/j.actamat.2012.04.010.
21. Choo W. Y., Lee J. Y. Thermal analysis of trapped hydrogen in pure iron // *Metallurgical Transactions A*. – 1982. – Vol. 13, no. 1. – P. 135–140. – DOI: 10.1007/BF02642424
22. Ramunni V. P., De Paiva Coelho T., De Miranda P. E. V. Interaction of hydrogen with the microstructure of low-carbon steel // *Materials Science and Engineering: A*. – 2006. – Vol. 435. – P. 504–514. – DOI: 10.1016/j.msea.2006.07.089.



23. Kim C. D., Loginow A. W. Techniques for investigating hydrogen-induced cracking of steels with high yield strength // *Corrosion*. – 1968. – Vol. 24, no. 10. – P. 313–318. – DOI: 10.5006/0010-9312-24.10.313.
24. Newman J. F., Shreir L. L. The effect of temperature upon the solubility and diffusion coefficient of cathodic H<sub>2</sub> in steel // *Corrosion Science*. – 1971. – Vol. 11, no. 1. – P. 25–33. – DOI: 10.1016/S0010-938X(71)80071-9.
25. Farrell K. Cathodic hydrogen absorption and severe embrittlement in a high strength steel // *Corrosion*. – 1970. – Vol. 26, no. 3. – P. 105–110. – DOI: 10.5006/0010-9312-26.3.105.
26. Chan S. L. I. Hydrogen trapping ability of steels with different microstructures // *Journal of the Chinese Institute of Engineers*. – 1999. – Vol. 22, no. 1. – P. 43–53. – DOI: 10.1080/02533839.1999.9670440.
27. Chan S. L. I., Charles J. A. Effect of carbon content on hydrogen occlusivity and embrittlement of ferrite-pearlite steels // *Materials Science and Technology*. – 1986. – Vol. 2, no. 9. – P. 956–962. – DOI: 10.1179/mst.1986.2.9.956.
28. Hydrogen solubility in pure iron and effects of alloying elements on the solubility in the temperature range 20 to 500 C / W. Y. Choo, J. Y. Lee, C. G. Cho, S. H. Hwang // *Journal of Materials Science*. – 1981. – Vol. 16, no. 5. – P. 1285–1292. – DOI: 10.1007/BF01033843.
29. Jenkins N., Hart P., Parker D. H. An evaluation of rapid methods for diffusible weld hydrogen // *Welding Journal-Including Welding Research Supplement*. – 1997. – Vol. 76, no. 1. – P. 1–6.
30. Lunarska E., Flis J. Effect of hydrogen charging-discharging on the stress-strain relationship for nickel // *Scripta Metallurgica*. – 1984. – Vol. 18, no. 9. – P. 889–892. – DOI: 10.1016/0036-9748(84)90255-2.
31. Lunarska E. Changes in the strain hardening rate of iron and steel during absorption and desorption of hydrogen under cathodic charging and discharging conditions // *Scripta Metallurgica*. – 1981. – Vol. 15, no. 10. – P. 1077–1082. – DOI: 10.1016/0036-9748(81)90161-7.
32. Pearson W. B. Miscellaneous aspects of lattice-spacing variation : chapter V // *A Handbook of Lattice Spacing and Structures of Metals and Alloys : International Series of Monographs on Metal Physics and Physical Metallurgy*. – Vol. 4. – Oxford : Pergamon, 1958. – P. 68–75.
33. Hydrogen embrittlement of a single crystal of iron on a nanometre scale at a crack tip by molecular dynamics / Z. Hu, S. Fukuyama, K. Yokogawa, S. Okamoto // *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*. – 1999. – Vol. 7, no. 4. – P. 541.
34. Pressouyre G. M. Trap theory of hydrogen embrittlement // *Acta Metallurgica*. – 1980. – Vol. 28, no. 7. – P. 895–911. – DOI: 10.1016/0001-6160(80)90106-6.
35. Song J., Curtin W. A. A nanoscale mechanism of hydrogen embrittlement in metals // *Acta Materialia*. – 2011. – Vol. 59, no. 4. – P. 1557–1569. – DOI: 10.1016/j.actamat.2010.11.019.
36. Influence of H<sub>2</sub>S interaction with prestrain on the mechanical properties of high-strength X80 steel / Y. Chen, S. Zheng, J. Zhou, P. Wang, L. Chen, Y. Qi // *International Journal of Hydrogen Energy*. – 2016. – Vol. 41, no. 24. – P. 10412–10420. – DOI: 10.1016/j.ijhydene.2016.01.144.
37. Measurement of hydrogen and embrittlement of high strength steels / J. Sanchez, S. F. Lee, M. A. Martin-Rengel, J. Fulla, C. Andrade, J. Ruiz-Hervias // *Engineering Failure Analysis*. – 2016. – Vol. 59. – P. 467–477. – DOI: 10.1016/j.engfailanal.2015.11.001.
38. Depover T., Wallaert E., Verbeken K. On the synergy of diffusible hydrogen content and hydrogen diffusivity in the mechanical degradation of laboratory cast Fe-C alloys // *Materials Science and Engineering: A*. – 2016. – Vol. 664. – P. 195–205. – DOI: 10.1016/j.msea.2016.03.107.
39. Lunarska E., Flis J. Effect of hydrogen charging-discharging on the stress-strain relationship for nickel // *Scripta metallurgica*. – 1984. – Vol. 18, no. 9. – P. 889–892. – DOI: 10.1016/0036-9748(84)90255-2.