

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Том 65 Номер 2 2022



• МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

О ВВЕДЕНИИ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА W_2C В КОРРОЗИОННОСТОЙКУЮ СТАЛЬ
МАРКИ 08X18N10T И ЕГО ВЛИЯНИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

• МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

УСТАЛОСТНОЕ РАЗРУШЕНИЕ СТАЛИ СО СТРУКТУРОЙ ФЕРРИТО-
МАРТЕНСИТНОГО КОМПОЗИТА

ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ УГЛЕРОДА И КИСЛОРОДА НА СКОРОСТЬ МИГРАЦИИ
ГРАНИЦ НАКЛОНА $\langle 110 \rangle$ В АУСТЕНИТЕ

КОМПЛЕКСНАЯ ЭЛЕКТРОННО-ИОННО-ПЛАЗМЕННАЯ ОБРАБОТКА
ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ 40X

• ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИЯХ И МАТЕРИАЛАХ

ВЛИЯНИЕ ВНУТРЕННЕГО ФАКТОРА НА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ ОБОЛОЧКОВОЙ
ФОРМЫ ПО ВЫПЛАВЛЯЕМЫМ МОДЕЛЯМ



ISSN 0368-0797 (*Print*)
ISSN 2410-2091 (*Online*)

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Том 65, Номер 2, 2022

Научно-технический журнал
Издается с января 1958 г. ежемесячно

IZVESTIYA

FERROUS METALLURGY

Volume 65, Number 2, 2022

Scientific and Technical Journal
Published since January 1958. Issued monthly

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

www.fermet.misis.ru

ISSN 0368-0797 (Print) ISSN 2410-2091 (Online)

Варианты названия:

Известия вузов. Черная металлургия
Izvestiya. Ferrous Metallurgy

Учредители:



Национальный исследовательский
технологический университет «МИСиС» (НИТУ МИСиС)



Сибирский государственный индустриальный университет

Редакционная коллегия:

Алешин Н.П., академик РАН, д.т.н., профессор, МГТУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва

Астахов М.В., д.т.н., профессор, НИТУ «МИСиС», г. Москва

Ашихмин Г.В., д.т.н., профессор, ОАО «Ин-т Цветметобработка», г. Москва

Байсанов С.О., д.т.н., профессор, ХМИ им. Ж.Абишева, г. Караганда, Республика Казахстан

Белов В.Д., д.т.н., профессор, НИТУ «МИСиС», г. Москва

Бродов А.А., к.экон.н., ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва

Волынкина Е.П., д.т.н., профессор, СибГИУ, г. Новокузнецк

Глезер А.М., д.ф.-м.н., профессор, НИТУ «МИСиС», г. Москва

Горбатько С.М., д.т.н., профессор, НИТУ «МИСиС», г. Москва

Григорьев К.В., академик РАН, д.т.н., ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва

Громов В.Е., д.ф.-м.н., профессор, СибГИУ, г. Новокузнецк

Дмитриев А.Н., д.т.н., академик, профессор, ИМЕТ УрО РАН, г. Екатеринбург

Дуб А.В., д.т.н., профессор, ЗАО «Наука и инновации», г. Москва

Жучков В.И., д.т.н., профессор, ИМЕТ УрО РАН, г. Екатеринбург

Зингер Р.Ф., д.т.н., профессор, Институт Фридриха-Александра, Германия

Зиниград М., д.т.н., профессор, Институт Ариэля, Израиль

Золотухин В.И., д.т.н., профессор, ТулГУ, г. Тула

Колмаков А.Г., д.т.н., чл.-корр. РАН, ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва

Колокольцев В.М., д.т.н., профессор, МГТУ им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск

Костина М.В., д.т.н., ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва

Косырев К.Л., д.т.н., профессор, АО «НПО «ЦНИИТМаш», г. Москва

Курганова Ю.А., д.т.н., профессор, МГТУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва

Куринос В.В., к.ф.-м.н., доцент, НИТУ «МИСиС», г. Москва

Линн Х., ООО «Линн Хай Терм», Германия

Лысак В.И., академик РАН, д.т.н., профессор, ВолгГТУ, г. Волгоград

Главный редактор:

Леопольд Игоревич Леонтьев, академик РАН, советник, Президиум РАН; д.т.н., профессор, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»; главный научный сотрудник, Институт металлургии УрО РАН, г. Москва

Заместитель главного редактора:

Евгений Валентинович Протопопов, д.т.н., профессор, Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк

Адреса редакций:

Россия, 119991, Москва, Ленинский пр-т, д. 4
Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
Тел.: +7 (495) 638-44-11

E-mail: fermet.misis@mail.ru, ferrous@isis.ru

Россия, 654007, Новокузнецк,
Кемеровская обл. – Кузбасс, ул. Кирова, зд. 42
Сибирский государственный индустриальный университет,
Тел.: +7 (3843) 74-86-28
E-mail: redjizvz@sibsiu.ru

По решению ВАК журнал «Известия вузов. Черная металлургия» входит в «Перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученой степени доктора и кандидата наук».

Индексирование: Scopus, Russian Science Citation Index на платформе Web of Science, Research Bible, OCLC и Google Scholar

Зарегистрирован Федеральной службой по надзору в сфере связи и массовых коммуникаций ПИ № ФС77-35456.



Статьи доступны под лицензией Creative Commons Attribution 4.0 License.

IZVESTIYA

FERROUS METALLURGY

www.fermet.misis.ru

ISSN 0368-0797 (Print) ISSN 2410-2091 (Online)

Alternative title:

Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya
Izvestiya. Ferrous Metallurgy

Founders:



National University of Science
and Technology "MISIS"



Siberian State Industrial University

Editor-in-Chief:

Leopold I. Leont'ev, Academician, Adviser of the Russian Academy of Sciences; Dr. Sci. (Eng.), Prof., National University of Science and Technology "MISIS"; Chief Researcher, Institute of Metallurgy UB RAS, Moscow

Deputy Editor-in-Chief:

Evgenii V. Protopopov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Siberian State Industrial University, Novokuznetsk

Editorial Addresses:

4 Leninskii Ave., Moscow 119991, Russian Federation
National University of Science and Technology "MISIS"
Tel.: +7 (495) 638-44-11

E-mail: fermet.misis@mail.ru, ferrous@sisu.ru

42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass
654007, Russian Federation
Siberian State Industrial University
Tel.: +7 (3843) 74-86-28
E-mail: redjizv@sibsiu.ru

Editorial Board:

Nikolai P. Aleshin, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Academician of RAS, Bauman STU, Moscow
German V. Ashikhmin, Dr. Sci. (Eng.), Prof., JSC "Institute Tsvetmetobrabotka", Moscow

Mikhail V. Astakhov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., NUST "MISIS", Moscow

Sailaubai O. Baisanov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Abishev Chemical-Metallurgical Institute, Karaganda, Republic of Kazakhstan

Vladimir D. Belov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., NUST "MISIS", Moscow

Anatolii A. Brodov, Cand. Sci. (Econ.), Bardin Central Research Institute for Ferrous Metallurgy, Moscow

Ilya V. Chumanov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., South Ural State Research University, Chelyabinsk

Andrei N. Dmitriev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Academician, Institute of Metallurgy, Ural Branch of RAS, Ural Federal University, Yekaterinburg

Aleksei V. Dub, Dr. Sci. (Eng.), Prof., JSC "Science and Innovations", Moscow

Mikhail R. Filonov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., NUST "MISIS", Moscow

Aleksandr M. Glezer, Dr. Sci. (Phys.-math.), Prof., NUST "MISIS", Moscow

Sergei M. Gorbatyuk, Dr. Sci. (Eng.), Prof., NUST "MISIS", Moscow

Konstantin V. Grigorovich, Academician of RAS, Dr. Sci. (Eng.), Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow

Victor E. Gromov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Siberian State Industrial University, Novokuznetsk

Aleksei G. Kolmakov, Dr. Sci. (Eng.), Corresponding Member of RAS, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow

Valerii M. Kolokol'tsev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk

Mariya V. Kostina, Dr. Sci. (Eng.), Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow

Konstantin L. Kosyrev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., JSC "NPO "TSNIITMash", Moscow

Yuliya A. Kurganova, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Bauman Moscow State Technical University, Moscow

Vladimir V. Kurnosov, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Assist. Prof., NUST "MISIS", Moscow

Linn Horst, Linn High Therm GmbH, Hirschbach, Germany

Vladimir I. Lysak, Academician of RAS, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Rector, Volgograd State Technical University, Volgograd

Valerii P. Meshalkin, Dr. Sci. (Eng.), Academician of RAS, Prof., D.I. Mendeleyev Russian Chemical-Technological University, Moscow

Radik R. Mulyukov, Dr. Sci. (Phys.-Chem.), Prof., Corresponding Member of RAS, Institute of Metals Superplasticity Problems of RAS, Ufa

Leonid P. Myshlyaev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Siberian State Industrial University, Novokuznetsk

Sergei A. Nikulin, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Corresponding Member of RAS, NUST "MISIS", Moscow

Asylbek Kh. Nurumgaliev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Karaganda State Industrial University, Karaganda, Republic of Kazakhstan

Oleg I. Ostrovski, Dr. Sci. (Eng.), Prof., University of New South Wales, Sydney, Australia

Loris Pietrelli, Dr., Scientist, Italian National Agency for New Technologies, Energy and Sustainable Economic Development, Rome, Italy

Gennadii S. Podgorodetskii, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., NUST "MISIS", Moscow

Igor' Yu. Pyshmintsev, Dr. Sci. (Eng.), Russian Research Institute of the Pipe Industry, Chelyabinsk

Andrei I. Rudskoi, Academician of RAS, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Rector, Peter the Great Saint-Petersburg Polytechnic University, Saint-Petersburg

Oleg Yu. Sheshukov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Ural Federal University, Yekaterinburg

Laura M. Simonyan, Dr. Sci. (Eng.), Prof., NUST "MISIS", Moscow

Robert F. Singer, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Friedrich-Alexander University, Germany

Boris A. Sivak, Cand. Sci. (Eng.), Prof., VNIIMETMASH Holding Company, Moscow

Leonid A. Smirnov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Academician of RAS, OJSC "Ural Institute of Metals", Yekaterinburg

Sergei V. Solodov, Cand. Sci. (Eng.), NUST "MISIS", Moscow

Speidel Marcus, Dr. Natur. Sci., Prof., Swiss Academy of Materials, Switzerland

Nikolai A. Spirin, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Ural Federal University, Yekaterinburg

Tang Guoi, Institute of Advanced Materials of Tsinghua University, Shenzhen, China

Mikhail V. Temlyantsev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Siberian State Industrial University, Novokuznetsk

Ekaterina P. Volynkina, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Siberian State Industrial University, Novokuznetsk

Aleksei B. Yur'ev, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Siberian State Industrial University, Novokuznetsk

Vladimir S. Yusupov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow

Vladimir I. Zhuchkov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Institute of Metallurgy, Ural Branch of RAS, Ural Federal University, Yekaterinburg

Michael Zinigrad, Dr. Sci. (Physical Chemistry), Prof., Rector, Ariel University, Israel

Vladimir I. Zolotukhin, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Tula State University, Tula

Journal "Izvestiya. Ferrous metallurgy" is included in the "List of the leading peer-reviewed scientific journals and publications, in which should be published major scientific results of dissertations for the degree of doctor and candidate of sciences" by the decision of the Higher Attestation Commission.

Indexed: Scopus, Russian Science Citation Index (Web of Science), Research Bible, OCLC and Google Scholar

Registered in Federal Service for Supervision in the Sphere of Mass Communications **PI number FS77-35456.**



Articles are available under Creative Commons Attribution 4.0 License.

СОДЕРЖАНИЕ

CONTENTS

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

- Чуманов И.В., Аникеев А.Н., Седухин В.В. О введении карбида вольфрама W_2C в коррозионностойкую сталь марки 08X18H10T и его влиянии на механические свойства 79
- Левшин Г.Е. Намагничивание ферромагнитной шихты при индукционном нагреве 85

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

- Пустовойт В.Н., Гришин С.А., Долгачев Ю.В., Дука В.В. Усталостное разрушение стали со структурой феррито-мартенситного композита 92
- Шевчук Е.П., Плотников В.А., Макаров С.В. Особенности формирования диффузионной зоны, полученной на стали 20 борированием в индукционной печи 98
- Зоря И.В., Полетаев Г.М., Ракитин Р.Ю. Влияние примесей углерода и кислорода на скорость миграции границ наклона $\langle 110 \rangle$ в аустените 106
- Шекшеев М.А., Ширяева Е.Н., Михайлицын С.В., Сычков А.Б., Емельюшин А.Н. Исследование структуры и механических свойств сварных соединений высокопрочной низколегированной стали арктического назначения 113
- Козырев Н.А., Усольцев А.А., Гусев А.И., Михно А.Р., Громов В.Е. Исследование элементного и фазового составов электродугового покрытия, сформированного с использованием порошковой проволоки системы Fe–C–Si–Mn–Cr–Ni–Mo 120
- Иванов Ю.Ф., Ахмадеев Ю.Х., Лопатин И.В., Крысина О.В., Петрикова Е.А. Комплексная электронно-ионно-плазменная обработка поверхности стали 40X 127
- Кузнецов Р.В., Перегудов О.А., Шляров В.В. Перераспределение атомов углерода в рельсах при сверхдлительной эксплуатации 134

ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ
ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ
ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИЯХ
И МАТЕРИАЛАХ

- Одинокое В.И., Евстигнеев А.И., Дмитриев Э.А., Чернышова Д.В., Евстигнеева А.А. Влияние внутреннего фактора на трещиностойкость оболочковой формы по выплавляемым моделям 137
- Никитин А.Г., Шабунов М.Е., Герике П.Б. Расчет мощности дробильной машины с упорами на валке .. 145

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

- Chumanov I.V., Anikeev A.N., Sedukhin V.V. Introduction of tungsten carbide into 08Kh18N10T corrosion-resistant steel and its effect on mechanical properties 79
- Levshin G.E. Magnetization of ferromagnetic charge at induction heating 85

MATERIAL SCIENCE

- Pustovoyt V.N., Grishin S.A., Dolgachev Yu.V., Duka V.V. Fatigue fracture of steel with ferrite-martensite composite structure 92
- Shevchuk E.P., Plotnikov V.A., Makarov S.V. Features of formation of diffusion zone obtained on steel 20 by boriding in induction furnace 98
- Zorya I.V., Poletaev G.M., Rakitin R.Yu. Influence of carbon and oxygen impurities on the migration rate of $\langle 110 \rangle$ tilt boundaries in austenite 106
- Shekshiev M.A., Shiryayeva E.N., Mikhailitsyn S.V., Sychkov A.B., Emelyushin A.N. Structure and mechanical properties of welded joints of high-strength low-alloy steel for arctic purposes 113
- Kozyrev N.A., Usol'tsev A.A., Gusev A.I., Mikhno A.R., Gromov V.E. Elemental and phase composition of electric arc coating formed with a flux-cored wire of Fe–C–Si–Mn–Cr–Ni–Mo system 120
- Ivanov Yu.F., Akhmadeev Yu.Kh., Lopatin I.V., Krysin O.V., Petrikova E.A. Combined electron-ion-plasma treatment of 40Cr steel surface 127
- Kuznetsov R.V., Peregudov O.A., Shlyarov V.V. Redistribution of carbon atoms in rails under ultra long-term operation 134

INNOVATIONS IN METALLURGICAL
INDUSTRIAL AND LABORATORY
EQUIPMENT, TECHNOLOGIES
AND MATERIALS

- Odinokov V.I., Evstigneev A.I., Dmitriev E.A., Chernyshova D.V., Evstigneeva A.A. Influence of internal factor on crack resistance of shell mold by investment models 137
- Nikitin A.G., Shabunov M.E., Gerike P.B. Calculation of capacity of crusher with stops on a roll 145



Оригинальная статья

УДК 669.014:669.142

DOI 10.17073/0368-0797-2022-2-79-84



О ВВЕДЕНИИ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА W_2C В КОРРОЗИОННОСТОЙКУЮ СТАЛЬ МАРКИ 08X18N10T И ЕГО ВЛИЯНИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

И. В. Чуманов, А. Н. Аникеев, В. В. Седухин

Южно-Уральский государственный университет, филиал в г. Златоуст (Россия, 456209, Челябинская обл., Златоуст, ул. Тургенева, 16)

Аннотация. Изучены межфазные явления и реакции между карбидом вольфрама W_2C и расплавом коррозионностойкой стали с помощью экспериментов по смачиванию. Исследование рассматриваемого процесса проведено по методике высокотемпературного контактного нагрева подложки W_2C и металлического образца из стали марки 08X18N10T. Установлено, что карбид вольфрама W_2C обладает хорошими показателями смачиваемости коррозионностойкой сталью. Угол смачивания составляет 135 – 145°. Исследована поверхность подложки методом электронной сканирующей микроскопии для определения состава полученных продуктов реакции. Анализ полученных результатов позволяет констатировать, что по всей площади контакта содержание химических элементов варьируется, но картина их распределения по площади контакта равномерная. Полученные данные позволяют сделать предположение о применимости сочетания рассматриваемых компонентов для создания дисперсно-упрочненных материалов. С этой целью проведены эксперименты по получению дисперсно-упрочненных центробежно-литых заготовок различными типами литья (горизонтального и вертикального). Для получения экспериментальных материалов проводилось введение в процессе центробежного литья горизонтального и вертикального типов в слитки карбида вольфрама в количестве 1 % (по массе). После получения экспериментальных материалов проведены исследования ряда механических свойств (временное сопротивление разрыву, предел текучести и твердость). Полученные в ходе экспериментальных исследований результаты позволяют сделать вывод о том, что при применении дисперсного упрочнения в процессе центробежного литья возможно получать металлические материалы с повышенными механическими свойствами. Временное сопротивление разрыву увеличивается (в среднем по всем образцам) на 2,49 %, предел текучести – на 2,27 %, твердость – на 5,02 %. Это соотносится с положениями о физико-химических свойствах металлов при применении технологий дисперсного упрочнения.

Ключевые слова: карбид вольфрама W_2C , сталь 08X18N10T, смачиваемость, взаимодействие, химический состав, центробежное литье, механические свойства

Финансирование: Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-33-90101.

Для цитирования: Чуманов И.В., Аникеев А.Н., Седухин В.В. О введении карбида вольфрама W_2C в коррозионностойкую сталь марки 08X18N10T и его влиянии на механические свойства // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 2. С. 79–84.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-2-79-84>

Original article

INTRODUCTION OF TUNGSTEN CARBIDE INTO 08KH18N10T CORROSION-RESISTANT STEEL AND ITS EFFECT ON MECHANICAL PROPERTIES

I. V. Chumanov, A. N. Anikeev, V. V. Sedukhin

Zlatoust Branch of South Ural State University (16 Turgeneva Str., Zlatoust, Chelyabinsk Region 456209, Russian Federation)

Abstract. Interfacial phenomena and reactions between tungsten semicarbide (W_2C) and corrosion-resistant steel melt have been studied using wetting experiments. This process was followed by the method of high-temperature contact heating of W_2C substrate and a metal sample made of 08Kh18N10T steel. It was established that wolfram carbide has good indicators of wettability by corrosion-resistant steel, wetting angle is 135 – 145°. Composition of the substrate surface has been studied by electron scanning microscopy to determine composition of reaction products. Analysis of the obtained results allows us to state that content of chemical elements varies over the entire contact area, but pattern of their distribution there is uniform. Due to the obtained data we can make an assumption about the applicability of combination of these components to create dispersed-hardened materials. To this end, experiments have been carried out to produce dispersedly hardened centrifugal cast blanks with various types of casting – horizontal and vertical. To obtain experimental materials, the horizontal and vertical type centrifugal casting was introduced into tungsten semicarbide ingots in an amount of 1 % wt. After producing experimental materials, a number of mechanical properties were studied, such as tensile strength, yield strength and hardness. The experimental results allow us to conclude that the use of dispersed hardening in process of centrifugal casting makes it possible to obtain metal

materials with increased mechanical properties. Indicators of ultimate strength increase (for all samples on average) by 2.49 %, yield strength – by 2.27 %, hardness – by 5.02 %, which correlates with the provisions on metals physico-chemical properties when using dispersed hardening technologies.

Keywords: tungsten semicarbide (W_2C), 08Kh18N10T steel, wettability, interaction, chemical composition, centrifugal casting, mechanical properties

Funding: The work was supported by the RFBR, project No. 20-33-90101.

For citation: Chumanov I.V., Anikeev A.N., Sedukhin V.V. Introduction of tungsten carbide into 08Kh18N10T corrosion-resistant steel and its effect on mechanical properties. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 2, pp. 79–84. (In Russ.).

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-2-79-84>

ВВЕДЕНИЕ

К свойствам (высокая прочность, твердость) современных материалов предъявляются разнообразные, часто противоречивые требования. В стальных отливках обычно только определенные поверхности должны быть твердыми и износостойкими, тогда как другие «объемные» поверхности могут иметь только стандартные свойства. Одним из перспективных направлений производства сталей и сплавов с высокими механическими характеристиками, а также повышения их функциональных свойств может быть включение в структуру материала полидисперсных частиц карбидов, оксидов или нитридов [1 – 3]. Примерами технологий получения таких материалов являются дисперсное упрочнение, дисперсионное упрочнение и получение твердых сплавов [4 – 6]. Дисперсно-упрочненные материалы – это металлические материалы (преимущественно сплавы), упрочненные дисперсными частицами тугоплавких соединений (оксидов, карбидов, нитридов), которые не растворяются и не коагулируют в металлической матрице (основе) при высоких рабочих температурах. Максимальный упрочняющий эффект достигается при достаточно малом (0,01 – 0,05 мкм) размере частиц упрочняющей фазы, их равномерном распределении в структуре материала и оптимальном расстоянии между самими частицами [7, 8]. Введенные частицы, в зависимости от их состава и стехиометрического состава, в большей или меньшей степени взаимодействуют с расплавами. Характеристики, приобретаемые получаемыми материалами, зависят от характера и степени этого взаимодействия, а также от формируемых продуктов их взаимодействия [9 – 11]. Одним из важнейших показателей взаимодействия материалов является их смачиваемость [12 – 14].

При упрочнении материалов путем введения дисперсных частиц при литейных процессах основным критерием получения требуемых характеристик является распределение частиц по объему формируемой заготовки. Наибольший интерес с точки зрения контроля распределения дисперсных частиц при кристаллизации представляет введение дисперсно-упрочняющих частиц в металл при реализации технологии центробежно-го литья [15 – 17].

В настоящей работе была поставлена задача изучения смачиваемости карбида вольфрама W_2C и корро-

зионностойкой стали, а затем для проверки полученных результатов проведение экспериментов по получению дисперсно-упрочненных центробежно-литых заготовок различными типами литья (горизонтального и вертикального).

ИЗУЧЕНИЕ СМАЧИВАЕМОСТИ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА W_2C КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛЬЮ

Из дисперсного порошка (1 – 2 мкм) карбида вольфрама W_2C была изготовлена подложка размером 12×12×5 мм. Формирование осуществляли при температуре 180 °С под давлением 300 МПа. Полученный образец подвергали спеканию в вакуумной печи, оснащенной газоанализатором, при температуре 1200 °С в течение 15 мин. Спектрограмма газов, испарившихся с образца в процессе спекания, подтвердила удаление связующего из спекаемого образца. В качестве металла-реагента использовали кубический образец из стали марки 08X18N10T (ГОСТ 5632 – 72) размером 5×5×5 мм. Химический состав используемой коррозионностойкой стали, % (по массе): 0,07 C; 0,65 Si; 1,75 Mn; 9,66 Ni; 0,005 S; 0,015 P; 18,58 Cr; 0,19 Cu; 0,57 Ti.

Подложку из дисперсных частиц W_2C с установленными на них кубическими образцами металла помещали в область нагревателя. После этого рабочую зону установки закрывали водоохлаждаемым куполом для создания защитной атмосферы путем формирования вакуума 1,01 кПа, а затем заполнения вакуума аргоном со степенью чистоты 99,996 %.

Нагрев осуществлялся со скоростью 20 °С/мин, что позволило обеспечить равномерный прогрев реагирующих материалов и избежать возникновения термических ударов.

Результаты эксперимента показали, что активное взаимодействие металла с подложкой из карбида вольфрама W_2C начинается уже при температуре 1450 °С (рис. 1, а), что подтверждается фактом изменения площади соприкосновения металлического образца и подложки. При достижении температуры 1490 °С образец полностью расплавляется, образуя с подложкой угол 135 – 145° (рис. 1, е), после чего происходит его впитывание в подложку.

Проведены исследования полученных продуктов реакции на поверхности подложки W_2C , пропитанной

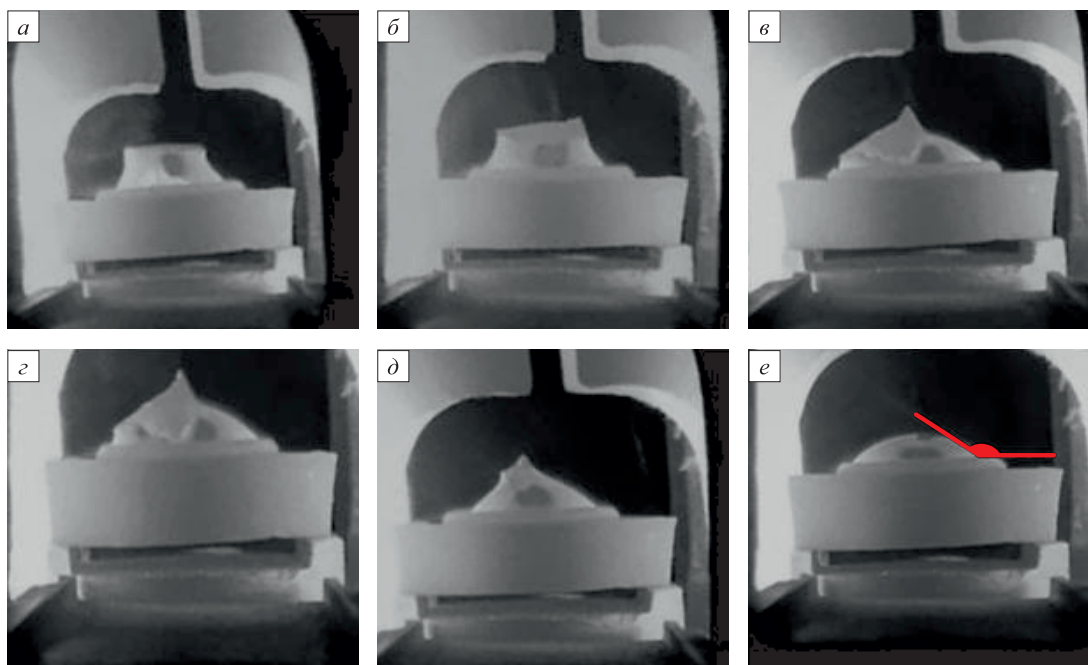


Рис. 1. Хронология эксперимента по смачиваемости пары материалов W_2C – сталь 08Kh18N10T при температурах 1450 (а), 1460 (б), 1470 (в), 1480 (г), 1485 (д), 1490 °C (е)

Fig. 1. Chronology of the experiment on wetting of couples of materials W_2C – 08Kh18N10T steel at temperatures of 1450 (a), 1460 (б), 1470 (в), 1480 (г), 1485 (д), 1490 °C (e)

коррозионностойкой сталью марки 08X18N10T. Продукты взаимодействия исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа Jeol JSM-6460LV, поверхность подложки не полировали. Изучение проводили от центра капли к краю. Полученные результаты были обработаны и представлены в виде диаграммы на рис. 2.

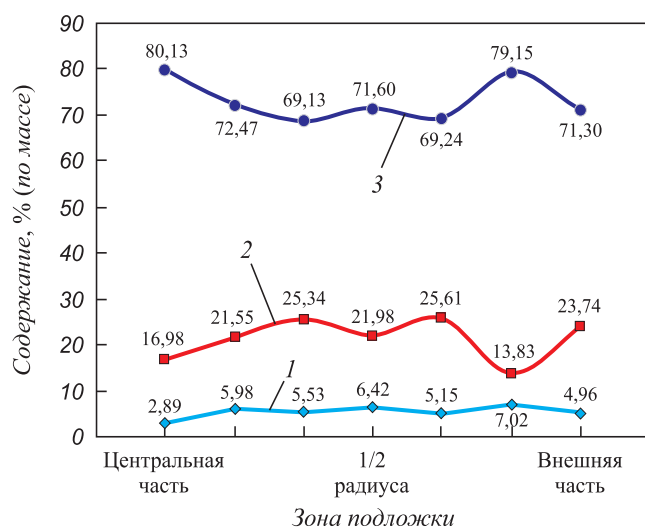


Рис. 2. Результаты исследования химического состава подложки по поверхности образца:
1 – C; 2 – Fe; 3 – W

Fig. 2. Researched chemical composition of the substrate on the sample surface:
1 – C; 2 – Fe; 3 – W

По всей площади контакта (рис. 2) содержание химических элементов варьируется, но картина их распределения по площади контакта равномерная.

ЭКСПЕРИМЕНТЫ ПО ПОЛУЧЕНИЮ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ ЛИТЫХ ДЕТАЛЕЙ

Химический состав шихты соответствовал составу стали марки 08X18N10T. Плавление шихтовых материалов осуществляли с помощью индукционной печи СЭЛТ-001-40/12-Т с рабочим тиглем объемом 40 кг.

Для наведения шлака во время плавления использовали известь, предварительно прокаленную в нагревательной печи. Разжижение шлака проводили путем добавки порошка вермикулита. Во время процесса переплава и наведения полного объема печи жидким металлом проводили три замера температуры термопарой со сменными наконечниками. При наведении полного объема осуществляли выдержку металла в течение 10 мин и легирование титаном. Первые выпуски металла в машины центробежного литья горизонтального и вертикального типов служили образцами сравнения (слитки 1 и 3), в связи с чем процедуру введения в них мелкодисперсных частиц карбида вольфрама W_2C на струю металла не проводили. Для получения дисперсно-упрочненных отливок проводили введение частиц на струю металла в количестве 1 % (по массе) от массы заготовок (слитки 2 и 4).

Дисперсность вводимых тугоплавких частиц составляла 1 – 2 мкм, скорость вращения изложниц –

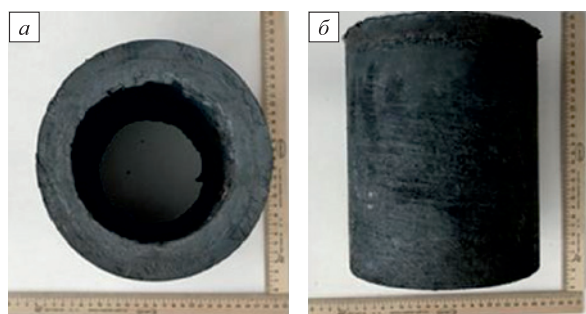


Рис. 3. Конфигурация заготовок, полученных методом центробежного литья:
а – вид сверху; б – вид сбоку

Fig. 3. Configuration of blanks obtained by centrifugal casting:
а – top view; б – side view

700 и 980 об./мин у машины горизонтального и вертикального типов. Конфигурация полученных заготовок представлена на рис. 3. Различными были лишь размеры заготовок. Размеры отливок 1, 2: внешний диам. 140 мм; толщина стенки 20 – 21 мм; длина 140 мм; масса 7,6 кг. Размеры отливок 3, 4: внешний диам. 156 мм; толщина стенки 18 – 22 мм; длина 180 мм; масса 10,9 кг.

Для исследования показателей механических свойств экспериментальных отливок были изготовлены образцы в количестве шести штук с одной отливки (по два образца на каждый вид испытаний). В настоящей работе исследовали временное сопротивление разрыву σ , предел текучести μ и твердость НВ. Результаты испытаний представлены в таблице. Таким образом, повышение физико-механических показателей хорошо согласуется с результатами, описанными в работах [18 – 20].

Выводы

Методом контактного нагрева проведено исследование смачиваемости карбида вольфрама высоколеги-

Результаты исследования механических свойств экспериментальных образцов

Mechanical properties of experimental samples

Номер слитка	Образец	σ , МПа	μ , Н/мм ²	НВ
Горизонтальный тип литья				
1	1.1	578,6	269,7	159
	1.2	579,6	268,7	159
2	2.1	593,3	273,6	166
	2.2	592,3	274,6	166
Вертикальный тип литья				
3	3.1	583,5	272,6	160
	3.2	582,5	270,7	160
4	4.1	598,2	279,5	169
	4.2	598,2	278,5	169

рованной сталью. Установлено, что карбид вольфрама W_2C обладает хорошей смачиваемостью высоколегированной сталью, угол смачивания составляет 135 – 145°. По всей площади контакта подложки и жидкого расплава содержание химических элементов варьируется, но картина их распределения по площади контакта относительно равномерная. Проведены эксперименты по получению дисперсно-упрочненных центробежно-литых заготовок методом центробежного литья горизонтального и вертикального типов. Результаты работ свидетельствуют о том, что технология центробежного литья с введением дисперсных частиц в процессе разлива позволяет получать дисперсно-упрочненные металлические материалы, которые обладают повышенными механическими свойствами. Так, временное сопротивление разрыву увеличивается (в среднем по всем образцам) на 2,49 %, предел текучести – на 2,27 %, твердость – на 5,02 %. Это согласуется с положениями о физико-химических свойствах металлов при применении технологий дисперсного упрочнения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Guzenkov S.A., Fedorov D.N., Rutsikii D., Gamanyuk S.B. Increasing the structural strength of cast steel by powder modification // *Steel in Translation*. 2010. Vol. 40. No. 3. P. 294–297. <https://doi.org/10.3103/S096709121003023X>
2. Korostelev A.B., Zhrebtsov S.N., Sokolov P., Chumak-Zhun D.A. Modification of heat-resistant nickel alloy with a combined inoculator // *Metallurgist*. 2011. Vol. 54. No. 9. P. 711–713. <https://doi.org/10.1007/s11015-011-9363-0>
3. Harris I.R., Jones I.P. *Grain Boundaries: Their Character, Characterisation and Influence on Properties*. London: IOM Communications Ltd., 2001. 456 p.
4. Kuzmanov P., Dimitrova R., Lazarova R., Cherepanov A., Popov S., Petrov R., Manolov V. Investigation of the structure and mechanical properties of castings of alloy AlSi7Mg, cast iron GG15 and GG25 and steel GX120Mn12, modified by nanosized powders // *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers. Part N: Journal of Nanoengineering and Nanosystems*. 2014. Vol. 228. No. 1. P. 11–18. <https://doi.org/10.1177/1740349913510295>

1. Guzenkov S.A., Fedorov D.N., Rutsikii D., Gamanyuk S.B. Increasing the structural strength of cast steel by powder modification. *Steel in Translation*. 2010, vol. 40, no. 3, pp. 294–297. <https://doi.org/10.3103/S096709121003023X>
2. Korostelev A.B., Zhrebtsov S.N., Sokolov P., Chumak-Zhun D.A. Modification of heat-resistant nickel alloy with a combined inoculator. *Metallurgist*. 2011, vol. 54, no. 9, pp. 711–713. <https://doi.org/10.1007/s11015-011-9363-0>
3. Harris I.R., Jones I.P. *Grain Boundaries: Their Character, Characterisation and Influence on Properties*. London: IOM Communications Ltd., 2001, 456 p.
4. Kuzmanov P., Dimitrova R., Lazarova R., Cherepanov A., Popov S., Petrov R., Manolov V. Investigation of the structure and mechanical properties of castings of alloy AlSi7Mg, cast iron GG15 and GG25 and steel GX120Mn12, modified by nanosized powders. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers. Part N: Journal of Nanoengineering and Nanosystems*. 2014, vol. 228, no. 1, pp. 11–18. <https://doi.org/10.1177/1740349913510295>

5. Lamei C., Guangxun L., Huaipeng G. Modification of the structure and properties of heat-resistant alloys with the help of nanopowders of refractory, compounds. In: *Manufacturing and Measurement on the Nanoscale, 3M-NANO: Int. Conf. on Manipulation*. 2012. P. 385–388. <https://doi.org/10.1109/3M-NANO.2012.6472998>
6. Chumanov I.V., Anikeev A.N., Chumanov V.I. Fabrication of functionally graded materials by introducing wolframium carbide dispersed particles during centrifugal casting and examination of FGM's structure // *Procedia Engineering*. 2015. Vol. 129. P. 816–820. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2015.12.111>
7. Krishna A.R., Arun A., Unnikrishnan D., Shankar K.V. An investigation on the mechanical and tribological properties of alloy A356 on the addition of WC // *Materials Today: Proceedings*. 2018. Vol. 5. No. 5. Part 2. P. 12349–12355. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2018.02.213>
8. Al-Mangour B., Grzesiak D., Yang J.-M. In-situ formation of novel TiC-particle-reinforced 316L stainless steel bulk-form composites by selective laser melting // *Journal of Alloys and Compounds*. 2017. Vol. 706. P. 409–418. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.01.149>
9. Wei C., Song X., Fu J., etc. Effect of carbon addition on microstructure and properties of WC–Co cemented carbides // *Journal of Materials Science and Technology*. 2015. Vol. 28. No. 9. P. 837–843.
10. Li H.W., Li G.P., Chen W., Sun L.H., Luo F.H., Du Y., Wang S.T. Effect of WC and Co on the microstructure and properties of TiC steel-bonded carbide // *Materials Science Forum*. 2017. Vol. 898. P. 1468–1477. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.898.1468>
11. Chumanov I.V., Matveeva M.A., Anikeev A.N. On the prospects of introduction of modifying carbides WC and B₄C in the production of 12Kh18N10T steel used in power engineering industry // *Russian Metallurgy (Metally)*. 2020. Vol. 2020. No. 12. P. 1362–1365. <https://doi.org/10.1134/S0036029520120101>
12. Kiviö M., Holappa L., Yoshikawa T., Tanaka T. Interfacial phenomena in Fe–TiC systems and the effect of Cr and Ni // *High Temperature Materials and Processes*. 2012. Vol. 31. No. 4-5. P. 645–656. <https://doi.org/10.1515/htmp-2012-0102>
13. Kiviö M., Holappa L., Yoshikawa T., Tanaka T. Interfacial phenomena in Fe/stainless steel–TiC systems and the effect of Mo // *High Temperature Materials and Processes*. 2014. Vol. 33. No. 6. P. 571–584. <https://doi.org/10.1515/htmp-2013-0082>
14. Xi L., Kaban I., Nowak R., Kudyba A., Bruzda G., Polkowska A., Homa M., Turala P., Tangstad M., Safarian J., Moosavi-Khoonsari E., Datas A. Wetting, reactivity, and phase formation at interfaces between Ni–Al melts and TiB₂ ultrahigh-temperature ceramic // *Journal of the American Ceramic Society*. 2017. Vol. 101. P. 911–918. <https://doi.org/10.1007/s11665-017-3114-8>
15. Watanabe Y., Inaguma O., Sato H., Miura-Fujiwara E. A novel fabrication method for functionally graded materials under centrifugal force: the centrifugal mixed-powder method // *Materials*. 2009. Vol. 2. No. 4. P. 2510–2525. <https://doi.org/10.3390/ma2042510>
16. El-Hadad S., Sato H., Miura-Fujiwara E., Watanabe Y. Fabrication of Al/Al₃Ti functionally graded materials by reaction centrifugal mixed-powder method // *Japanese Journal of Applied Physics*. 2011. Vol. 50. No. 1. Part 2. Article 01AJ02. <https://doi.org/10.1143/JJAP.50.01AJ02>
17. Chumanov V.I., Chumanov I.V., Anikeev A.N., Garifulin R.R. Hardening of the surface layers of a hollow billet formed by centrifugal casting // *Russian Metallurgy (Metally)*. 2010. Vol. 2010. No. 12. P. 1125–1128. <https://doi.org/10.1134/S0036029510120104>
18. Sabirov I., Enikeev N.A., Murashkin M.Y., Valiev R.Z. *Bulk Nanostructured Materials with Multifunctional Properties*. Cham: Springer International Publishing, 2015. 118 p.
19. Singla S., Grewal J.S., Kang A.S., Grewal J.S., Cheema G.S. Wear behavior of weld overlays on excavator bucket teeth // *Procedia Materials Science*. 2014. Vol. 5. P. 256–266. <https://doi.org/10.1016/j.mspro.2014.07.265>
20. Anikeev A.N., Chumanov I.V., Sedukhin V.V. Studying the effect of fine particles of tungsten carbide on the macro-structure, hardness and microhardness of gradient steel billets // *Materials Science Forum*. 2020. Vol. 986 MSF. P. 3–8.
5. Lamei C., Guangxun L., Huaipeng G. Modification of the structure and properties of heat-resistant alloys with the help of nanopowders of refractory, compounds. In: *Manufacturing and Measurement on the Nanoscale, 3M-NANO: Int. Conf. on Manipulation*, 2012, pp. 385–388. <https://doi.org/10.1109/3M-NANO.2012.6472998>
6. Chumanov I.V., Anikeev A.N., Chumanov V.I. Fabrication of functionally graded materials by introducing wolframium carbide dispersed particles during centrifugal casting and examination of FGM's structure. *Procedia Engineering*. 2015, vol. 129, pp. 816–820. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2015.12.111>
7. Krishna A.R., Arun A., Unnikrishnan D., Shankar K.V. An investigation on the mechanical and tribological properties of alloy A356 on the addition of WC. *Materials Today: Proceedings*. 2018, vol. 5, no. 5, part 2, pp. 12349–12355. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2018.02.213>
8. Al-Mangour B., Grzesiak D., Yang J.-M. In-situ formation of novel TiC-particle-reinforced 316L stainless steel bulk-form composites by selective laser melting. *Journal of Alloys and Compounds*. 2017, vol. 706, pp. 409–418. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.01.149>
9. Wei C., Song X., Fu J., etc. Effect of carbon addition on microstructure and properties of WC–Co cemented carbides. *Journal of Materials Science and Technology*. 2015, vol. 28, no. 9, pp. 837–843.
10. Li H.W., Li G.P., Chen W., Sun L.H., Luo F.H., Du Y., Wang S.T. Effect of WC and Co on the microstructure and properties of TiC steel-bonded carbide. *Materials Science Forum*. 2017, vol. 898, pp. 1468–1477. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.898.1468>
11. Chumanov I.V., Matveeva M.A., Anikeev A.N. On the prospects of introduction of modifying carbides WC and B₄C in the production of 12Kh18N10T steel used in power engineering industry. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2020, vol. 2020, no. 12, pp. 1362–1365. <https://doi.org/10.1134/S0036029520120101>
12. Kiviö M., Holappa L., Yoshikawa T., Tanaka T. Interfacial phenomena in Fe–TiC systems and the effect of Cr and Ni. *High Temperature Materials and Processes*. 2012, vol. 31, no. 4-5, pp. 645–656. <https://doi.org/10.1515/htmp-2012-0102>
13. Kiviö M., Holappa L., Yoshikawa T., Tanaka T. Interfacial phenomena in Fe/stainless steel–TiC systems and the effect of Mo. *High Temperature Materials and Processes*. 2014, vol. 33, no. 6, pp. 571–584. <https://doi.org/10.1515/htmp-2013-0082>
14. Xi L., Kaban I., Nowak R., Kudyba A., Bruzda G., Polkowska A., Homa M., Turala P., Tangstad M., Safarian J., Moosavi-Khoonsari E., Datas A. Wetting, reactivity, and phase formation at interfaces between Ni–Al melts and TiB₂ ultrahigh-temperature ceramic. *Journal of the American Ceramic Society*. 2017, vol. 101, pp. 911–918. <https://doi.org/10.1007/s11665-017-3114-8>
15. Watanabe Y., Inaguma O., Sato H., Miura-Fujiwara E. A novel fabrication method for functionally graded materials under centrifugal force: the centrifugal mixed-powder method. *Materials*. 2009, vol. 2, no. 4, pp. 2510–2525. <https://doi.org/10.3390/ma2042510>
16. El-Hadad S., Sato H., Miura-Fujiwara E., Watanabe Y. Fabrication of Al/Al₃Ti functionally graded materials by reaction centrifugal mixed-powder method. *Japanese Journal of Applied Physics*. 2011, vol. 50, no. 1, part 2, article 01AJ02. <https://doi.org/10.1143/JJAP.50.01AJ02>
17. Chumanov V.I., Chumanov I.V., Anikeev A.N., Garifulin R.R. Hardening of the surface layers of a hollow billet formed by centrifugal casting. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2010, vol. 2010, no. 12, pp. 1125–1128. <https://doi.org/10.1134/S0036029510120104>
18. Sabirov I., Enikeev N.A., Murashkin M.Y., Valiev R.Z. *Bulk Nanostructured Materials with Multifunctional Properties*. Cham: Springer International Publishing, 2015, 118 p.
19. Singla S., Grewal J.S., Kang A.S., Grewal J.S., Cheema G.S. Wear behavior of weld overlays on excavator bucket teeth. *Procedia Materials Science*. 2014, vol. 5, pp. 256–266. <https://doi.org/10.1016/j.mspro.2014.07.265>
20. Anikeev A.N., Chumanov I.V., Sedukhin V.V. Studying the effect of fine particles of tungsten carbide on the macro-structure, hardness and microhardness of gradient steel billets. *Materials Science Forum*. 2020, vol. 986 MSF, pp. 3–8.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

Илья Валерьевич Чуманов, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой «Техника и технологии производства материалов», Южно-Уральский государственный университет, филиал в г. Златоуст
E-mail: chumanoviv@susu.ru

Андрей Николаевич Аникеев, к.т.н., доцент кафедры «Техника и технологии производства материалов», Южно-Уральский государственный университет, филиал в г. Златоуст
E-mail: anikeevan@susu.ru

Вадим Валерьевич Седухин, аспирант, инженер кафедры «Пирометаллургические и литейные технологии», Южно-Уральский государственный университет, филиал в г. Златоуст
E-mail: sedukhinvv@susu.ru

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Ilya V. Chumanov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Head of the Chair "Technique and Technology of Materials Production", Zlatoust Branch of South Ural State University
E-mail: chumanoviv@susu.ru

Andrei N. Anikeev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair "Technique and Technology of Materials Production", Zlatoust Branch of South Ural State University
E-mail: anikeevan@susu.ru

Vadim V. Sedukhin, Postgraduate, Engineer of the Chair "Technique and Technology of Materials Production", Zlatoust Branch of South Ural State University
E-mail: sedukhinvv@susu.ru

ВКЛАД АВТОРОВ

И. В. Чуманов – аналитический обзор научной литературы по исследуемой тематике, подготовка экспериментов, анализ полученных данных.

А. Н. Аникеев – аналитический обзор научной литературы по исследуемой тематике, подготовка и проведение экспериментов, анализ полученных данных.

В. В. Седухин – подготовка и проведение экспериментов, исследование полученных образцов.

CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

I. V. Chumanov – analytical review of scientific literature on the article subject, preparation of experiments, analysis of the results.

A. N. Anikeev – analytical review of scientific literature on the article subject, preparation and conduction of experiments, analysis of the results.

V. V. Sedukhin – preparation and conduction of experiments, study of obtained samples.

Поступила в редакцию 28.09.2021
После доработки 11.10.2021
Принята к публикации 19.10.2021

Received 28.09.2021
Revised 11.10.2021
Accepted 19.10.2021



Оригинальная статья

УДК 621.365.5:669.187.2

DOI 10.17073/0368-0797-2022-2-85-91



НАМАГНИЧИВАНИЕ ФЕРРОМАГНИТНОЙ ШИХТЫ ПРИ ИНДУКЦИОННОМ НАГРЕВЕ

Г. Е. Левшин

Алтайский государственный технический университет имени И.И. Ползунова (Россия, 656038, Алтайский край, Барнаул, пр. Ленина, 46)

Аннотация. Приведен анализ намагничивания и нагрева ферромагнитной шихты в тиглях индукционных печей двух видов. В индукторных печах шихта намагничивается вертикальным электромагнитным потоком, а в электромагнитных печах с изогнутым U -, C - или O -образным магнитопроводом (МПР) – горизонтальным потоком. Показана недостаточная изученность этих во многом общих процессов намагничивания. Отражена важность магнитной индукции B_i в материале шихты. Раскрыты трудности определения этого параметра при намагничивании одиночного куска шихты и связанных с ним других магнитных величин: индукции B_m и напряженности H_m размагничивающего поля, коэффициента размагничивания N , намагниченности M , магнитных проницаемостей вещества μ_i и тела μ_t , восприимчивости k_m и др. Трудности возрастают при намагничивании шихты, являющейся пористым телом с объемом V_t тигля и коэффициентом заполнения $K_v \leq 0,5$ этого объема ферромагнитными кусками. Оно также создает размагничивающее поле с индукцией B_{mt} и напряженностью H_{mt} . Кроме того, поры оказывают дополнительное размагничивающее действие. Поэтому индукция B_{int} в пористом теле меньше индукции B_i в сплошном теле. Для сравнения намагничивания ферромагнитной шихты горизонтальным и вертикальным потоками частотой 50 Гц проведены моделирующие опыты с образцами неуплотненной дроби ДСЛ08 из высокоуглеродистой стали (ГОСТ 11964 – 83), имеющей величину $K_v \approx 0,53$. Образцы помещали в индуктор и между полюсами U -образного магнитопровода. Индукцию измеряли цилиндрическим и плоским зондами милитесламетра Ш1-15 в воздухе и в образце. Установлено преимущество электромагнитной печи над индукторной печью в более равномерном распределении индукции B_i в шихте и ее существенном превышении в 1,7 раза над индукцией B_e в рабочей полости печи, что свидетельствует о более эффективном использовании электромагнитной энергии в этой печи при нагреве. Предложен контроль индукции B_i при нагреве шихты методом амперметра-вольтметра с помощью измерительной катушки из нагревостойкой проволоки.

Ключевые слова: ферромагнитная шихта, намагничивание шихты, магнитная индукция, индукционный нагрев

Для цитирования: Левшин Г.Е. Намагничивание ферромагнитной шихты при индукционном нагреве // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 2. С. 85–91. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-2-85-91>

Original article

MAGNETIZATION OF FERROMAGNETIC CHARGE AT INDUCTION HEATING

G. E. Levshin

Polzunov Altai State Technical University (46 Lenina Ave., Barnaul, Altai Territory 656038, Russian Federation)

Abstract. The article presents analysis of magnetization and heating of ferromagnetic charge in crucibles of induction furnaces of two types. In inductor furnaces, the charge is magnetized by a vertical electromagnetic flow, and in electromagnetic furnaces with a curved U -, C -, or O -shaped magnetic circuit (MPR) – by a horizontal flow. Knowledge of these largely general magnetization processes is insufficient. B_i magnetic induction in charge material is rather important. There are difficulties in determining this parameter during magnetization of a single piece of charge and other magnetic quantities associated with it: B_m induction and N_m strength of the demagnetizing field, N demagnetization coefficient, M magnetization, magnetic permeabilities of μ_i substance and μ_t body, k_m susceptibility, etc. Difficulties increase at magnetization, if it is a porous body with crucible volume of $\sim V_t$ and a factor of filling with ferromagnetic pieces of this volume of $K_v \leq 0.5$. It also creates a demagnetizing field with B_{mt} induction and H_{mt} strength. Beyond that, pores have an additional demagnetizing effect. Therefore, the induction B_{int} in a porous body is less than the induction B_i in a solid one. To compare magnetization of ferromagnetic charge with horizontal and vertical flows with frequency of 50 Hz, modeling experiments were carried out with the samples of DSL08 unconsolidated shot from high-carbon steel (GOST 11964 – 83) with $K_v \approx 0.53$. The samples were placed in the inductor and between the poles of a U -shaped core piece. Induction was measured by a cylindrical and flat probe unit of Sh1-15 militeslameter in air and in the sample. An advantage of electromagnetic furnace over an inductor one is more uniform distribution of B_i induction in charge and its significant excess (1.7 times) over the B_e induction in a furnace working cavity, which indicates more efficient use of electromagnetic energy in this furnace during heating. The author proposed to control B_i induction when heating the charge by the ammeter-voltmeter method using measuring coil made of heat-resistant wire.

Keywords: ferromagnetic charge, charge magnetization, magnetic induction, induction heating

For citation: Levshin G.E. Magnetization of ferromagnetic charge at induction heating. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 2, pp. 85–91. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-2-85-91>

ВВЕДЕНИЕ

Для индукционной плавки ферромагнитной шихты без зумпфа предложены тигельные печи: индукторные с вертикальным электромагнитным потоком (1909 г.) и электромагнитные с горизонтальным электромагнитным потоком (2013 г.) [1, 2]. Рабочая полость в индукторных печах образована витками w однослойного цилиндрического индуктора, не имеющего конструктивно оформленных полюсов, а в электромагнитных печах – между полюсами изогнутого U -, C - или O -образного магнитопровода (МПр). Индукторные печи изучены более полно, особенно при плавке неферромагнитной шихты. Наиболее подробно эти вопросы изучены в работах 1960 – 1970-х гг. [3 – 5]. Однако основные теоретические вопросы рассмотрены в разных книгах и недостаточно обобщены и систематизированы.

Представляет научный и практический интерес систематизированное рассмотрение основных и важных вопросов намагничивания и нагрева ферромагнитной шихты в этих печах и их сравнение. Это целесообразно начать с поведения вещества ферромагнитного тела в магнитном поле (МП).

СИСТЕМНЫЕ ОСНОВЫ НАМАГНИЧИВАНИЯ ФЕРРОМАГНИТНОЙ ШИХТЫ

При рассмотрении теории нагрева в индукторных печах приняты модели тела в виде одного или нескольких «сплошных цилиндров» с поперечным сечением S , а также резе «круглой трубы». Их размещают в индукторе вертикально concentрично или параллельно его оси [4, 5].

При токе $I_{\text{пит}}$ частотой f , питающем индуктор с числом витков w , в нем создается рабочее МП с напряженностью H_e (индукцией B_e). В теле же с электрическим сопротивлением R_t возникает индукция B_i и индуцируется электрическое напряжение [2 – 6]

$$U_{\text{инд}} = 4,44 f B_i S. \quad (1)$$

Напряжение создает вихревые токи [2, 3]

$$I_v \approx \frac{U_{\text{инд}}}{R_t} < -I_{\text{пит}} w. \quad (2)$$

Токи создают индуцированное магнитное поле, ослабляющее рабочее МП, и нагревают тело за время t [2 – 6]:

$$Q = I_v^2 R_t t, \quad (3)$$

где Q – теплота.

Кроме того, ферромагнитные материалы нагреваются до температуры Кюри ($740 - 770^\circ\text{C}$) за счет тепловых потерь при их перемагничивании, величина которых возрастает с увеличением ширины петли гистерезиса. В начале нагрева ферромагнитная шихта потребляет примерно на 40 % больше мощности, чем немагнитная [3 – 6].

В этих условиях наибольшее значение вихревого тока I_v наблюдается на поверхности тела, а наименьшее – на его оси. При этом использовано понятие «глубина проникновения тока». Эта величина определяется по следующей формуле [3 – 6]:

$$\Delta_z \approx 503 \left(\frac{\rho}{\mu_i f} \right)^{0,5}, \quad (4)$$

где ρ – удельное электрическое сопротивление вещества тела, Ом·м; μ_i – относительная магнитная проницаемость вещества тела.

На глубине Δ_z выделяется 86,5 % всего индуцированного тепла. При величине $2\Delta_z$ выделяется примерно 97 % тепла. Для стали и чугуна при температуре 15°C сопротивление $\rho = 20 \cdot 10^{-8}$ Ом·м, проницаемость $\mu_i \approx 40$, а глубина $\Delta_z \approx 5$ мм при частоте $f = 50$ Гц. Весьма важно, что при увеличении частоты f глубина Δ_z уменьшается. Например, при повышении величины f с 50 до 2500 Гц глубина Δ_z снижается в 12,5 раз [6].

Опытами установлено оптимальное соотношение $\eta \approx d/\Delta_z$ между поперечным размером d тела и глубиной Δ_z , а также его индуцированной мощностью $P_{\text{инд}}$ и массой m . При таком соотношении одинаковое воздействие поля с индукцией B_e на разные тела обеспечивает максимальную температуру и удельную индуцированную мощность $P_{\text{инд}}/m$. В опыте с пятью цилиндрами, размещенными в индукторе мощностью 25 кВт, при частоте 10 кГц это соотношение составляет для одного из них $\eta \approx d/\Delta_z \approx 3,5 \div 4,0$ [4 – 6]. Для тел другой формы соотношение отличается: для пластины $\eta \approx 2,5$, для шара немагнитного $\eta \approx 4,8$, а для ферромагнитного материала $\eta \approx \mu_i$ [5].

На поверхности тела выделяется индуцированная мощность [3 – 5]

$$P_{\text{инд}} = 2 \cdot 10^{-6} H_e^2 A_m (f \mu_i \rho)^{0,5}, \quad (5)$$

где $P_{\text{инд}}$ – мощность, кВт/см²; A_m – коэффициент, зависящий от соотношения $\eta \approx d/\Delta_z$ и учитывающий кривизну тела.

Легко видеть, что наибольшее влияние на величину $P_{\text{инд}}$ оказывает напряженность H_e (индукция B_e), а не частота f .

На основании соотношения $\eta \approx d/\Delta_3$ предложены оптимальные диаметры d кусков шихты из углеродистой стали в зависимости от частоты f : $d = 320, 99, 50, 23$ мм при 50, 500, 2000 и 10 000 Гц [5].

При нагреве ферромагнитного тела неравномерность распределения плотности тока по его сечению выражена сильнее, чем немагнитного. Большая потребляемая мощность и более высокая концентрация тепла позволяют нагревать эту шихту с большей скоростью [5, 7].

Анализ уравнений (1) – (3) показывает, что напряжение $U_{\text{инд}}$, ток $I_{\text{в}}$ и теплота Q (при известных или заданных величинах f , S и $R_{\text{т}}$) определяются значением индукции B_i внутри тела. Следовательно, индукция является важнейшей магнитной характеристикой индукционного нагрева, но, к сожалению, и трудноопределимой как инженерным расчетом, так и опытным путем. Поэтому она не применяется на практике, а плавку ведут по косвенным электрическим параметрам (коэффициенту мощности $\cos \phi$, напряжению $U_{\text{пит}}$, току $I_{\text{пит}}$). Ниже представлены эти трудности.

1. Электромагнитное поле обычного индуктора с высотой $h_{\text{инд}}$ и числом витков w является неоднородным с максимальной индукцией $B_{\text{ец}}$ в геометрическом центре рабочей полости индуктора и постепенно уменьшающимся по высоте к его краям (торцам) до значения $B_{\text{еп}} \approx B_{\text{ец}}/2$. Эту неоднородность трудно учесть [5, 8]. Индукцию $B_{\text{ец}}$ можно определить по следующей формуле:

$$B_{\text{ец}} = \frac{I_{\text{пит}} w \mu_0}{h_{\text{инд}}}, \quad (6)$$

где $\mu_0 = 1,257 \cdot 10^{-6}$ Г/м – магнитная постоянная.

Важно, что в печи ИЧТ-31 проектная индукция при 50 Гц составляет примерно 266 мТ (напряженность $H_e = 211\,968$ А/м), а в печах меньшей вместимости еще меньше [5, 6].

2. При помещении ферромагнитного тела с проницаемостью μ_i (восприимчивостью k_m) его вещества в постоянное или переменное МП с индукцией B_e (напряженностью H_e) оно намагничивается, превращаясь в магнит с полюсами и собственным (размагничивающим) магнитным полем B_m (H_m), направленным против намагничивающего (основного) поля B_e , ослабляя его. Это приводит к тому, что индукция B_i (напряженность H_i) в середине тела значительно меньше, чем на полюсах.

В постоянном магнитном поле напряженность H_m пропорциональна намагниченности M и определяется как [9, 10]

$$H_m = NM, \quad (7)$$

где N – коэффициент размагничивания, определяемый в основном экспериментально (для тонкого диска равен

примерно 1, для шара – 0,333, для длинного цилиндра еще меньше).

С учетом этого напряженность H_i , действующую в теле, можно найти по следующей формуле:

$$H_i = H_e - H_m = H_e - NM, \quad (8)$$

где $M = k_m H_i = (\mu_i - 1)H_i$.

Связь индукции B_i и напряженности H_i внутри тела определяется формулой

$$B_i = \mu_0 \mu_i H_i. \quad (9)$$

Величина μ_i не является постоянной, а изменяется по нелинейной (экстремальной) зависимости $B_i = f(H_i)$, а также уменьшается с повышением температуры.

Кроме того, проницаемость μ_i вещества тела уменьшается до значения проницаемости собственно тела μ_t , определяемого из соотношения [9, 10]

$$\mu_t = \frac{\mu_i}{1 + N(\mu_i - 1)}. \quad (10)$$

Тогда индукция B_i в теле связана с внешней индукцией B_e как

$$B_i = \mu_t B_e. \quad (11)$$

Для неферромагнитных материалов (алюминия, меди и их сплавов) $\mu_t \approx \mu_i \approx 1$ и поэтому $B_i \approx B_e$. Это облегчает расчетное изучение их нагрева.

3. Особо отметим, что определение величин B_m , H_m , N , M , μ_i , μ_t , k_m в постоянном магнитном поле является неординарной задачей. В случае же переменного поля возникают дополнительные трудности даже при намагничивании одиночного тела в индукторе печи. Однако вышеперечисленные качественные зависимости в основном близки в обоих случаях.

4. Шихта состоит из многих тел (кусков) различных размеров и формы, часто помещается в рабочем объеме V_t тигля навалом (особенно в крупных печах). При этом образуется пористое тело объемом примерно V_t с пористостью 0,5 и более и коэффициентом заполнения этого объема ферромагнитным веществом $K_v \leq 0,5$. Это тело также создает размагничивающее поле с индукцией $B_{\text{мп}}$ и напряженностью $H_{\text{мп}}$. Кроме того, поры тоже оказывают размагничивающее действие и поэтому составляющие пористое тело куски намагничиваются в меньшей степени, чем одиночный кусок [11]. Из-за этого индукция $B_{\text{ипт}}$ и напряженность $H_{\text{ипт}}$ в пористом теле меньше, чем в сплошном теле, то есть величина $B_{\text{ипт}}$ меньше B_i , а $H_{\text{ипт}}$ меньше H_i . Это видно из выражения для определения коэффициента размагничивания пористого материала с восприимчивостью $k_{\text{мп}}$ [11]

$$N_{\text{пт}} \approx \frac{1}{k_{\text{мп}}} - \frac{1}{k_m}.$$

Из-за перечисленных трудностей измерения характеристик в реальных печах получает распространение математическое и физическое моделирование нагрева ферромагнитных тел и шихты, но с определением электрических параметров [12 – 19].

ОПИСАНИЕ МЕТОДА ИССЛЕДОВАНИЯ И РЕЗУЛЬТАТЫ

Для сравнения намагничивания шихты горизонтальным и вертикальным электромагнитными потоками частотой 50 Гц проведены моделирующие опыты по намагничиванию моделирующей шихты в виде неуплотненной дроби ДСЛ08 из высокоуглеродистой стали (ГОСТ 11964 – 83). Ее дробинки практически шарообразны, объемная масса $4,15 \text{ г/см}^3$, а коэффициент заполнения объема $K_v \approx 0,53$ (при пористости 0,47) немного превышает значение K_v мелкокусковой шихты. При намагниченности дроби $M = 50 \text{ кА/м}$ напряженность внутри частицы $H_i = 0,26 \text{ кА/м}$, а внутри дроби $H_m = 6 \text{ кА/м}$; восприимчивость в частице $k_m = 192,3$, а в дроби $k_{mn} = 8,33$; коэффициент размагничивания $N_n = 0,115$ [11].

В случае индуктора в виде электрической катушки (ЭК) индукция измерена цилиндрическим зондом диам. 4 мм с датчиком Холла милитесламетра Ш1-15 сначала в центре и на верхнем уровне рабочей полости ЭК (ее предполагаемых полюсах), а затем в центре образца (диам. 43 мм, высотой 50 мм) и на его поверхности (рис. 1).



Рис. 1. Измерение индукции B_{ic} в центре образца дроби

Fig. 1. Measurement of B_{ic} induction in the center of the shot sample

Результаты показаны прямолинейными графиками на рис. 2.

В электромагнитной печи с U-образным магнитопроводом расстояние $l_{\text{раб}}$ составило 90 мм между его полюсами, длина образца дроби – 76 мм (рис. 3). Между его торцами (полюсами) и полюсами магнитопровода обеспечены воздушные зазоры по 7 мм, имитирующие неферромагнитные стенки тигля, то есть воздушный зазор 90 мм сокращен до двух зазоров по 7 мм. Весьма важно, что пористый образец стал частью магнитной цепи с двумя зазорами (в отличие от индукторной печи, где цепи нет). Индукция B измерена плоским зондом с датчиком Холла сечением $5 \times 1 \text{ мм}$ милитесламетра Ш1-15 в указанных на схеме точках 1 – 5 сначала в воздухе, а затем в точках 2 – 4 образца дроби после его размещения между полюсами магнитопровода (рис. 3). При этом в точках 1 и 5 измерена индукция B_n на полюсах ЭМ как при наличии образца дроби, так и без него. Результаты представлены на рис. 4¹.

АНАЛИЗ И ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Анализ намагничивания образца дроби в ЭК (например, при токе 4 А) показывает (рис. 2):

– индукция B_{ec} в центре полости ЭК в 1,45 раза больше, чем индукция B_{en} на ее торце, что обеспечивает существенные неоднородность магнитного поля и градиента $B_e = 0,99 \text{ мТ/мм}$, направленного от полюсов к центру ЭК;

– индукция B_{ic} в центре образца почти в 2 раза меньше, чем индукция B_{ec} в центре полости ЭК (42 против 80 мТ);

¹ Работа проведена при участии Р.М. Гайнулина и П.А. Навалихина.

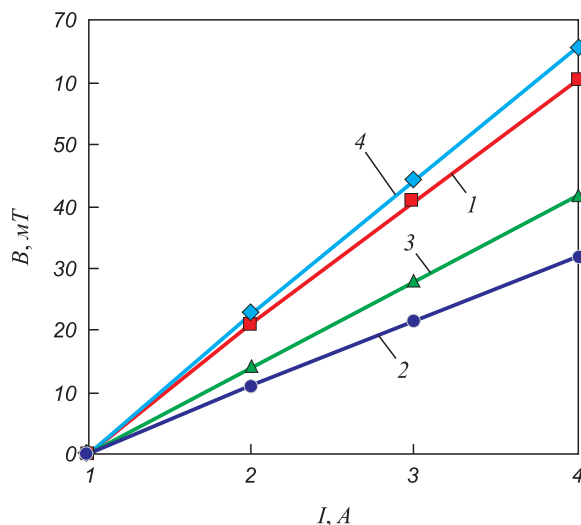


Рис. 2. Зависимость B_{ec} (1), B_{ic} (2), B_{en} (3) и B_{in} (4) от силы тока

Fig. 2. Graphs of B_{ec} (1), B_{ic} (2), B_{en} (3) and B_{in} (4) dependence on current intensity

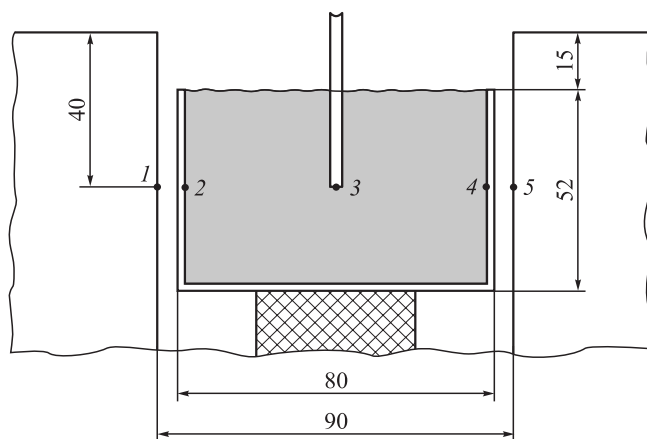


Рис. 3. Схема измерений индукций B_e и B_i в точках 1, 5 и 2 – 4

Fig. 3. Scheme of B_e and B_i inductions measurements at points 1, 5 and 2 – 4

- индукция B_{in} на полюсе образца в 1,54 раза больше, чем индукция B_{ep} в этой же точке в воздухе;
- индукция B_{in} на полюсе образца значительно (в 2 раза) и закономерно превышает индукцию B_{in} внутри образца.

Анализ намагничивания дробы в электромагните показывает следующее (рис. 4):

- малую неоднородность распределения индукции B_e в воздухе между полюсами магнитопровода и ее величину в пределах 33,3 – 37,6 мТ с незначительным градиентом $B_e = 0,096$ мТ/мм, направленным от середины $l_{раб}$ к полюсам;
- резкое увеличение индукции B_e на полюсах магнитопровода от 37,6 до 103,6 мТ (почти в три раза) при размещении образца между полюсами;
- резкое снижение индукции B_e в зазоре 7 мм между полюсами магнитопровода и полюсами образца (от 103,6 до 58 – 62 мТ);
- повышение индукции B_i в дробе по сравнению с индукцией B_e между полюсами магнитопровода без дробы (58 – 62 мТ против 33,3 – 37,6 мТ, то есть в среднем в 1,7 раза) и сравнительно равномерное ее значение по длине образца между его полюсами.

Образец дробы намагничивается в ЭК слабо и очень неравномерно (примерно в два раза сильнее, чем в центре). Это обуславливает аналогичный неравномерный нагрев шихты, что свидетельствует о малоэффективном использовании электрической и магнитной энергий, создаваемых индуктором, для нагрева ферромагнитной шихты.

Увеличение индукции на полюсах магнитопровода электромагнита (примерно в три раза) и образце дробы (примерно в 1,7 раза) вполне закономерно и наблюдается в других случаях размещения ферромагнитного тела (тигля) между полюсами электромагнита с образовани-

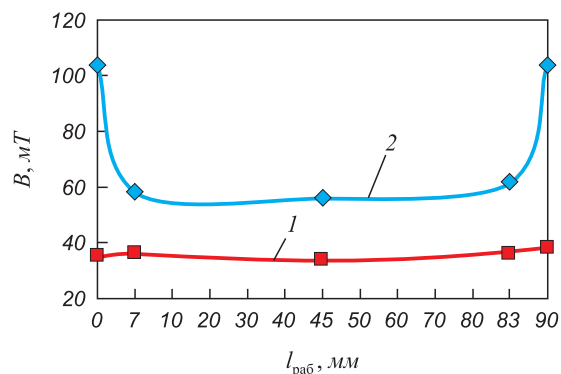


Рис. 4. Распределение индукции B_e (1) и B_i (2) между полюсами магнитопровода

Fig. 4. Distribution of B_e (1) and B_i (2) induction between poles of magnetic core

ем двухззорной магнитной цепи. Это свидетельствует о более эффективном использовании электромагнитной энергии печи при нагреве ферромагнитных шихты и тигля (по сравнению с индукторными печами).

Определение индукции B_i в нагреваемой шихте датчиками Холла, феррозондовыми и др. невозможно из-за их малой нагревостойкости. Эта трудность преодолена при измерении индукции B_i методом амперметра-вольтметра, когда измерительная ЭК из тугоплавкой проволоки размещается на полюсе магнитопровода или охватывает его полюсную часть [20]. В индукторной печи эту ЭК целесообразно разместить в «подовом камне», вокруг тигля или в его днище [20].

Выводы

Процесс намагничивания при индукционном нагреве ферромагнитной шихты еще недостаточно изучен вследствие перечисленных и пока непреодоленных трудностей, особенно при определении важного магнитного параметра – индукции B_i в материале шихты. Моделированием намагничивания шихты в двухззорной магнитной цепи установлено преимущество электромагнитной печи над индукторной в более равномерном распределении индукции B_i в шихте и ее существенном превышении (в 1,7 раза) над индукцией B_e в рабочей полости печи. Это обуславливает большую эффективность нагрева ферромагнитной шихты (по сравнению с индукторными печами). Определение индукции B_i при нагреве шихты позволит получить достоверную информацию для управления этим процессом и уточнения рекомендаций по размерам кусков шихты и их размещению в тигле. Ее предложено контролировать методом амперметра-вольтметра с помощью измерительной катушки из нагревостойкой проволоки.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Mühlbauer A. *History of Induction Heating and Melting*. Essen, 2008. 202 p.
2. Левшин Г.Е. Наукоемкие технологии индукционной плавки в индукторных и электромагнитных тигельных печах // Наукоемкие технологии в машиностроении. 2016. № 3. С. 12–21.
3. Фарбман С.А., Колобнев И.Ф. Индукционные печи для плавки металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1968. 496 с.
4. Брокмайер К. Индукционные плавильные печи / Пер. с нем. М.: Энергия, 1972. 304 с.
5. Егоров А.В., Моржин А.Ф. Электрические печи. М.: Металлургия, 1975. 352 с.
6. Электрические печи для выплавки черных и цветных сплавов / Л.М. Романов, А.Н. Болдин, А.Н. Граблев, Д.П. Михайлов. М.: МГИУ, 2007. 104 с.
7. Современные плавильные агрегаты. В кн.: Сб. ИТЦМ «Металлург». М.: Металлург-консалтинг, 2014. 370 с.
8. Левшин Г.Е. Определение магнитной индукции индуктора тигельной печи // Ползуновский альманах. 2016. № 4. С. 131–136.
9. Rudnev V., Loveless D., Cook R.L. *Handbook of Induction Heating*. New York: CRC Press, 2017. 772 p.
<https://doi.org/10.1201/9781315117485>
10. Levshin G.E. The magnetic permeability of a magnetized “ferromagnetic material – air” two-phase dispersed system // *Electrical Technology Russia*. 2002. No. 1. P. 52–62.
11. Levshin G.E. Demagnetizing effect of a dispersed medium // *Electrical Technology*. 1997. No. 2. P. 103–109.
12. Kuvaldin A., Fedin M., Generalov I. Determination electrical parameters lumpy ferromagnetic charge when heated to the Curie point // *Acta Technica CSAV (Ceskoslovensk Akademie Ved)* 5. 2017, vol. 62, no. 1, pp. 85–92.
13. Bay F., Labbe V., Favenne Y., Chenot J.L. A numerical model for induction heating processes coupling electromagnetism and thermomechanics // *International Journal for Numerical Methods in Engineering*. 2003. Vol. 58. No. 6. P. 839–867.
<https://doi.org/10.1002/nme.796>
14. Drobenco B., Hachkevych O., Kournyts'kyi T. Thermomechanical behavior of polarizable and magnetizable electroconductive solids subjected to induction heating // *Journal of Engineering Mathematics*. 2008. Vol. 61. No. 2-4. P. 249–269.
<https://doi.org/10.1007/s10665-008-9216-4>
15. Glebov A.O., Karpov S.V., Karpushkin S.V., Malygin E.N. Modeling the induction heating of press equipment in an automatic-temperature-control mode // *Journal of Engineering Physics and Thermophysics*. 2019. Vol. 92. No. 5. P. 1130–1141.
16. Kurek K., Lochina W. Controlling the continuous induction heating process of the ferromagnetic charge. In: *Electromagnetic Fields in Electrical Engineering: Studies in Applied Electromagnetics and Mechanics*. 2002. Vol. 22. P. 462–467.
17. Di Luzzo N., Fontana M., Arcondi B. Modelling of induction heating of carbon steel tubes: Mathematical analysis, numerical simulation and validation. // *Journal of Alloys and Compounds*. 2012. Vol. 536. Supl. 1. P. S564–S568.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.12.084>
18. Zabet A., Mohamadi Azghandi S.H. Simulation of induction tempering process of carbon steel using finite element method // *Materials & Design*. 2012. Vol. 36. P. 415–420.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.10.052>
19. Kuvaldin A.B., Fedin M.A., Generalov I.M. Physical model for definition of characteristics of the induction crucible furnace when heating ferromagnetic lumpy charge // *Journal Induction Heating*. 2015. No. 1 (28). P. 3–8.
20. Левшин Г.Е. Определение индукции в электромагнитной печи ЭМУ-5,7-60М методом амперметра-вольтметра // Ползуновский альманах. 2016. № 4. С. 85–88.
1. Mühlbauer A. *History of Induction Heating and Melting*. Essen, 2008, 202 p.
2. Levshin G.E. High-tech technologies of induction melting in inductor and electromagnetic crucible furnaces. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii*. 2016, no. 3, pp. 12–21. (In Russ.).
3. Farbman S.A., Kolobnev I.F. *Induction Furnaces for Melting Metals and Alloys*. Moscow: Metallurgiya, 1968, 496 p. (In Russ.).
4. Brokmeier K.-H. *Induktives Schmelzen*. Essen: W. Girardet, 1966. (In Germ.).
5. Egorov A.V., Morzhin A.F. *Electric Furnaces*. Moscow: Metallurgiya, 1975, 352 p. (In Russ.).
6. Romanov L.M., Boldin A.N., Grablev A.N., Mikhailov D.P. *Electric Furnaces for Ferrous and Non-Ferrous Alloys Smelting*. Moscow: MSIU, 2007, 104 p. (In Russ.).
7. Modern melting units. In: *Collection of ETCM “Metallurg”*. Moscow: Metallurg-consulting, 2014, 370 p. (In Russ.).
8. Levshin G.E. Determination of magnetic induction of a crucible furnace inductor. *Polzunovskii al'manakh*. 2016, no. 4, pp. 131–136. (In Russ.).
9. Rudnev V., Loveless D., Cook R.L. *Handbook of Induction Heating*. New York: CRC Press, 2017, 772 p.
<https://doi.org/10.1201/9781315117485>
10. Levshin G.E. The magnetic permeability of a magnetized “ferromagnetic material – air” two-phase dispersed system. *Electrical Technology Russia*. 2002, no. 1, pp. 52–62.
11. Levshin G.E. Demagnetizing effect of a dispersed medium. *Electrical Technology*. 1997, no. 2, pp. 103–109.
12. Kuvaldin A., Fedin M., Generalov I. Determination electrical parameters lumpy ferro-magnetic charge when heated to the Curie point. *Acta Technica CSAV (Ceskoslovensk Akademie Ved)* 5. 2017, vol. 62, no. 1, pp. 85–92.
13. Bay F., Labbe V., Favenne Y., Chenot J.L. A numerical model for induction heating processes coupling electromagnetism and thermomechanics. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*. 2003, vol. 58, no. 6, pp. 839–867.
<https://doi.org/10.1002/nme.796>
14. Drobenco B., Hachkevych O., Kournyts'kyi T. Thermomechanical behavior of polarizable and magnetizable electroconductive solids subjected to induction heating. *Journal of Engineering Mathematics*. 2008, vol. 61, no. 2-4, pp. 249–269.
<https://doi.org/10.1007/s10665-008-9216-4>
15. Glebov A.O., Karpov S.V., Karpushkin S.V., Malygin E.N. Modeling the induction heating of press equipment in an automatic-temperature-control mode. *Journal of Engineering Physics and Thermophysics*. 2019, vol. 92, no. 5, pp. 1130–1141.
16. Kurek K., Lochina W. Controlling the continuous induction heating process of the ferromagnetic charge. In: *Electromagnetic Fields in Electrical Engineering: Studies in Applied Electromagnetics and Mechanics*. 2002, vol. 22, pp. 462–467.
17. Di Luzzo N., Fontana M., Arcondi B. Modelling of induction heating of carbon steel tubes: Mathematical analysis, numerical simulation and validation. *Journal of Alloys and Compounds*. 2012, vol. 536, suppl. 1, pp. S564–S568.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.12.084>
18. Zabet A., Mohamadi Azghandi S.H. Simulation of induction tempering process of carbon steel using finite element method. *Materials & Design*. 2012, vol. 36, pp. 415–420.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.10.052>
19. Kuvaldin A.B., Fedin M.A., Generalov I.M. Physical model for definition of characteristics of the induction crucible furnace when heating ferromagnetic lumpy charge. *Journal Induction Heating*. 2015, no. 1 (28), pp. 3–8.
20. Levshin G.E. Determination of induction in EMF-5,7-60 M electro-magnetic furnace by ammeter-voltmeter method. *Polzunovskii al'manakh*. 2016, no. 4, pp. 85–88. (In Russ.).

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРЕ

INFORMATION ABOUT THE AUTHOR

Геннадий Егорович Левшин, д.т.н., профессор кафедры «Машино-
строительные технологии и оборудование», Алтайский госу-
дарственный технический университет имени И.И. Ползунова
E-mail: levshing@mail.ru

Gennadii E. Levshin, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair “Engineering
Technology and Equipment”, Polzunov Altai State Technical University
E-mail: levshing@mail.ru

Поступила в редакцию 25.09.2021
После доработки 13.10.2021
Принята к публикации 19.10.2021

Received 25.09.2021
Revised 13.10.2021
Accepted 19.10.2021



Оригинальная статья

УДК 669.017.16:539.384

DOI 10.17073/0368-0797-2022-2-92-97



УСТАЛОСТНОЕ РАЗРУШЕНИЕ СТАЛИ СО СТРУКТУРОЙ ФЕРРИТО-МАРТЕНСИТНОГО КОМПОЗИТА

В. Н. Пустовойт, С. А. Гришин, Ю. В. Долгачев, В. В. Дука

Донской государственный технический университет (Россия, 344002, Ростов-на-Дону, пл. Гагарина, 1)

Аннотация. Приведены результаты усталостных испытаний естественного стального композитного материала на циклический изгиб по отнулевому циклу нагружения. Естественный феррито-мартенситный композит (ЕФМК) имеет структуру из чередующихся слоев вязкого феррита и прочного мартенсита, что обуславливает особый механизм торможения трещины при нагружении. Отнулевой цикл нагружения предполагает наличие растягивающих усилий, направленных только в одну сторону, что позволяет избежать наклепа берегов трещины при ее росте. С помощью полученных данных о кинетике развития усталостной трещины и скорости ее роста в зависимости от числа циклов колебаний построена диаграмма усталостного разрушения. Проведено сравнение результатов испытаний образцов из стали одного химического состава. В одном случае была проведена традиционная термическая обработка на структуру сорбита отпуска. В другом – закалкой исходной строчечной феррито-перлитной структуры из межкритического интервала температур получена слоистая структура феррито-мартенситного композита. Эти материалы имели одинаковую твердость, но различие в структурной организации обусловило преимущество стали со структурой ЕФМК в отношении сопротивления разрушению при циклическом нагружении. При подходе трещины к поверхности раздела мартенсит-феррит возникает расслоение в феррите из-за растягивающих напряжений, параллельных плоскости трещины. Остановка роста трещины происходит до подведения дополнительной энергии для образования новой трещины в условиях, близких к одноосному напряженному состоянию. Представлена методика определения характеристик кинетики роста трещин при усталостном нагружении, которая рекомендована при испытании сталей и сплавов в условиях циклического изменения нагрузок.

Ключевые слова: композит, сталь, расслоение, отнулевое нагружение, феррит, мартенсит, разрушение, трещина

Для цитирования: Пустовойт В.Н., Гришин С.А., Долгачев Ю.В., Дука В.В. Усталостное разрушение стали со структурой феррито-мартенситного композита // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 2. С. 92–97. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-2-92-97>

Original article

FATIGUE FRACTURE OF STEEL WITH FERRITE-MARTENSITE COMPOSITE STRUCTURE

V. N. Pustovoyt, S. A. Grishin, Yu. V. Dolgachev, V. V. Duka

Don State Technical University (1 Gagarina Sqr., Rostov-on-Don 344002, Russian Federation)

Abstract. The article presents results of the fatigue tests of natural steel composite material for cyclic bending in a zero loading cycle. Natural ferrite-martensite composite (NFMC) has a structure of alternating layers of viscous ferrite and strong martensite, which determines special mechanism of crack deceleration under loading. Zero loading cycle presumes presence of tensile forces directed only in one side, which makes it possible to avoid work hardening of crack edges during its growth. A diagram of fatigue fracture was constructed using data obtained on kinetics of fatigue crack propagation and its growth rate, depending on the number of vibration cycles. Comparison of test results for the samples made of steel of the same chemical composition was carried out. In one case, the secondary sorbite structure ran through the traditional heat treatment. In the other, quenching of the initial row ferrite-pearlite structure in intercritical temperature range, led to obtaining ferrite-martensite composite layered structure. These materials had the same hardness, but the difference in structure organization caused the NFMC structure steel advantage in terms of resistance to fracture under cyclic loading. When crack approaches the martensite-ferrite interface, delamination occurs in ferrite due to tensile stresses parallel to the crack plane. Growth of a crack stops before additional energy is supplied for a new crack generation under conditions close to the uniaxial stress state. Method for determining characteristics of kinetics of crack growth under fatigue loading is presented and recommended for testing steels and alloys under conditions of cyclic load changes.

Keywords: composite, steel, delamination, zero loading, ferrite, martensite, fracture, crack

For citation: Pustovoyt V.N., Grishin S.A., Dolgachev Yu.V., Duka V.V. Fatigue fracture of steel with ferrite-martensite composite structure. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 2, pp. 92–97. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-2-92-97>

ВВЕДЕНИЕ

В работах [1, 2] обоснована возможность создания стали со структурой естественного феррито-мартенситного композита (ЕФМК) на основе использования доэвтектоидных сталей со строчечной феррито-перлитной структурой. Закалка такой стали из межкритического интервала температуры ($A_1 - A_3$) дает возможность получить слоистую структуру феррито-мартенситного композита (рис. 1).

Исследование свойств рассматриваемых сталей при статическом растяжении и ударном изгибе [2 – 6] дает основание полагать, что для такой структуры характерным является особый механизм торможения развития трещины. Целью настоящей работы является получение сведений о развитии разрушения при усталостном нагружении сталей со структурой феррито-мартенситного композита.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Проводили усталостные испытания призматических образцов на циклический изгиб [7 – 9] с целью изучения кинетики развития усталостной трещины, скорости ее роста в зависимости от количества циклов колебаний и на основании этих данных построены диаграммы усталостного разрушения. Образцы размером

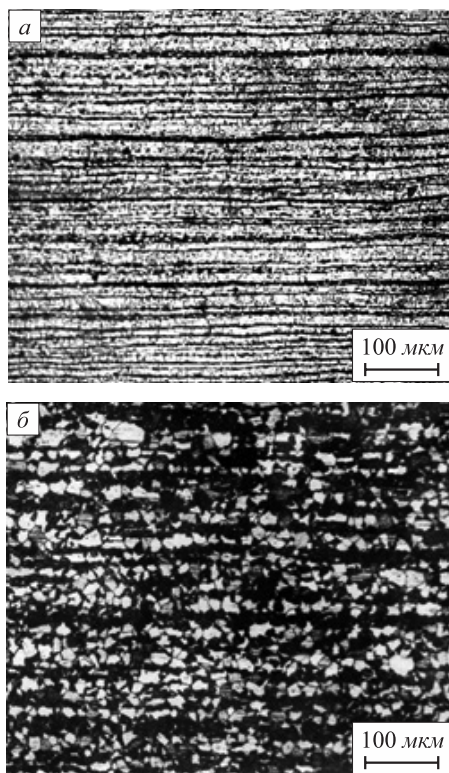


Рис. 1. Строчечная феррито-перлитная структура (а) и структура после закалки с температуры 760 °С (б) стали марки 14Г2

Fig. 1. Linage ferrite-pearlite structure (a) and structure after quenching of 14G2 steel from temperature of 760 °C (b)

10×10×100 мм испытывали на циклический изгиб по отнулевому циклу нагружения [10], то есть применяли схему изгиба, при которой изгибающий момент приводил только к растягивающим напряжениям в слоях феррита и мартенсита, а сжимающие напряжения были равны нулю. Это достигали настройкой вибростенда: растягивающее образец усилие было направлено только в одну сторону (рис. 2). Такая схема исключает возможность наклепа берегов трещины при ее росте. Размерные параметры вибрационного стенда и образцов имели постоянные значения ($a = 10$ мм, $b = 10$ мм, $L = 540$ мм, $L_{тр} = 160$ мм). Амплитуда A колебаний составляла 5 мм. Исходя из этого, рассчитывали параметры, необходимые для определения напряжения в месте развития трещины, по методике из работы [11]. Усилие $P = \frac{3EJA}{L^3}$ (где $J = \frac{ab^3}{12}$ – момент инерции; E – модуль упругости). В процессе испытаний величина b с учетом надреза (1,25 мм) и роста трещины будет уменьшаться, соответственно будет меняться и момент инерции. Начальная величина $b = 8,75$ мм и $P = 10,7$ Н, а изгибающий момент в месте развития трещины $M = P(L - L_{тр}) = 4,07$ Н·м и напряжение $\sigma = \frac{M}{W}$ (где $W = \frac{ab^2}{6}$ – момент сопротивления для прямоугольного сечения).

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Процесс развития трещины фиксировали методом электропотенциалов [8 – 10] в координатах разность потенциалов – время. Эту зависимость расшифровывали по тарировочному графику для построения кривых длина трещины – число циклов нагружения (рис. 3). Эти зависимости иллюстрируют существенно разный характер роста трещины в стали после закалки и отпуска (кривая 1) и в стали со структурой ЕФМК (кривая 2). Видно, что в стали со структурой ЕФМК трещина «стартует» раньше. Это не является правилом и обусловлено тем, на какой структурной составляющей ЕФМК располагается дно надреза: если на хрупкой

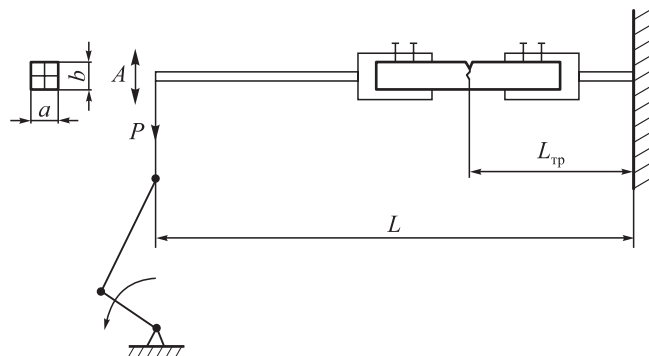


Рис. 2. Схема нагружения призматического образца при циклическом испытании на изгиб

Fig. 2. Scheme of prismatic sample loading at cyclic bending test

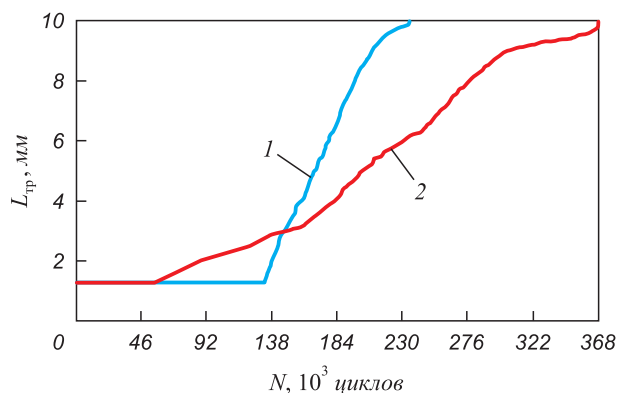


Рис. 3. Зависимость длины трещины от числа циклов нагружения в стали марки 14Г2:

1 – полная закалка и отпуск (HRC 46); 2 – закалка из межкритического интервала температур (730 °C) на структуру ЕФМК (HRC 46)

Fig. 3. Dependence of crack length on the number of loading cycles in 14G2 steel:

1 – total quenching and tempering (HRC 46); 2 – quenching from the intercritical range of temperature (730 °C) to NFMK structure (HRC 46)

мартенситной пластине, то трещина «стартует» раньше; если дно надреза расположено на вязкой ферритной пластине, то трещина может начинать движение также, как у образца со структурой троостита отпуска.

Главное различие выражается в разной скорости роста трещины и существенно большим числом циклов до разрушения в стали с композитной структурой. Такая ситуация обусловлена особым механизмом движения трещины в стали, структура которой организована в виде параллельных слоев пластичного, вязкого феррита и прочного мартенсита. В образце с исходным надрезом, заканчивающимся в одном слое (по типу «торможения трещины» [11]), при подходе трещины к поверхности раздела мартенсит – феррит на ней (или около нее) возникает расслоение в феррите вследствие наличия растягивающих напряжений, параллельных плоскости трещины [12 – 16]. В этом случае часть подводимой извне энергии расходуется на образование

поверхности расслоения в феррите. Выход трещины в расслоение приводит к изменению ее траектории, остановке продвижения и релаксации растягивающих напряжений в ее вершине. Для разрушения следующего слоя композита (мартенситного слоя) в нем должна образоваться новая трещина, но уже в условиях, близких к одноосному напряженному состоянию, на что потребуется дополнительная энергия. На рис. 4 приведены иллюстрации, показывающие возникновение расслоений в композитах.

В работе [13] условие возникновения расслоения записано в следующем виде:

$$\sigma \geq \frac{K_D}{\varphi \sqrt{c}}, \quad (1)$$

где K_D – некоторое критическое значение коэффициента интенсивности напряжений; $\varphi = \frac{3+\nu}{1+\nu}$ – константа; ν – коэффициент Пуассона; c – толщина хрупкого слоя (мартенсита).

При этом показано, что для возникновения расслоения впереди мартенситной трещины (до разрушения следующего хрупкого слоя) необходимо, чтобы $\sigma_p < \sigma < \sigma_{0,2}$ и, следовательно, условие возникновения расслоения, тормозящее разрушение слоистого образца, имеет вид

$$K_D \leq \varphi \sqrt{\frac{E \sigma_{0,2} h \nu}{\alpha \beta}}, \quad (2)$$

где h – толщина пластичного слоя (феррита); ν – максимальная величина смещения в пластичном слое; $\alpha = \frac{1+\nu}{3-\nu}$ и $\beta = \frac{4}{3-\nu}$ – константы.

Величина $K_D \sim \sqrt{\gamma_s n_s^2}$, тогда условие (2) примет следующий вид:

$$\sqrt{\gamma_s n_s^2} < \theta \sqrt{a \nu}, \quad (3)$$

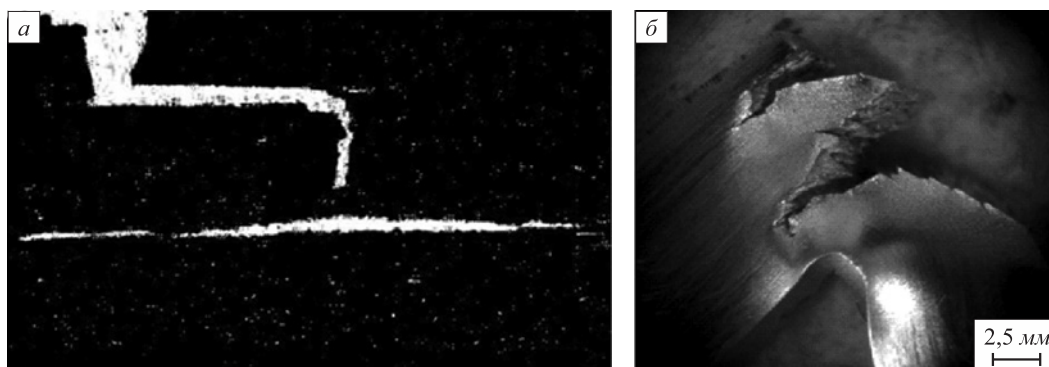


Рис. 4. Расслоение в композите медь-кремнеземное волокно (а) [12]; неразрушенный при ударном изгибе образец стали марки 14Г2 со структурой ЕФМК с расслоениями в феррите (б) [2]

Fig. 4. Delamination in the copper-silica fiber composite (a) [12]; sample of 14G2 steel not destroyed by impact bending with NFMK structure and delamination in ferrite (b) [2]

где γ_s – предельная деформация сдвига в ферритной пластине; n_s – показатель упрочнения при сдвиге;

$$\theta = \varphi \sqrt{\frac{E}{\alpha\beta}} - \text{константа.}$$

Если толщина пластичного слоя феррита в многослойном образце достаточна для выполнения условия (3), то образуется расслоение, препятствующее дальнейшему продвижению магистральной трещины. Для стали марки 14Г2 при значениях γ_s примерно 1000 МПа и $n_s = 0,43$ расслоение возникает при соотношении $\frac{h}{c} \geq 3$. Такое соотношение имеет место при закалке стали марки 14Г2 с температуры 730 – 740 °С межкритического интервала [17, 18].

Диаграммы разрушения и кинетические характеристики, получаемые при циклическом нагружении (рис. 3), зависят от уровня напряжений, от частоты и асимметрии цикла, а также от геометрии образца. Вместе с тем, долговечность образца практически определяется скоростью роста макротрещины, которая является функцией силы, движущей трещину, или коэффициента интенсивности напряжений K в ее вершине. В работах [19 – 23] показано, что зависимость скорости роста усталостной трещины от интенсивности напряжений лучше описывается уравнением П. Париса, связывающим скорость роста с изменением коэффициента интенсивности напряжений в вершине трещины текущей длины в пределах цикла $\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$. Такая зависимость показана на рис. 5, построенном с использованием данных на рис. 3 и определением величины $K = \sigma\sqrt{\pi l}$ (где σ – номинальное напряжение в сечении образца, изменяющееся при росте трещины; l – длина трещины). Величина σ определяется разностью между максимальным и минимальным значениями напряжений, возникающих в образце в процессе циклических испытаний на изгиб. В настоящей работе применяли отнулевой цикл нагружения, при котором минимальное напряжение равно нулю, в связи с чем в сечении образца при росте трещины возникали только положительные растягивающие напряжения, которые использовали для определения величины K ($K_{\min} = 0$).

Зависимость длина трещины – число циклов пропорциональна только для заданного напряжения цикла, при изменении которого может изменяться поведение материалов, в то время как зависимость $\frac{dl}{dN}$ от ΔK является универсальной с точки зрения ее применения при различных напряжениях цикла и константы, входящих в уравнение, связывающее $\frac{dl}{dN}$ и ΔK , и может быть использована в качестве характеристики материалов [24]. В уравнении П. Париса $\frac{dl}{dN} = CK^n$ величины n и C являются важными сравнительными параметрами материала, позволяющими оценить его поведение в широ-

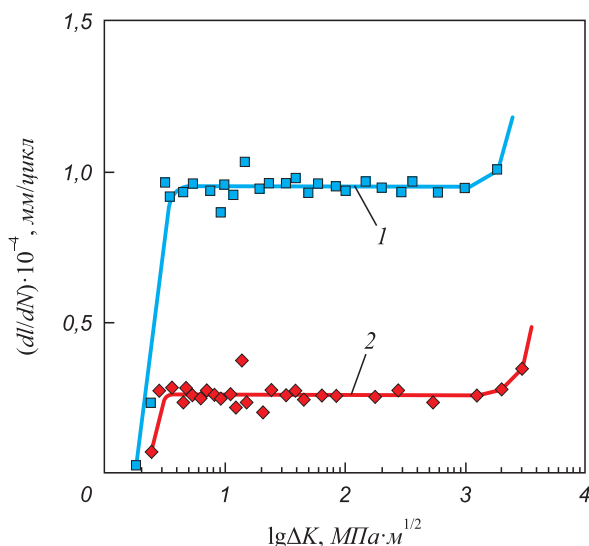


Рис. 5. Зависимость скорости роста усталостной трещины от изменения коэффициента интенсивности напряжений для стали марки 14Г2:

1 – полная закалка и отпуск; 2 – закалка из межкритического интервала температур (ЕФМК)

Fig. 5. Dependence of the fatigue crack growth rate on change in stress intensity factor for 14G2 steel:

1 – total quenching and tempering; 2 – quenching from the intercritical range of temperature (NFMK)

ком диапазоне длин трещин и действующих напряжений [25 – 30]. В частности, величина n равна тангенсу угла наклона прямой $\frac{dl}{dN} - \ln \Delta K$ к оси $\ln \Delta K$. Чем меньше величина n , тем меньше чувствительность материала к повышению напряжений (к перегрузкам). У стали со структурой ЕФМК величина n существенно ниже ($n = 2,14$), чем у той же стали со структурой сорбита отпуска ($n = 8,14$). Это обусловлено остановками роста трещины из-за расслоений. Величина C определяется значением скорости роста трещины при $\Delta K = 0,3 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ ($1 \text{ кгс/мм}^{3/2}$). Чем меньше значение C , тем относительно выше способность материала тормозить разрушение при любом уровне напряжений.

Выводы

Приведенные результаты исследования доказывают преимущества стали со структурой слоистого естественного феррито-мартенситного композита в отношении сопротивления разрушению при циклическом нагружении по сравнению со сталью того же состава после традиционной термической обработки на структуру сорбит отпуска. Предложенная методика определения характеристик кинетики роста трещин при усталостном нагружении может быть рекомендована для проведения исследований условий разрушения сталей и сплавов при циклическом изменении нагрузок.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Пат. 2495141 РФ. МПК C21D8/800, C21D8/02. Способ получения естественного феррито-мартенситного композита / В.Н. Пустовойт, Ю.М. Домбровский, А.В. Желева, М.В. Зайцева. Заявл. 11.05.2012; опубл. 10.10.2013. Бюл. № 28.
2. Pustovoit V.N., Dolgachev Yu.V., Dombrovskii Yu.M., Duka V.V. Structural organization and properties of a natural ferrite-martensite steel composite // *Metal Science and Heat Treatment*. 2020. Vol. 62. No. 5-6. P. 369–375. <https://doi.org/10.1007/s11041-020-00570-9>
3. Cadoni E., Singh N.K., Forni D., Singha M.K., Gupta N.K. Strain rate effects on the mechanical behavior of two Dual Phase steels in tension // *European Physical Journal: Special Topics*. 2016. Vol. 225. No. 2. P. 409–421. <https://doi.org/10.1140/epjst/e2016-02638-3>
4. Luo M., Wierzbicki T. Numerical failure analysis of a stretch-bending test on dual-phase steel sheets using a phenomenological fracture model // *International Journal of Solids and Structures*. 2010. Vol. 47. No. 22-23. P. 3084–3102. <https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2010.07.010>
5. Kim J.H., Sung J.H., Piao K., Wagoner R.H. The shear fracture of dual-phase steel // *International Journal of Plasticity*. 2011. Vol. 27. No. 10. P. 1658–1676. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2011.02.009>
6. Dykeman J., Hoydick D., Link T., Mitsuiji H. Material property and formability characterization of various types of high strength dual phase steel // *SAE Technical Paper*. 2009. Vol. 1. P. 794–804. <https://doi.org/10.4271/2009-01-0794>
7. Soboyejo W. *Mechanical Properties of Engineered Materials*. N.Y.: CRC Press, 2002. 608 p.
8. Пустовойт В.Н., Гришин С.А., Дука В.В., Федосов В.В. Установка для исследования кинетики развития трещины при испытаниях на циклический изгиб // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2020. Т. 86. № 7. С. 59–64. <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2020-86-7-59-64>
9. Pustovoit V.N., Grishin S.A. Special features of fracture of carbon steel with a structure of laminar ferrite-carbide mixture // *Metal Science and Heat Treatment*. 1987. Vol. 29. No. 3-4. P. 262–266.
10. Nicholas T. *High Cycle Fatigue: a Mechanics of Materials Perspective*. Elsevier, 2006. 656 p.
11. Микляев П.Г., Нешпор Г.С., Кудряшов В.Г. *Кинетика разрушения*. М.: Металлургия, 1979. 279 с.
12. Cooper G.A., Kelly A. Tensile properties of fibre-reinforced metals: fracture mechanics // *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 1967. Vol. 15. No. 4. P. 279–297. [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(67\)90017-8](https://doi.org/10.1016/0022-5096(67)90017-8)
13. Greif R., Sanders J.L. The effect of a stringer on the stress in a cracked sheet // *Journal of Applied Mechanics*. 1965. Vol. 32. No. 1. P. 59–66. <https://doi.org/10.1115/1.3625784>
14. Bloom J.M., Sanders J.L. The effect of a riveted stringer on the stress in a cracked sheet // *Journal of Applied Mechanics*. 1966. Vol. 33. No. 3. P. 561–570. <https://doi.org/10.1115/1.3625122>
15. Sanders J.L. Effect of a stringer on the stress concentration due to a crack in a thin sheet // *National Advisory Committee for Aeronautics*. 1959. No. 4207. P. 10.
16. Poe J.C.C. *Stress Intensity Factor for a Cracked Sheet with Riveted and Uniformly Spaced Stringers*. Washington: NASA Technical Report, TR R – 358. 1971. 62 p.
17. Пустовойт В.Н., Дука В.В., Долгачев Ю.В. Сценарий роста трещины в стали со структурой ферритно-мартенситного композита // *Известия Волгоградского государственного технического университета*. 2017. № 10 (205). С. 118–121.
18. Pustovoit V.N., Duka V.V., Dolgachev Y.V., Aref'eva L.P., Fedosov V.V., Salynskih V.M. Features of destruction of a ferrite-martensitic composite // *MATEC Web of Conferences*. 2018. Vol. 226. Article 03006. <https://doi.org/10.1051/mateconf/201822603006>
19. Irwin G.R., Paris P.C. *Fundamental aspects of crack growth and fracture*. In: *Engineering Fundamentals and Environmental Effects*. N.Y.: Academic Press, 1971. P. 1–46.
20. Pugno N., Ciavarella M., Cornetti P., Carpinteri A. A generalized Paris' law for fatigue crack growth // *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 2006. Vol. 54. No. 7. P. 1333–1349. <https://doi.org/10.1016/j.jmps.2006.01.007>
1. Pustovoit V.N., Dombrovskii Yu.M., Zheleva A.V., Zaitseva M.V. *Method of natural ferrite-martensite composite obtaining*. Patent RF 2495141. MPK S21D8/800, S21D8/02. *Bulleten' izobretenii*. 2013, no. 28. (In Russ.).
2. Pustovoit V.N., Dolgachev Yu.V., Dombrovskii Yu.M., Duka V.V. Structural organization and properties of a natural ferrite-martensite steel composite. *Metal Science and Heat Treatment*. 2020, vol. 62, no. 5-6, pp. 369–375. <https://doi.org/10.1007/s11041-020-00570-9>
3. Cadoni E., Singh N.K., Forni D., Singha M.K., Gupta N.K. Strain rate effects on the mechanical behavior of two Dual Phase steels in tension. *European Physical Journal: Special Topics*. 2016, vol. 225, no. 2, pp. 409–421. <https://doi.org/10.1140/epjst/e2016-02638-3>
4. Luo M., Wierzbicki T. Numerical failure analysis of a stretch-bending test on dual-phase steel sheets using a phenomenological fracture model. *International Journal of Solids and Structures*. 2010, vol. 47, no. 22-23, pp. 3084–3102. <https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2010.07.010>
5. Kim J.H., Sung J.H., Piao K., Wagoner R.H. The shear fracture of dual-phase steel. *International Journal of Plasticity*. 2011, vol. 27, no. 10, pp. 1658–1676. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2011.02.009>
6. Dykeman J., Hoydick D., Link T., Mitsuiji H. Material property and formability characterization of various types of high strength dual phase steel. *SAE Technical Paper*. 2009, vol. 1, pp. 794–804. <https://doi.org/10.4271/2009-01-0794>
7. Soboyejo W. *Mechanical Properties of Engineered Materials*. N.Y.: CRC Press, 2002, 608 p.
8. Pustovoit V.N., Grishin S.A., Duka V.V., Fedosov V.V. Setup for studying the kinetics of crack growth in cyclic bending tests. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov*. 2020, vol. 86, no. 7, pp. 59–64. (In Russ.). <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2020-86-7-59-64>
9. Pustovoit V.N., Grishin S.A. Special features of fracture of carbon steel with a structure of laminar ferrite-carbide mixture. *Metal Science and Heat Treatment*. 1987, vol. 29, no. 3-4, pp. 262–266.
10. Nicholas T. *High Cycle Fatigue: a Mechanics of Materials Perspective*. Elsevier, 2006, 656 p.
11. Miklyaev P.G., Neshpor G.S., Kudryashov V.G. *Kinetics of Destruction*. Moscow: Metallurgiya, 1979, 279 p. (In Russ.).
12. Cooper G.A., Kelly A. Tensile properties of fibre-reinforced metals: fracture mechanics. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 1967, vol. 15, no. 4, pp. 279–297. [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(67\)90017-8](https://doi.org/10.1016/0022-5096(67)90017-8)
13. Greif R., Sanders J.L. The effect of a stringer on the stress in a cracked sheet. *Journal of Applied Mechanics*. 1965, vol. 32, no. 1, pp. 59–66. <https://doi.org/10.1115/1.3625784>
14. Bloom J.M., Sanders J.L. The effect of a riveted stringer on the stress in a cracked sheet. *Journal of Applied Mechanics*. 1966, vol. 33, no. 3, pp. 561–570. <https://doi.org/10.1115/1.3625122>
15. Sanders J.L. Effect of a stringer on the stress concentration due to a crack in a thin sheet. *National Advisory Committee for Aeronautics*. 1959, no. 4207, p. 10.
16. Poe J.C.C. *Stress Intensity Factor for a Cracked Sheet with Riveted and Uniformly Spaced Stringers*. Washington: NASA Technical Report, TR R – 358, 1971, 62 p.
17. Pustovoit V.N., Duka V.V., Dolgachev Yu.V. Scenario of crack growth in steel with a ferrite-martensite composite structure. *Izvestiya Volgogradskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*. 2017, no. 10 (205), pp. 118–121.
18. Pustovoit V.N., Duka V.V., Dolgachev Y.V., Aref'eva L.P., Fedosov V.V., Salynskih V.M. Features of destruction of a ferrite-martensitic composite. *MATEC Web of Conferences*. 2018, vol. 226, article 03006. <https://doi.org/10.1051/mateconf/201822603006>
19. Irwin G.R., Paris P.C. *Fundamental aspects of crack growth and fracture*. In: *Engineering Fundamentals and Environmental Effects*. N.Y.: Academic Press, 1971, pp. 1–46.
20. Pugno N., Ciavarella M., Cornetti P., Carpinteri A. A generalized Paris' law for fatigue crack growth. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 2006, vol. 54, no. 7, pp. 1333–1349. <https://doi.org/10.1016/j.jmps.2006.01.007>

21. Jones R., Molent L., Pitt S. Similitude and the Paris crack growth law // *International Journal of Fatigue*. 2008. Vol. 30. No. 10–11. P. 1873–1880. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2008.01.016>
22. Turner C.E., Paris P.C., Erns H. On the relationship between work and crack tip stress intensity in elasticity and plasticity // *International Journal of Fracture*. 1981. Vol. 17. No. 6. P. R151–R154. <https://doi.org/10.1007/BF00681560>
23. Paris P., Erdogan F. A critical analysis of crack propagation laws // *Journal of Fluids Engineering*. 1963. Vol. 85. No. 4. P. 528–533. <http://dx.doi.org/10.1115/1.3656900>
24. Panasyuk V.V., Ostash O.P., Kostyk E.M., Kudryashov V.G., Neshpor G.S. Cyclic crack resistance of aluminum alloys in the crack origin and growth stages // *Soviet Materials Science*. 1987. Vol. 23. No. 5. P. 473–479. <https://doi.org/10.1007/BF01148672>
25. Den Hartog J.P. *Advanced Strength of Materials*. N.Y.: Courier Corporation, 1987. 378 p.
26. Ross C.T.F., Chilver A. *Strength of Materials and Structures*. Oxford: Elsevier, 1999. 720 p.
27. Mott R.L., Untener J.A. *Applied Strength of Materials*. Boca Raton: CRC Press, 2008. 1172 p.
28. Da Silva V.D. *Mechanics and Strength of Materials*. N.Y.: Springer Science & Business Media, 2005. 529 p.
29. Stephens R.C. *Strength of Materials: Theory and Examples*. London: Elsevier, 2013. 320 p.
30. Belyayev N.M. *Problems in Strength of Materials*. Oxford: Elsevier, 2016. 546 p.
21. Jones R., Molent L., Pitt S. Similitude and the Paris crack growth law. *International Journal of Fatigue*. 2008, vol. 30, no. 10–11, pp. 1873–1880. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2008.01.016>
22. Turner C.E., Paris P.C., Erns H. On the relationship between work and crack tip stress intensity in elasticity and plasticity. *International Journal of Fracture*. 1981, vol. 17, no. 6, pp. R151–R154. <https://doi.org/10.1007/BF00681560>
23. Paris P., Erdogan F. A critical analysis of crack propagation laws. *Journal of Fluids Engineering*. 1963, vol. 85, no. 4, pp. 528–533. <http://dx.doi.org/10.1115/1.3656900>
24. Panasyuk V.V., Ostash O.P., Kostyk E.M., Kudryashov V.G., Neshpor G.S. Cyclic crack resistance of aluminum alloys in the crack origin and growth stages. *Soviet Materials Science*. 1987, vol. 23, no. 5, pp. 473–479. <https://doi.org/10.1007/BF01148672>
25. Den Hartog J.P. *Advanced Strength of Materials*. N.Y.: Courier Corporation, 1987. 378 p.
26. Ross C.T.F., Chilver A. *Strength of Materials and Structures*. Oxford: Elsevier, 1999. 720 p.
27. Mott R.L., Untener J.A. *Applied Strength of Materials*. Boca Raton: CRC Press, 2008. 1172 p.
28. Da Silva V.D. *Mechanics and Strength of Materials*. N.Y.: Springer Science & Business Media, 2005. 529 p.
29. Stephens R.C. *Strength of Materials: Theory and Examples*. London: Elsevier, 2013. 320 p.
30. Belyayev N.M. *Problems in Strength of Materials*. Oxford: Elsevier, 2016. 546 p.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Виктор Николаевич Пустовойт, д.т.н., профессор кафедры «Физическое и прикладное материаловедение», Донской государственный технический университет

ORCID: 0000-0001-6999-3520

E-mail: fipm-dstu@mail.ru

Сергей Анатольевич Гришин, к.т.н., доцент кафедры «Физическое и прикладное материаловедение», Донской государственный технический университет

ORCID: 0000-0002-7162-0093

E-mail: grishin60@yandex.ru

Юрий Вячеславович Долгачев, к.т.н., доцент кафедры «Физическое и прикладное материаловедение», Донской государственный технический университет

ORCID: 0000-0002-8558-1136

E-mail: yuridol@mail.ru

Валентина Владимировна Дука, старший преподаватель кафедры «Физическое и прикладное материаловедение», Донской государственный технический университет

ORCID: 0000-0001-7266-7224

E-mail: valentina.duka.92@mail.ru

Viktor N. Pustovoyt, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair “Physical and Applied Material Science”, Don State Technical University

ORCID: 0000-0001-6999-3520

E-mail: fipm-dstu@mail.ru

Sergei A. Grishin, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair “Physical and Applied Material Science”, Don State Technical University

ORCID: 0000-0002-7162-0093

E-mail: grishin60@yandex.ru

Yurii V. Dolgachev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair “Physical and Applied Material Science”, Don State Technical University

ORCID: 0000-0002-8558-1136

E-mail: yuridol@mail.ru

Valentina V. Duka, Senior Lecturer of the Chair “Physical and Applied Material Science”, Don State Technical University

ORCID: 0000-0001-7266-7224

E-mail: valentina.duka.92@mail.ru

ВКЛАД АВТОРОВ

CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

В. Н. Пустовойт – формирование основной концепции, цели и задач исследования, научное руководство, анализ результатов исследований.

С. А. Гришин – методическое обеспечение и проведение усталостных испытаний на циклический изгиб, построение графиков.

Ю. В. Долгачев – участие в проведении усталостных испытаний на циклический изгиб, подготовка текста, формулирование выводов.

В. В. Дука – подготовка образцов для исследования, обработка экспериментальных результатов, доработка текста, корректировка выводов.

V. N. Pustovoyt – formation of the basic concept, goals and objectives of research, scientific guidance, analysis of research results.

S. A. Grishin – methodological support and carrying out fatigue tests for cyclic bending, plotting.

Yu. V. Dolgachev – participation in fatigue tests for cyclic bending, preparation of the text, formulation of conclusions.

V. V. Duka – preparation of the research samples, processing of experimental results, revision of the text, correction of conclusions.

Поступила в редакцию 25.06.2021

После доработки 18.08.2021

Принята к публикации 23.08.2021

Received 25.06.2021

Revised 18.08.2021

Accepted 23.08.2021



Оригинальная статья

УДК 539.911

DOI 10.17073/0368-0797-2022-2-98-105



ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ДИФфуЗИОННОЙ ЗОНЫ, ПОЛУЧЕННОЙ НА СТАЛИ 20 БОРИРОВАНИЕМ В ИНДУКЦИОННОЙ ПЕЧИ

Е. П. Шевчук^{1,2}, В. А. Плотников², С. В. Макаров²

¹ Восточно-Казахстанский государственный университет имени Сарсена Аманжолова (Республика Казахстан, 070020, Восточно-Казахстанская обл., Усть-Каменогорск, ул. 30-й Гв. Дивизии, 34)

² Алтайский государственный университет (Россия, 656049, Алтайский край, Барнаул, пр. Ленина, 61)

Аннотация. Приведены данные исследований синтеза боридов железа при индукционном нагреве до 1000 °С в течение 5 мин образцов стали 20 с обмазкой из шихты, содержащей $\text{Fe}-\text{H}_3\text{BO}_3$. Содержание борной кислоты в составе шихты менялось от 25 и до 75 % (по массе). Шихта в экспериментах могла быть разбавлена раствором в воде жидкого стекла с добавлением небольшого количества гидроксида аммония и угля. Исследование микротвердости поверхностного слоя показало, что в ходе насыщения бором поверхностного слоя углеродистой стали 20 формируется макроскопически обширная диффузионная зона размером 900 – 1000 мкм, в которой содержание боридов постепенно снижается при перемещении в глубь матрицы. Такой размер диффузионной зоны указывает на аномально высокий массоперенос в ходе борирования стали 20. Действительно, вычисленный коэффициент диффузии в ходе борирования в условиях индукционного воздействия (около $1,35 \cdot 10^{-9} \text{ м}^2/\text{с}$) на два порядка превышает коэффициент диффузии в классическом варианте борирования. Рентгеновские исследования показали, что в рассматриваемых условиях синтезируются бориды Fe_2B и FeB , а также формируется твердый раствор бора в α -железе. Анализ фазового состава структурных составляющих диффузионной зоны свидетельствует, что от поверхности к матрице формирование боридных фаз осуществляется в последовательности $\text{FeB} \rightarrow \text{Fe}_2\text{B} \rightarrow (\alpha\text{-фаза} + \text{B}) \rightarrow \text{металл}$ основы. Микроструктура диффузионной зоны представляет собой более или менее выраженные слои, состоящие из боридных фаз FeB и Fe_2B . В целом же, особенно глубоколежащие области диффузионной зоны представляют собой композиционный материал, состоящий из пластичной α -фазы и кристаллов боридов железа. Кристаллы в FeB и Fe_2B в слое ориентированы преимущественно перпендикулярно к фронту диффузии. Возможно, это обусловлено быстрым преимущественным ростом боридной фазы в условиях высокой диффузионной подвижности атомов бора в каком-то одном направлении и затрудненной в других.

Ключевые слова: борирование, боридные слои, борсодержащая шихта, микротвердость, коэффициент диффузии, диффузионная зона, фазовый состав, микроструктура

Для цитирования: Шевчук Е.П., Плотников В.А., Макаров С.В. Особенности формирования диффузионной зоны, полученной на стали 20 борированием в индукционной печи // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 2. С. 98–105.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-2-98-105>

Original article

FEATURES OF FORMATION OF DIFFUSION ZONE OBTAINED ON STEEL 20 BY BORIDING IN INDUCTION FURNACE

Е. P. Shevchuk^{1,2}, V. A. Plotnikov², S. V. Makarov²

¹ Eastern Kazakhstan State University (34 30-i Gvardeiskoi divizii Str., Ust-Kamenogorsk, Eastern Kazakhstan Region 070020, Republic of Kazakhstan)

² Altai State University (61 Lenina Ave., Barnaul, Altai Territory 656049, Russian Federation)

Abstract. The article presents data on studies of iron borides synthesis during induction heating to 1000 °C for 5 min of steel 20 samples with a coating from a charge containing $\text{Fe}-\text{H}_3\text{BO}_3$. Content of boric acid in the charge varied from 25 to 75 % wt. Charge in the experiments could be diluted with a solution of liquid glass in water with addition of small amount of ammonium hydroxide and coal. Study of the surface layer microhardness showed that during saturation of the surface layer of carbon steel 20 with boron, a macroscopically extensive diffusion zone 900 – 1000 μm in size is formed, in which the boride content gradually decreases when moving deeper into the matrix. Such a size of the diffusion zone indicates an anomalously high mass transfer during boriding of steel 20. Indeed, the calculated diffusion coefficient during boriding under induction conditions (about $1.35 \cdot 10^{-9} \text{ m}^2/\text{s}$) is two orders of magnitude higher than the diffusion coefficient in the classical boriding. X-ray studies showed that, under the considered conditions, Fe_2B and FeB borides are synthesized, and a solid solution of boron in α -iron is also formed. An analysis of phase composition of the diffusion zone structural components indicates that, from the surface to the matrix, formation of boride phases occurs in the

following sequence: $\text{FeB} \rightarrow \text{Fe}_2\text{B} \rightarrow (\alpha\text{-phase} + \text{B}) \rightarrow \text{base metal}$. Microstructure of the diffusion zone consists of more or less pronounced layers consisting of FeB and Fe_2B boride phases. On the whole, especially deep-lying regions of the diffusion zone are a composite material consisting of plastic α -phase and iron boride crystals. Crystals in FeB and Fe_2B in the layer are oriented mainly perpendicular to the diffusion front. Perhaps, this is due to the rapid predominant growth of the boride phase under conditions of high diffusion mobility of boron atoms in one direction and hindered in others.

Keywords: boration, boride layers, boron mixture, microhardness, diffusion coefficient, diffusion zone, phase composition, microstructure

For citation: Shevchuk E.P., Plotnikov V.A., Makarov S.V. Features of formation of diffusion zone obtained on steel 20 by boriding in induction furnace. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 2, pp. 98–105. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-2-98-105>

ВВЕДЕНИЕ

Как известно, сплавы системы Fe–B обладают комплексом уникальных свойств: тугоплавкость, высокая твердость, химическая устойчивость в агрессивных средах [1 – 3]. В этой связи использование борирования для улучшения функциональных свойств стали может быть стратегическим подходом, особенно при снижении времени насыщения поверхностного слоя бором, который позволяет обеспечить достаточный уровень физико-механических свойств изделий. Одним из основных и практически повсеместно осуществимых способов упрочнения сталей является химико-термическая обработка [4]. Такая обработка позволяет осуществлять не только борирование, но и хромирование, силицирование, титанирование, а также двухкомпонентное насыщение: борохромирование, хромосилицирование, боротитанирование [5 – 7]. Эти способы позволяют создавать многослойные покрытия, в которых объединяются достоинства нескольких вариантов поверхностного упрочнения сталей, повышающих эксплуатационные показатели деталей. Улучшение эксплуатационных характеристик зависит как от состава нанесенного покрытия, так и от структуры образовавшегося диффузионного слоя. Однако для осуществления наиболее распространенного классического варианта химико-термической обработки стальных деталей требуется большое время выдержки при температуре воздействия.

В настоящей работе поверхностное упрочнение стали 20 осуществлено методом термохимического диффузионного борирования, в котором термическая активация диффузионных процессов происходит в ходе нагрева вихревыми токами индукционной установки, что значительно сокращает время выдержки и исключает нагрев всего объема образцов [8].

Т а б л и ц а 1

Состав шихты в образцах [8]

Table 1. Composition of charge in the samples [8]

Образец	Состав шихты, %
1	75 % Fe + 25 % H_3BO_3
2	50 % Fe + 50 % H_3BO_3
3	25 % Fe + 75 % H_3BO_3

МЕТОДИКА БОРИРОВАНИЯ

Для изучения кинетики роста и структуры боридной зоны в поверхностном слое из углеродистой стали 20 были изготовлены образцы цилиндрической формы длиной (h) 35 мм и диаметром 15 мм. Борирование проведено путем нанесения борсодержащей шихты на поверхность образцов и последующего нагрева в индукционной печи при температуре 1000 °C в течение 5 мин. Состав шихты приведен в табл. 1. Помимо основных компонентов шихты паста для борирования содержала гидроксид аммония, активированный уголь и жидкое стекло [9]. Составы пасты (при применении шихты состава 25 % Fe + 75 % H_3BO_3) указаны в табл. 2.

Для предотвращения спекания порошков железа и борной кислоты в состав пасты для борирования в качестве инертной добавки введено жидкое стекло (Na_2SiO_3), а для ускорения процесса борирования – активаторы (NH_4OH , C). Индукционное воздействие в ходе химико-термической обработки стальных образцов осуществляли в индукционной печи при температуре 1000 °C в течение 5 мин.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Проведено измерение микротвердости по сечению борированный слой – матрица: распределение микротвердости по сечению образцов представляет собой плавный переход от насыщенной боридами поверхности к матрице из стали 20, представляющей собой преимущественно α -фазу железа (рис. 1). По-видимо-

Т а б л и ц а 2

Состав пасты для борирования

Table 2. Composition of the paste for boriding

Образец	Состав добавки на 1,5 г состава шихты
1	1 мл гидроксида аммония, 0,32 г угля, с добавлением 1 мл разбавленного водой жидкого стекла (размешанный)
2	1 мл гидроксида аммония, 0,32 г угля, с добавлением 1 мл разбавленного водой жидкого стекла (отстоявшийся осадок)
3	1 мл гидроксида аммония, 0,32 г угля без добавления жидкого стекла

му, большой разброс значений микротвердости образца 1 обусловлен низким содержанием борной кислоты (25 % (по массе)) в шихте.

Из данных распределения микротвердости по сечению образцов (рис. 1) видно, что микротвердость поверхностного слоя составляет около 3700 – 3350 МПа [10], а значит, она повысилась примерно на 30 % по сравнению с микротвердостью отожженной α -фазы железа, равной примерно 2207 МПа. Из распределения микротвердости по сечению можно предполагать, что концентрация бора монотонно снижается и достигает нулевого значения на глубине 900 – 980 мкм, где микротвердость достигает значения, равного микротвердости α -матрицы.

Полученные данные распределения микротвердости по сечению диффузионной зоны образцов в ходе химико-термической обработки стальных образцов в индук-

ционной печи при температуре 1000 °С в течение 5 мин свидетельствуют об аномально высокой диффузионной подвижности бора, участвующего вместе с другими элементами обмазки в формировании макроскопически обширной диффузионной зоны.

По эмпирической зависимости толщины диффузионного слоя от времени борирования [6] $h^2 = 2D\tau$ (где h – толщина диффузионного покрытия, м; D – коэффициент диффузии, $\text{м}^2/\text{с}$; τ – продолжительность процесса, с) рассчитан коэффициент диффузии бора через формирующийся слой боридов и α -фазу железа с учетом методики, изложенной в публикациях [11, 12]. Действительно, значение коэффициента диффузии бора через формирующийся слой боридов и α -фазу железа величиной около $1,35 \cdot 10^{-9} \text{ м}^2/\text{с}$ свидетельствует об аномально высоком массопереносе бора. Значения коэффициента диффузии, рассчитанные в настоящей работе, представлены в табл. 3, где также приведены и литературные данные [6, 13] коэффициента диффузии при классическом варианте осуществления борирования.

Можно заметить, что полученные значения коэффициентов диффузии бора при 1000 °С на два порядка выше значений коэффициента диффузии бора в классической схеме борирования (при 950 °С коэффициент диффузии бора составляет $1,82 \cdot 10^{-11} \text{ м}^2/\text{с}$ [6]). Низкие значения коэффициентов диффузии при классическом варианте борирования, очевидно, обусловлены медленным течением процесса в углеродистых сталях по сравнению с этим же процессом в чистом железе [13, 14]. То есть в условиях индукционного воздействия наблюдается аномально высокий массоперенос бора. Возможно, высокий уровень диффузионной подвижности бора можно объяснить действием нескольких механизмов: диффузия по дефектам, диффузия по зерну. Таким образом, преимущественный механизм диффузии не может быть чисто вакансионным, возможны и другие механизмы, тем более, что процесс массопереноса осуществляется в условиях высоких градиентов химических потенциалов в окрестностях границы раздела шихта – матрица.

Разумеется, что коэффициент диффузии, определенный из анализа геометрии диффузионной зоны, является усредненной характеристикой процесса борирования и не описывает диффузионный процесс на его разных стадиях.

Т а б л и ц а 3

Значения коэффициентов диффузии бора

Table 3. Diffusion coefficients of boron

Образец	D , $\text{м}^2/\text{с}$ (индукционная печь) [7]	D , $\text{м}^2/\text{с}$ [6, 13]
1	$1,35 \cdot 10^{-9}$	$1,82 \cdot 10^{-11}$
2	$1,35 \cdot 10^{-9}$	
3	$1,60 \cdot 10^{-9}$	

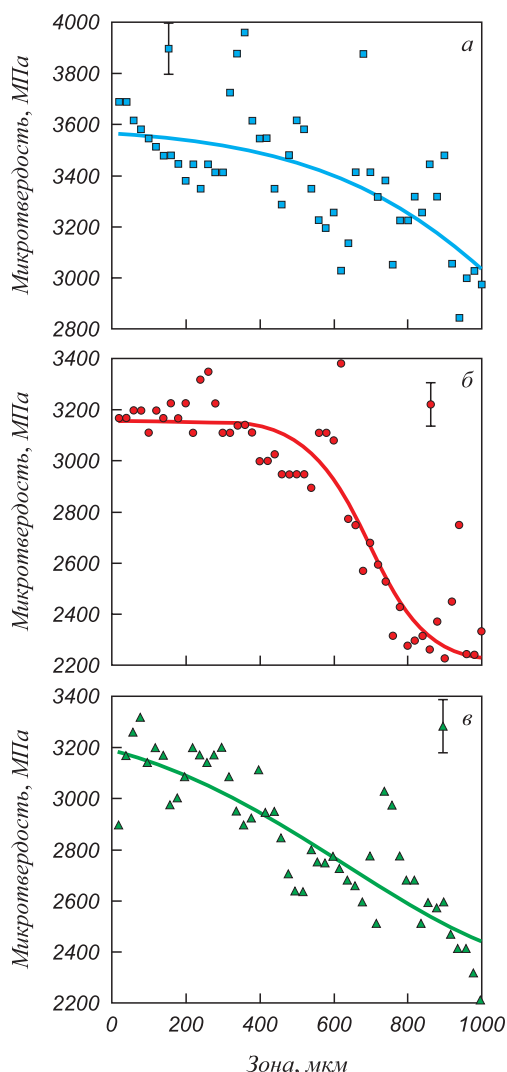


Рис. 1. Распределение микротвердости в борированной поверхности стали 20 после термической обработки в индукционной печи образцов 1 – 3 (а – в) [9]

Fig. 1. Distribution of microhardness in the borated surface of steel 20 after heat treatment of the samples 1 – 3 (a – c) in induction furnace [9]

Обычно в кинетике формирования диффузионных многофазных покрытий принимаются следующие допущения [15]:

– в покрытии образуются все фазы, имеющиеся на диаграмме состояния соответствующей системы, причем в последовательности, определяемой диаграммой состояния;

– концентрации на межфазных границах соответствуют предельным растворимостям диффундирующих элементов в фазах при данной температуре процесса;

– время образования всех фаз в покрытии с граничными концентрациями, соответствующими диаграмме состояния, мало, многократно меньше времени всего процесса химико-термической обработки, что объясняет факт «отсутствия» одного или нескольких слоев в диффузионной зоне в покрытии, несмотря на наличие соответствующих фаз на диаграмме состояния.

Проведенный рентгеноструктурный анализ исследуемых образцов показал наличие в диффузионном слое фаз: α -Fe, B, FeB и Fe_2B (рис. 2). Известно, что структура покрытия при борировании, как правило, состоит из двух слоев разного фазового состава: внешний (поверхностный) состоит преимущественно из фазы FeB, внутренний – Fe_2B [16, 17]. То есть формирование фазового состава диффузионного слоя борированной стали 20 можно идентифицировать как последовательность $\text{FeB} \rightarrow \text{Fe}_2\text{B} \rightarrow (\alpha\text{-фаза} + \text{B}) \rightarrow \text{металл}$ основы [10]. Однако в монографии [18] показано, что поверхностный слой борированной стали 20, содержащей 0,17 % углерода, состоит из смеси твердого раствора бора в α -железе и борида Fe_2B .

Как видно из рис. 2, основными фазами в диффузионных слоях являются соединения железа с бором FeB, Fe_2B и B [9]. Эти фазы в образцах 1 – 3 сформировали композиты с максимальной микротвердостью 3395, 2837 и 2862 МПа соответственно. Однако структура слоев, характер распределения фаз в слое и распределение твердости во многом зависят от технологии получения: способа борирования и условий насыщения (температуры и времени) [18, 19].

Исследование микроструктуры борированных образцов показало, что слои состоят, по крайней мере, из двух фаз боридов и матрицы стали 20 (рис. 3). Характерно, что микроструктура исследуемых образцов окрашена: фаза FeB окрашивается в коричневый цвет, а Fe_2B сохраняет желтые тона, кристаллы бора белого цвета [4].

При индукционном борировании при температуре около 1000 °С на поверхности образца сформировалась пористая зона (рис. 3, а, б). По степени травления хорошо видно, что высокобористая фаза (FeB) располагается отдельными включениями на поверхности (рис. 3, б). Кроме этого, в поверхностном слое видны поры размером около 50 мкм (рис. 3, а, б). В образце 3 (рис. 3, в) поры отсутствуют [10]. Образование пористой структуры поверхности связано с быстрой истощаемостью насыщающей смеси.

Растровая электронная микроскопия позволила исследовать количественные характеристики боридных структур (рис. 4). Как правило, боридные слои имеют игольчатое строение, сформированы фазами ромбического бориды FeB и тетрагонального бориды Fe_2B . На рис. 4, а, б наблюдается игольчатая структура кристаллов Fe_2B и FeB, направленных нормально поверхности образца. Ориентация кристаллов определена по их положению в предполагаемой системе координат XY, где ось Y перпендикулярна поверхности образца (табл. 4).

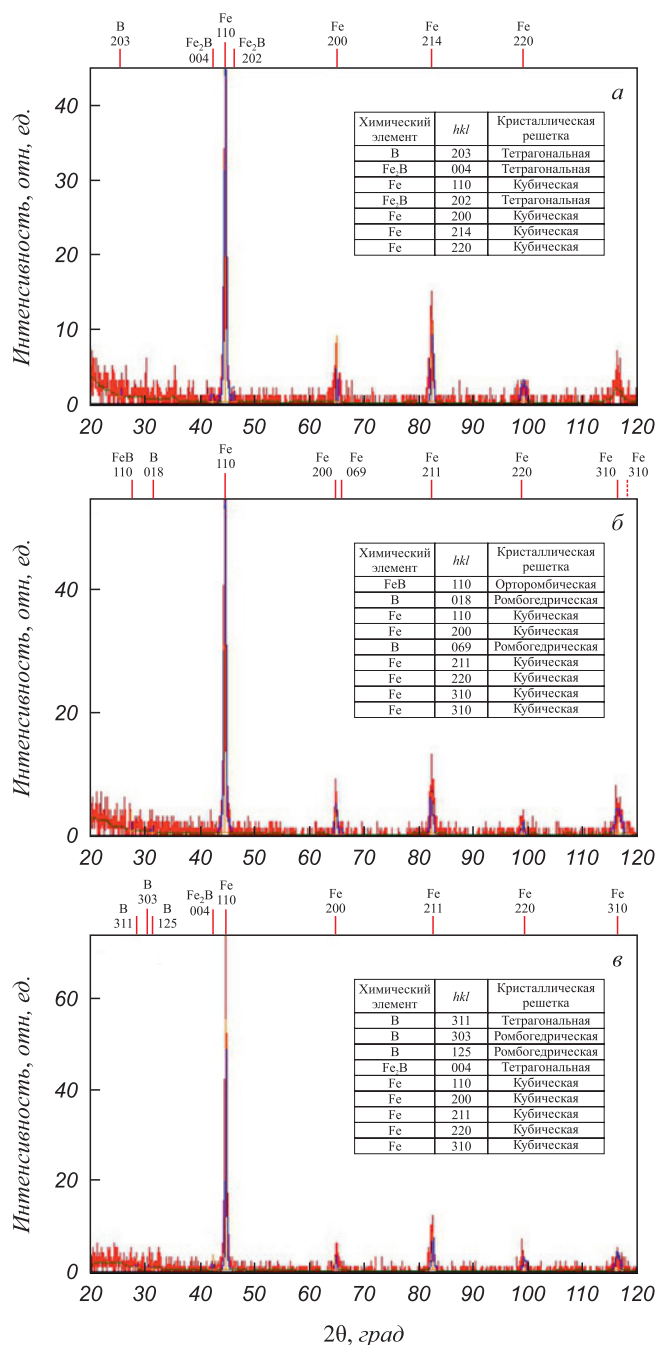


Рис. 2. Рентгеноструктурный анализ и фазовый состав боридных слоев стали 20 образцов 1 – 3 (а – в) [19]

Fig. 2. X-ray structural analysis and phase composition of boride layers of steel 20 of the samples 1 – 3 (a – v) [19]

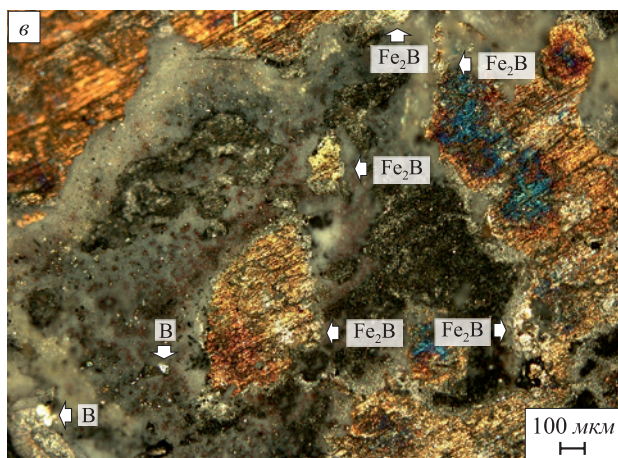
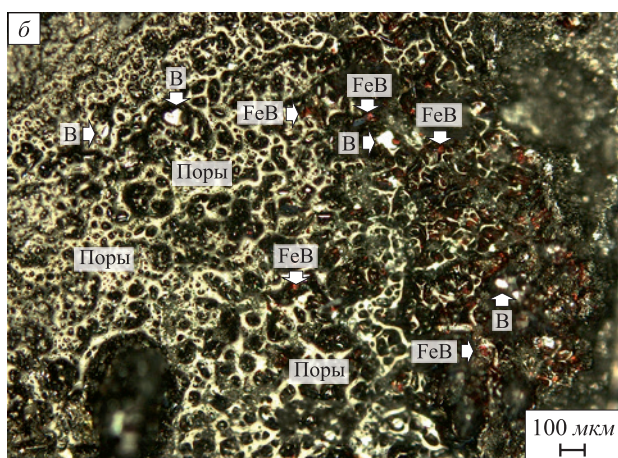
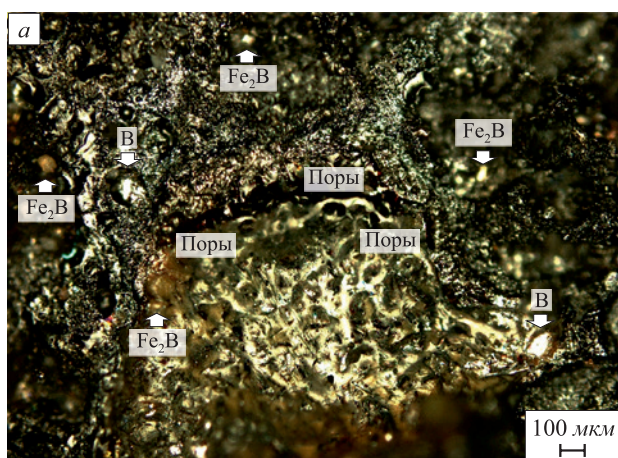


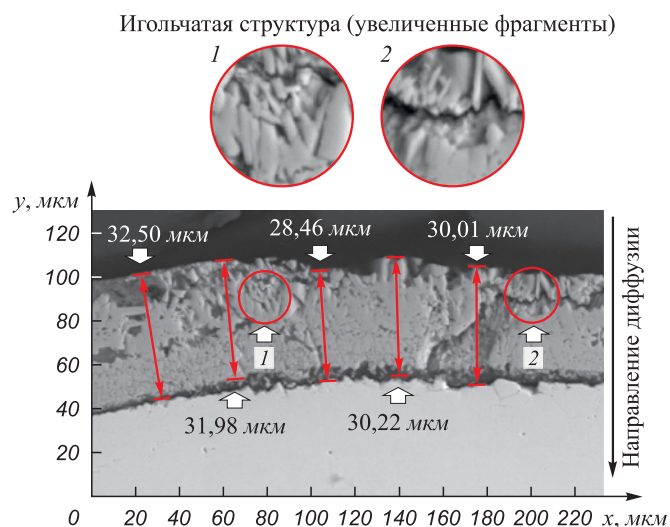
Рис. 3. Бориды в поверхностных слоях образцов стали 20 образцов 1 – 3 (а – в) [1]

Fig. 3. Borides in surface layers of steel 20 in the samples 1 – 3 (a – в) [1]

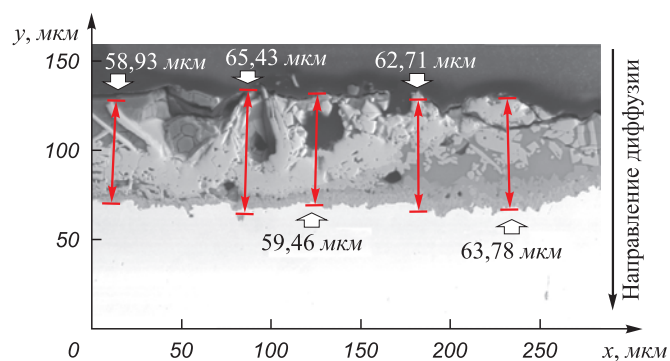
На площади исследования 3333,2 мкм² (рис. 4, б) выявлено 120 зерен, 112 из которых в диффузионном слое расположены перпендикулярно подложке.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

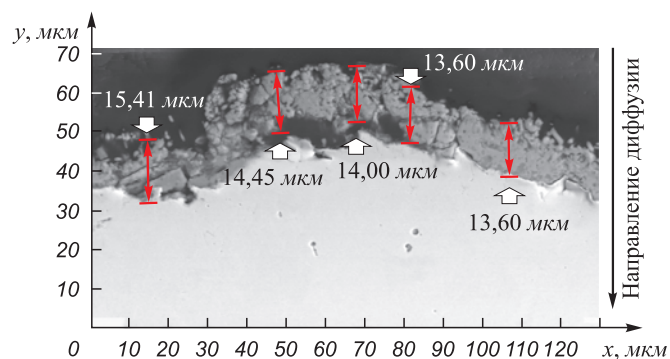
Известно, что процесс насыщения поверхностного слоя бором осуществляется в три стадии [18]: образо-



а



б



в

Рис. 4. Растровая электронная микроскопия диффузионных слоев после борирования образцов 1 – 3 (а – в) (красным цветом выделена толщина диффузионного слоя)

Fig. 4. Scanning electron microscopy of diffusion layers after boriding of samples 1 – 3 (a – в) (red – thickness of the diffusion layer)

вание насыщающих атомов на обрабатываемой поверхности; адсорбция образовавшихся атомов поверхностью обрабатываемого образца; диффузия бора в глубь металла с образованием борированного слоя.

Отметим, что процесс адсорбции осуществляется совместно с атомарной диффузией бора по межзеренным границам и длится до 0,05 ч, а последующий

Т а б л и ц а 4

Величина зерен по осям

Table 4. Size of the grains along the axes

Образец	h , мкм	X , мкм	Y , мкм
1	30,60	0,023 – 1,800	4,30 – 6,43
2	62,18	0,080 – 0,580	0,08 – 2,16
3	14,45	0,160 – 1,600	0,16 – 3,21

процесс диффузии бора с образованием слоя боридов продолжается до 0,1 ч [10, 18]. То есть образование обширной диффузионной зоны осуществляется уже за счет диффузии бора через слой боридов.

Первый процесс происходит на границе насыщающая среда – металл, причем активные атомы бора поглощаются металлической поверхностью. Указанный процесс можно представить как внедрение на вакантные места решетки металла атомов бора (имеющиеся в большом количестве на поверхности) или как химическую реакцию между атомами металла и бора¹. В первом случае на поверхности образуется твердый раствор, во втором – химическое соединение. На начальной стадии борирования сначала в слое бора появляется фаза Fe_2B [19, 20], а рассмотренная выше последовательность событий, протекающих в ходе борирования, приводит к образованию слоя Fe_2B и последующей диффузии атомов бора через фазу Fe_2B в матрицу, что обеспечивает рост боридного слоя и его смещение в подложку [19 – 21].

В зависимости от состава может быть реализован газовый контактный массоперенос путем образования субсоединений бора в среде [10, 22]. Выделившийся водород взаимодействует с бором, образует соединение бороводород $B_{10}H_{14}$, который исполняет роль перенос-

чика бора в глубину структуры поверхностного слоя стальной подложки [23], и образует таким образом обширную диффузионную зону в виде композита бориды железа – α -фаза железа.

С уменьшением содержания инертной добавки (жидкого стекла) в насыщающей смеси (в образце 3 инертной добавки нет) толщина диффузионного боридного слоя уменьшается. Как следует из данных рис. 4 и табл. 2, толщина слоя боридов снижается в четыре раза, а размер боридных игл – в два раза, то есть наблюдается увеличение дисперсности структуры диффузионной зоны. Одновременно с ростом дисперсности боридного слоя усложняется его строение: боридные иглы становятся закругленными, наблюдается их рост не только по нормали к поверхности, но и под некоторым углом, толщина боридных игл также увеличивается.

Выводы

Установлено, что борирование стали 20 в условиях индукционного воздействия с использованием борсодержащей шихты существенно влияет на микроструктуру поверхностного слоя, микротвердость и интенсивность формирования обширной диффузионной зоны. В условиях индукционного воздействия повышение интенсивности борирования осуществляется также за счет использования шихты, содержащей борную кислоту, а не боросодержащие вещества. Кроме того, использование аммиака, жидкого стекла и древесного угля в специально рассчитанных пропорциях приводит к увеличению диффузионной подвижности бора в поверхностном слое матрицы, что позволяет образовываться боридам на большом расстоянии от поверхности.

Таким образом, применение шихты на основе борной кислоты и индукционного отжига в течение 5 мин при температуре 1000 °C позволяют сформировать бориды железа в поверхностном слое матрицы в виде макроскопически обширной диффузионной зоны, которая обладает достаточными прочностными свойствами.

¹ Распределение бора в поверхностном слое. URL: <http://metal-archive.ru/boridnye-pokrytiya/116-raspreделение-bora-v-poverhnostnom-sloee.html> (дата обращения: 09.02.2022).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Bakare M.S., Voisey K.T., Chokethawai K., McCartney D.G. Corrosion behaviour of crystalline and amorphous forms of the glass forming alloy $Fe_{43}Cr_{16}Mo_{16}C_{15}B_{10}$ // *Journal of Alloys and Compounds*. 2012. Vol. 527. P. 210–218. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2012.02.127>
2. Medvedovski E. Advanced iron boride coatings to enhance corrosion resistance of steels in geothermal power generation // *Advances in Applied Ceramics*. 2020. Vol. 119. No. 8. P. 462–481. <https://doi.org/10.1080/17436753.2020.1830359>
3. Mebarek B., Keddad M. A fuzzy neural network approach for modeling the growth kinetics of FeB and Fe_2B layers during the boronizing process // *Matériaux & Techniques*. 2018. Vol. 106. No. 6. Article 603. <https://doi.org/10.1051/mattech/2019002>
4. Лактин Ю.М., Арзамасов Б.Н. Химико-термическая обработка металлов. М.: Металлургия, 1985. 256 с.
1. Bakare M.S., Voisey K.T., Chokethawai K., McCartney D.G. Corrosion behaviour of crystalline and amorphous forms of the glass forming alloy $Fe_{43}Cr_{16}Mo_{16}C_{15}B_{10}$. *Journal of Alloys and Compounds*. 2012, vol. 527, pp. 210–218. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2012.02.127>
2. Medvedovski E. Advanced iron boride coatings to enhance corrosion resistance of steels in geothermal power generation. *Advances in Applied Ceramics*. 2020, vol. 119, no. 8, pp. 462–481. <https://doi.org/10.1080/17436753.2020.1830359>
3. Mebarek B., Keddad M. A fuzzy neural network approach for modeling the growth kinetics of FeB and Fe_2B layers during the boronizing process. *Matériaux & Techniques*. 2018, vol. 106, no. 6, article 603. (In Fr.). <https://doi.org/10.1051/mattech/2019002>
4. Lakhtin Yu.M., Arzamasov B.N. *Chemical and Thermal Treatment of Metals*. Moscow: Metallurgiya, 1985, 256 p. (In Russ.).

5. Ворошнин Л.Г., Ляхович Л.С. Борирование стали. М.: Металлургия, 1978. 239 с.
6. Ворошнин Л.Г. Антикоррозионные диффузионные покрытия. Минск: Наука и техника, 1981. 296 с.
7. Nora R., Zine T.M., Abdelkader K., Youcef K., Ali O., Jiang X. Boriding and boronitrocarburising effects on hardness, wear and corrosion behavior of AISI 4130 steel // *Matéria*. 2019. Vol. 24. No. 1. <https://doi.org/10.1590/s1517-707620190001.0609>
8. Шевчук Е.П., Плотников В.А., Ахметжанов Б.К. Исследование боридных слоев стали 20 после химико-термической обработки в индукционной печи // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2018. Т. 15. № 3. С. 386–391. <https://doi.org/10.25712/ASTU.1811-1416.2018.03.012>
9. Шевчук Е.П., Плотников В.А., Бектасова Г.С. Рентгеноструктурный анализ диффузионного боридного слоя на углеродистой стали // *Известия Алтайского государственного университета*. 2018. № 4 (102). С. 51–55. [https://doi.org/10.14258/izvasu\(2018\)4-09](https://doi.org/10.14258/izvasu(2018)4-09)
10. Шевчук Е.П., Плотников В.А., Джес А.В. Формирование обширной диффузионной зоны при борировании стали 20 // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2018. Т. 15. № 3. С. 424–428. <https://doi.org/10.25712/ASTU.1811-1416.2018.03.018>
11. Mehrer H. *Diffusion in Solids: Fundamentals, Methods, Materials, Diffusion-Controlled Processes*. Springer Science & Business Media, 2007. 654 p.
12. Балгазин И.И., Саяпова В.В. Нахождение коэффициента диффузии методом Монте-Карло // *Universum: Химия и биология*. 2018. № 5 (47). URL: <https://7universum.com/ru/nature/archive/item/5801> (дата обращения: 09.02.2022).
13. Павлов П.В., Хохлов А.Ф. *Физика твердого тела*. М.: Высшая школа, 2000. 494 с.
14. Гурьев А.М., Лыгденов Б.Д., Гурьев М.А., Мэй Шунчи, Власова О.А. Борирование малоуглеродистой стали // *Международный журнал экспериментального образования*. 2015. № 12-4. С. 572–573.
15. Быкова Т.М. Влияние химического состава стали на структуру и свойства диффузионных боридных покрытий: дисс. ... канд. техн. наук: 05.16.09: Екатеринбург, 2016. 164 с.
16. Krukovich M.G., Prusakov B.A., Sizov I.G. *Plasticity of Boronized Layers*. Berlin: Springer, 2016. <https://doi.org/10.1007/978-3-319-40012-9>
17. Epik A.P. Boride coatings. In book: *Boron and Refractory Borides. Part. 4*. Berlin; New York: Springer-Verlag, 1977. P. 597–612.
18. Крукевич М.Г. Механизм формирования диффузионных слоев // *Новые материалы и технологии в машиностроении*. 2012. № 15. С. 69–76.
19. Kouba R., Keddad M., Kulka M. Modelling of paste boriding process // *Surface Engineering*. 2015. Vol. 31. No. 8. P. 563–569. <https://doi.org/10.1179/1743294414y.0000000357>
20. Keddad M., Ortiz-Dominquez M., Elias-Espinosa V., Damián-Mejía O., Arenas-Flores A., Gómez-Vargas O.A., Abreu-Quijano M., Aldana-González I.J., Zuno-Silva J. Growth kinetics of the Fe₂B coating on AISI4130 steel // *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2015. Vol. 68. No. 3. P. 433–442. <https://doi.org/10.1007/s12666-014-0472-x>
21. Mebarek B., Keddad M. Fuzzy logic approach for modelling the formation kinetics of Fe₂B layer // *International Journal of Computational Materials Science and Surface Engineering*. 2020. Vol. 9. No. 2. P. 147–156. <https://doi.org/10.1504/IJCMSSE.2020.109563>
22. Лыгденов Б.Д. Интенсификация процессов формирования структуры диффузионного слоя при химико-термической обработке сталей: дисс. ... док. техн. наук: 05.02.01. Барнаул, 2009. 354 с.
23. Екимов Е.А., Зибров И.П., Зотеев А.В. Получение микрокристаллов бора пиролизом декаборана В₁₀H₁₄ при высоких давлениях и температурах // *Неорганические материалы*. 2011. Т. 47. № 11. С. 1311–1316.
5. Voroshnin L.G., Lyakhovich L.S. *Steel Boriding*. Moscow: Metallurgiya, 1978, 239 p. (In Russ.).
6. Voroshnin L.G. *Anticorrosive Diffusion Coatings*. Minsk: Nauka i tekhnika, 1981, 296 p. (In Russ.).
7. Nora R., Zine T.M., Abdelkader K., Youcef K., Ali O., Jiang X. Boriding and boronitrocarburising effects on hardness, wear and corrosion behavior of AISI 4130 steel. *Matéria*. 2019, vol. 24, no. 1. <https://doi.org/10.1590/s1517-707620190001.0609>
8. Shevchuk E.P., Plotnikov V.A., Akhmetzhanov B.K. Study of boride layers of steel 20 after chemical-thermal processing in induction furnaces. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya*. 2018, vol. 15, no. 3, pp. 386–391. (In Russ.). <https://doi.org/10.25712/ASTU.1811-1416.2018.03.012>
9. Shevchuk E.P., Plotnikov V.A., Bektasova G.S. X-ray structural analysis of a diffusion boride layer on carbon steel. *Izvestiya of Altai State University*. 2018, no. 4 (102), pp. 51–55. (In Russ.). [https://doi.org/10.14258/izvasu\(2018\)4-09](https://doi.org/10.14258/izvasu(2018)4-09)
10. Shevchuk E.P., Plotnikov V.A., Jes A.V. Formation of an extensive diffusion zone during boration of steel 20. *Basic Problems of Material Science (BPMS)*. 2018, vol. 15, no. 3, pp. 424–428. (In Russ.). <https://doi.org/10.25712/ASTU.1811-1416.2018.03.018>
11. Mehrer H. *Diffusion in Solids: Fundamentals, Methods, Materials, Diffusion-Controlled Processes*. Springer Science & Business Media, 2007, 654 p.
12. Balgazin I.I., Sayapova V.V. Finding the diffusion coefficient by the Monte Carlo method. *Universum: Khimiya i biologiya*. 2018, no. 5 (47). Available at URL: <https://7universum.com/ru/nature/archive/item/5801> (accessed: 09.02.2022). (In Russ.).
13. Pavlov P.V., Khokhlov A.F. *Physics of Solids*. Moscow: Vysshaya shkola, 2000, 494 p. (In Russ.).
14. Gur'ev A.M., Lygdenov B.D., Gur'ev M.A., Mei Shunchi, Vlasova O.A. Boriding of low-carbon steel. *Mezhdunarodnyi zhurnal eksperimental'nogo obrazovaniya*. 2015, no. 12-4, pp. 572–573. (In Russ.).
15. Bykova T.M. *Influence of steel chemical composition on structure and properties of diffusion boride coatings: Cand. Tech. Sci. Diss*. Yekaterinburg, 2016, 164 p. (In Russ.).
16. Krukovich M.G., Prusakov B.A., Sizov I.G. *Plasticity of Boronized Layers*. Berlin: Springer, 2016. <https://doi.org/10.1007/978-3-319-40012-9>
17. Epik A.P. Boride coatings. In: *Boron and Refractory Borides. Part. 4*. Berlin; New York: Springer-Verlag, 1977, pp. 597–612.
18. Krukovich M.G. Mechanism of diffusion layers formation. *Novyye materialy i tekhnologii v mashinostroyeni*. 2012, no. 15, pp. 69–76. (In Russ.).
19. Kouba R., Keddad M., Kulka M. Modelling of paste boriding process. *Surface Engineering*. 2015, vol. 31, no. 8, pp. 563–569. <https://doi.org/10.1179/1743294414y.0000000357>
20. Keddad M., Ortiz-Dominquez M., Elias-Espinosa V., Damián-Mejía O., Arenas-Flores A., Gómez-Vargas O.A., Abreu-Quijano M., Aldana-González I.J., Zuno-Silva J. Growth kinetics of the Fe₂B coating on AISI4130 steel. *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2015, vol. 68, no. 3, pp. 433–442. <https://doi.org/10.1007/s12666-014-0472-x>
21. Mebarek B., Keddad M. Fuzzy logic approach for modelling the formation kinetics of Fe₂B layer. *International Journal of Computational Materials Science and Surface Engineering*. 2020, vol. 9, no. 2, pp. 147–156. <https://doi.org/10.1504/IJCMSSE.2020.109563>
22. Lygdenov B.D. *Intensification of formation of diffusion layer structure during chemical-thermal treatment of steels: Dr. Tech. Sci. Diss*. Barnaul, 2009, 354 p. (In Russ.).
23. Ekimov E.A., Zibrov I.P., Zoteev A.V. Preparation of boron microcrystals via high-pressure, high-temperature pyrolysis of decaborane, B₁₀H₁₄. *Inorganic Materials*. 2011, vol. 47, no. 11, pp. 1194–1198. <https://doi.org/10.1134/S0020168511110069>

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Евгения Петровна Шевчук, старший преподаватель кафедры физики, НАО Восточно-Казахстанский университет имени Сарсена Аманжолова; старший преподаватель кафедры общей и экспериментальной физики, Алтайский государственный университет
E-mail: evgeniya-shevchu@mail.ru

Владимир Александрович Плотников, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой общей и экспериментальной физики, Алтайский государственный университет
E-mail: plotnikov@phys.asu.ru

Сергей Викторович Макаров, д.ф.-м.н., профессор, декан Института цифровых технологий, электроники и физики, Алтайский государственный университет
E-mail: makarov@phys.asu.ru

Evgeniya P. Shevchuk, Senior Lecturer of the Chair of Physics, Eastern Kazakhstan State University; Senior Lecturer of the Chair of General and Experimental Physics, Altai State University
E-mail: evgeniya-shevchu@mail.ru

Vladimir A. Plotnikov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Head of the Chair of General and Experimental Physics, Altai State University
E-mail: plotnikov@phys.asu.ru

Sergei V. Makarov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Dean of the Institute of Digital Technologies, Electronics and Physics, Altai State University
E-mail: makarov@phys.asu.ru

Поступила в редакцию 30.07.2021
После доработки 31.08.2021
Принята к публикации 27.09.2021

Received 30.07.2021
Revised 31.08.2021
Accepted 27.09.2021



Оригинальная статья

УДК 538.911

DOI 10.17073/0368-0797-2022-2-106-112



ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ УГЛЕРОДА И КИСЛОРОДА НА СКОРОСТЬ МИГРАЦИИ ГРАНИЦ НАКЛОНА <110> В АУСТЕНИТЕ

И. В. Зоря¹, Г. М. Полетаев², Р. Ю. Ракитин³

¹ Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

² Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова (Россия, 656038, Алтайский край, Барнаул, пр. Ленина, 46)

³ Алтайский государственный университет (Россия, 656038, Алтайский край, Барнаул, пр. Комсомольский, 100)

Аннотация. Методом молекулярной динамики проведено исследование влияния примесных атомов углерода и кислорода на скорость миграции границ наклона с осью разориентации <110> в γ -железе, имеющем ГЦК кристаллическую решетку. Получены зависимости энергии рассматриваемых границ и скорости их миграции при температуре 1600 К от угла разориентации. Скорость миграции границ наклона <110> при тех же условиях оказалась на порядок ниже скорости миграции границ <111> и <100>, что, в первую очередь, обусловлено сравнительно низкой энергией границ <110>. Кроме того, малоугловые границы наклона <110> являются уникальными по сравнению с другими границами наклона: зернограницные дислокации в них представляют собой обычные полные краевые дислокации с ровными ядрами, не содержащими периодически расположенных на них изломов, как в границах <111> и <100>. Введение примесных атомов углерода и кислорода приводит к значительному снижению скорости миграции границ зерен. Для примесных атомов углерода и кислорода рассчитаны энергии связи с зернограницными дислокациями в аустените. Полученные значения хорошо коррелируют с зависимостями скорости миграции границ <110> от концентрации примесей. Влияние примесей на миграцию границ в аустените оказалось сильнее, чем в изученных ранее никеле и тем более в серебре, что объясняется сравнительно низким значением электроотрицательности атомов железа по сравнению с никелем и серебром. Более высокое значение энергии связи с дислокациями в аустените и, соответственно, большее влияние на скорость миграции границ зерен были получены для атомов углерода.

Ключевые слова: молекулярная динамика, граница зерен, миграция, аустенит, примесь

Для цитирования: Зоря И.В., Полетаев Г.М., Ракитин Р.Ю. Влияние примесей углерода и кислорода на скорость миграции границ наклона <110> в аустените // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 2. С. 106–112. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-2-106-112>

Original article

INFLUENCE OF CARBON AND OXYGEN IMPURITIES ON THE MIGRATION RATE OF <110> TILT BOUNDARIES IN AUSTENITE

I. V. Zorya¹, G. M. Poletaev², R. Yu. Rakitin³

¹ Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654007, Russian Federation)

² Polzunov Altai State Technical University (46 Lenina Ave., Barnaul, Altai Territory 656038, Russian Federation)

³ Altai State University (100 Komsomol'skii Ave., Barnaul, Altai Territory 656038, Russian Federation)

Abstract. The effect of impurity carbon and oxygen atoms on the migration rate of the tilt boundaries with the misorientation axis <110> in γ -Fe with fcc crystal lattice was studied by the method of molecular dynamics. Dependences of energy of the considered boundaries and rate of their migration at a temperature of 1600 K on the misorientation angle were obtained. The migration rate of <110> tilt boundaries under the same conditions turned out an order of magnitude lower than the migration rate of <111> and <100> boundaries, which is primarily due to the relatively low energy of <110> boundaries. In addition, the low-angle <110> tilt boundaries are unique compared to other tilt boundaries – grain-boundary dislocations in them are ordinary perfect edge dislocations with even cores that do not contain jogs periodically located on them as in <111> and <100> boundaries. The introduction of impurity carbon and oxygen atoms led to a significant decrease in migration rate of the grain boundaries. The binding energies of impurity carbon and oxygen atoms with grain-boundary dislocations in the austenite were calculated. The obtained values correlate well with the dependences of migration rate of <110> boundaries on the impurities concentration. Effect of impurities on migration of the boundaries in austenite turned out to be stronger than in the previously studied nickel and even more so in silver, which can be explained by the relatively low value of

the electronegativity of iron atoms in comparison with nickel and silver. A higher value of the binding energy with dislocations in austenite and, accordingly, a greater effect on the migration rate of grain boundaries were obtained for carbon atoms.

Keywords: molecular dynamics, grain boundary, migration, austenite, impurity

For citation: Zorya I.V., Poletaev G.M., Rakitin R.Yu. Influence of carbon and oxygen impurities on the migration rate of $\langle 110 \rangle$ tilt boundaries in austenite. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 2, pp. 106–112. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-2-106-112>

ВВЕДЕНИЕ

Миграция границ зерен играет определяющую роль в процессе рекристаллизации во многих фазовых превращениях. Несмотря на давний интерес к проблеме миграции границ, в настоящее время все еще остаются нерешенными вопросы, связанные с механизмом и особенностями миграции разных типов границ. Считается, что малоугловые границы наклона мигрируют посредством комбинированного действия двух механизмов: скольжения и переползания зернограницных дислокаций [1]. В работах [2, 3], например, авторы приходят к мнению, что основным механизмом миграции малоугловых границ наклона является переползание зернограницных дислокаций. Но, с другой стороны, результаты работ [4, 5], напротив, косвенно свидетельствуют о преобладании скольжения дислокаций в процессе миграции. В работах [6, 7] при компьютерном моделировании миграции границ наклона с осями разориентации $\langle 111 \rangle$ и $\langle 100 \rangle$ также сделан вывод, что миграция данных границ осуществляется преимущественно путем скольжения зернограницных дислокаций.

Другим важным вопросом является влияние на подвижность границ зерен различных примесей, дефектов, свободного объема. Известно, что примесные атомы, закрепляясь на границах, существенно тормозят их миграцию [8–11]. Границы зерен (как и дислокации) собирают вокруг себя облака или так называемые атмосферы примесей, вроде атмосферы Коттрелла [12, 13]. Миграционная подвижность границ в результате образования облака примесей значительно снижается, поскольку, как и в случае дислокаций, требуется дополнительная энергия для отрыва границы от облака. Для малоугловых границ энергия связи примесного атома с границей приблизительно равна энергии связи с дислокацией. В работах [14, 15], например, были найдены энергии связи атома углерода с дислокацией в железе в диапазоне 0,4–0,7 эВ, в работе [16] для атома кислорода в цирконии было получено значение 0,5 эВ. Порядок величины указывает на сравнительно высокую связь примесных атомов как с дислокациями, так и, очевидно, с границами наклона.

Ранее были проведены исследования влияния примесей углерода и кислорода на скорость миграции границ наклона с осями разориентации $\langle 100 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ в ГЦК металлах: никеле, серебре, алюминии [17]. Было, в частности, показано, что введение примесных атомов легких элементов приводит к существенному торможению миграции границ зерен. Не были рассмотрены

границы с осью разориентации $\langle 110 \rangle$. Однако рассмотрение границ наклона $\langle 110 \rangle \{111\}$ имеет большое практическое значение, поскольку, как известно, большинство границ в ГЦК металлах ориентировано в плотноупакованных плоскостях $\{111\}$ [18, 19], среди которых чаще всего встречаются границы наклона с осью разориентации $\langle 110 \rangle$ [18–22]. К этому типу границ относятся также двойники $\Sigma 3 \{111\} \langle 110 \rangle$, играющие исключительно важную роль в деформационных процессах [23, 24].

Настоящая работа посвящена исследованию методом молекулярной динамики влияния примесных атомов углерода и кислорода на скорость миграции границ наклона $\langle 110 \rangle$ в аустените. Рассмотрение γ -железа, имеющего ГЦК кристаллическую решетку, обусловлено его высоким практическим значением в качестве основы большого класса аустенитных сталей.

ОПИСАНИЕ МОДЕЛИ

За основу была взята методика исследования миграции границы зерен наклона, предложенная и развитая в работах [1, 25]. Создается четко аттестованная граница в форме петли или арки, как на рис. 1, а (показана черной штриховой линией). Сила натяжения границы, которая, подобно поверхностному натяжению, возникает вследствие стремления границы минимизировать свою энергию, является причиной направленного перемещения границы в сторону уменьшения ее площади (рис. 1, б). Сила, провоцирующая миграцию, зависит от угла разориентации (с ростом угла разориентации растет, как правило, и энергия границы) и кривизны границы. В рассматриваемой модели граница создавалась с относительно высокой кривизной для того, чтобы скорость миграции была достаточно высокой для того, чтобы ее можно было измерить методом молекулярной динамики. Сила и скорость миграции при постоянной температуре оставались в рассматриваемой модели постоянными в течение почти всего движения границы, плавно уменьшаясь к концу компьютерного эксперимента.

Расчетная ячейка размерами $20,4 \times 13,8 \times 2,5$ нм содержала примерно 60 000 атомов. Вдоль оси X (рис. 1, а) имитировалось бесконечное повторение структуры, то есть были наложены периодические граничные условия. На краю расчетной ячейки границы зерен должны быть зафиксированы, что подразумевает сохранение ориентации кристаллической решетки двух разных зерен на границе ячейки. В связи с этим по осям Y и Z

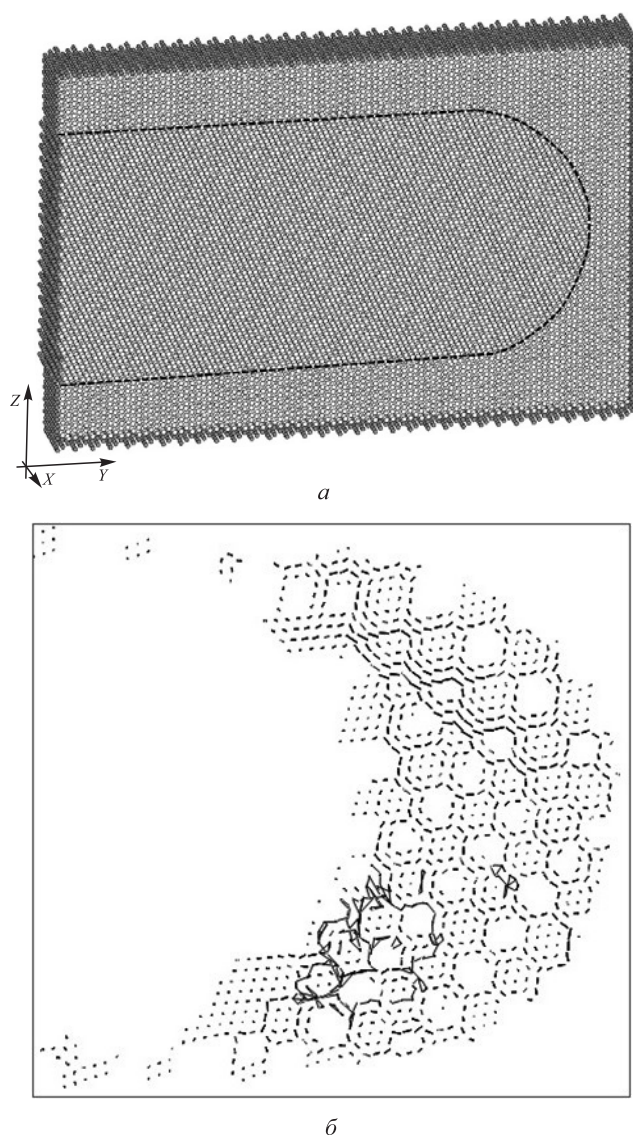


Рис. 1. Расчетная ячейка для моделирования миграции границы наклона $\langle 110 \rangle$ (а) и атомные смещения (показаны только те, которые больше 0,08 нм) в процессе миграции границы наклона $\langle 110 \rangle$ с углом разориентации 15° в аустените в течение 3000 пс при температуре 1600 К (б)

Fig. 1. Calculated cell for modeling migration of $\langle 110 \rangle$ tilt boundaries (a) and atomic displacements (shown only by those who more than 0.08 nm) in the process of migration of $\langle 110 \rangle$ tilt boundary with orientation angle of 15° in austenite during 3000 PS at 1600 K (b)

границы ячейки были жестко закреплены для фиксации заданной разориентации зерен (атомы окрашены в темно-серый цвет на рис. 1, а) оставались неподвижными в процессе компьютерного эксперимента.

Для описания взаимодействий атомов в аустените был взят известный и испытанный ЕАМ потенциал Лау [26]. В частности, в работе [27] он был детально апробирован при описании структурных, энергетических и упругих характеристик аустенита. Для описания взаимодействий атомов примесей легких элементов с атомами металла и атомов примесей друг с другом использовали парные потенциалы Морзе [28]. Оба

потенциала хорошо зарекомендовали себя в ряде расчетов, выполненных методом молекулярной динамики [28 – 30]. Параметры потенциалов для описания взаимодействий примесных атомов углерода и кислорода с атомами железа были взяты из работ [26, 28], где они были найдены с учетом эмпирических зависимостей и известных характеристик (таких как температура плавления или разложения соответствующего химического соединения металла с легким элементом, энергия активации диффузии примесного атома в кристаллической решетке металла). Для описания взаимодействий атомов примеси друг с другом в металлах в работе [28] за основу были взяты потенциалы, предложенные другими авторами. Для связи С–С парный потенциал, взятый из работы [31], был трансформирован в потенциал Морзе. Для связи О–О был применен потенциал из работы [32].

Примесные атомы вводили в расчетную ячейку, содержащую границу зерен, случайно в октаэдрические пустоты. Как известно, примесные атомы легких элементов (таких как углерод и кислород) располагаются в ГЦК решетке металлов в октаэдрических пустотах [8]. Моделирование миграции границ наклона $\langle 110 \rangle$ проводили при температуре 1600 К. Выбор температуры вблизи верхней границы существования чистого аустенита обусловлен тем, что при такой температуре скорость миграции границ наибольшая.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 2 показаны зависимости энергии E границ наклона $\langle 110 \rangle$ и скорости v их миграции при температуре 1600 К от угла разориентации θ . Рассматривали углы от 0 до 45° . Энергию границ рассчитывали как отношение разности энергий расчетной ячейки с границей и идеального кристалла с таким же количеством атомов к площади границы. Перед расчетом энергии проводили релаксацию структуры ячейки. Полученные значения хорошо согласуются с результатами других авторов [20, 21].

Малоугловые границы наклона $\langle 110 \rangle$ уникальны по сравнению с другими границами наклона: зернограницные дислокации в таких границах представляют собой обычные идеальные краевые дислокации с прямыми ядрами, не содержащими изломов (ступенек) на них. На границах наклона с другими осями разориентации, например $\langle 111 \rangle$ и $\langle 100 \rangle$, зернограницные дислокации более сложные: как правило, парные (в одном ядре объединяются дислокации из двух разных наборов с разными плоскостями скольжения) и содержат геометрически обязательные изломы [6, 7]. Дислокации в границах наклона $\langle 110 \rangle$ не имеют изломов и содержат меньше свободного объема, их энергия существенно ниже энергии границ $\langle 111 \rangle$ и $\langle 100 \rangle$ при тех же углах разориентации (рис. 2, а).

Миграция границ $\langle 110 \rangle$ происходила почти на порядок медленнее, чем границ $\langle 111 \rangle$ и $\langle 100 \rangle$ [7] (рис. 2, б).

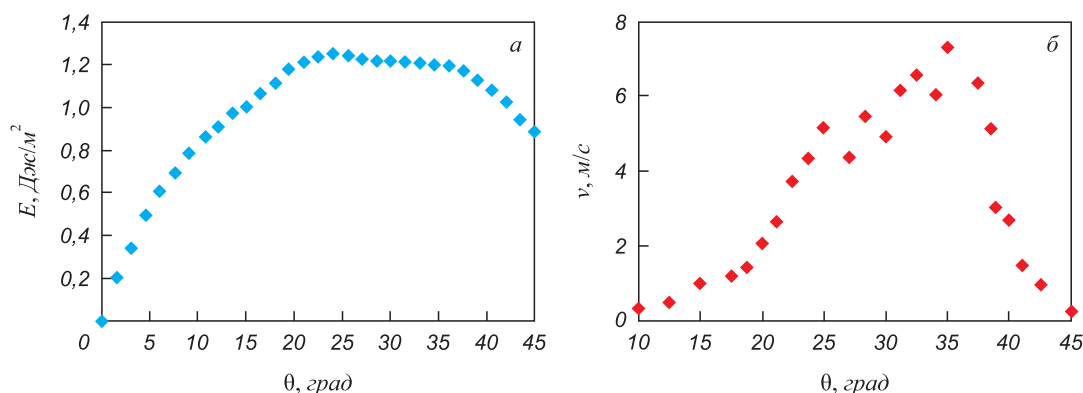


Рис. 2. Энергия границ наклона <110> (а) и скорость их миграции (б) при температуре 1600 К в зависимости от угла разориентации θ в аустените

Fig. 2. Energy of <110> tilt boundaries (a) and their migration rate (b) at 1600 K depending on orientation angle θ in austenite

Очевидно, это связано с относительно низкой энергией границ <110>. При близких условиях, температуре и размере расчетной ячейки, скорость миграции границ <111> и <100> с углом разориентации более 30° для никеля в работе [7] составляла примерно 30–35 м/с. Пик скорости миграции границ <110> наблюдали для большеугловых границ в диапазоне углов от 22 до 37° (рис. 2, б). Далее скорость снова уменьшалась, снижаясь почти до нуля при угле разориентации 45°.

В результате миграции границ наклона <110> траектории смещений атомов образовывали «сетки» (рис. 1, б), похожие на те, которые формировались при миграции границ <111> и <100> в работах [6, 7]. Во время миграции границы в зерне, в сторону которого происходила миграция, образовывались области одинаковой формы, упорядоченно повернутые на угол разориентации, размер которых в случае малоугловых границ зависел от расстояния между соседними зернограницными дислокациями. Форма этих ячеек сетки определяется кристаллографией, в случае границ <110> они имеют почти шестиугольную форму. Следует отметить, что характер атомных смещений в границах зерен <110> такой же, как и для границ <111> и <100> [6, 7]. Во всех случаях миграция происходила посредством кооперативных сдвигов в результате согласованного скольжения зернограницных дислокаций. Переползание дислокаций, вызванное, например, диффузией, согласно проведенным исследованиям практически не вносит вклад в механизм миграции границ.

Введение примесных атомов углерода и кислорода приводило к значительному снижению скорости миграции границ зерен, что, очевидно, связано с высокими энергиями связи примесных атомов с ними. На рис. 3 показаны зависимости скорости v миграции границ наклона <110> с углом разориентации 35° при температуре 1600 К от концентрации примесных атомов в γ -железе.

Влияние примесей на миграцию границ в аустените оказалось сильнее, чем в изученных ранее никеле и тем более в серебре, что объясняется сравнительно

низким значением электроотрицательности атомов железа (1,83) по сравнению с никелем (1,91) и серебром (1,93). Для γ -железа были получены и большие значения энергии связи атомов углерода и кислорода с дислокациями (0,79 и 0,66 эВ соответственно) по сравнению с никелем (0,77 и 0,62 эВ [7]) и тем более серебром (0,30 и 0,10 эВ) [7]. Найденные значения энергии связи хорошо коррелируют с приведенными на рис. 3 зависимостями.

Энергию связи примесного атома с зернограницной дислокацией рассчитывали как разность потенциальной энергии расчетной ячейки, содержащей малоугловую границу <110> и атом примеси в октаэдрической поре кристаллической решетки на таком расстоянии друг от друга, которое исключает взаимодействие дислокации и примесного атома, и потенциальной энергии расчетной ячейки, содержащей атом примеси в ядре дислокации. В обоих случаях перед расчетом энергии

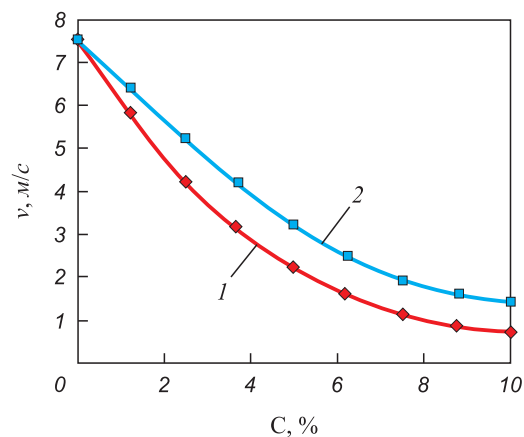


Рис. 3. Зависимости скорости миграции границ наклона <110> с углом разориентации 35° при температуре 1600 К от концентрации примесных атомов углерода (1) и кислорода (2) в аустените

Fig. 3. Dependences of migration rate of <110> tilt boundaries with orientation angle of 35° at 1600 K on concentration of impurity carbon atoms (1) and oxygen (2) in austenite

расчетной ячейки проводили релаксацию структуры, после которой расчетную ячейку охлаждали до 0 К. Позицию примесного атома в ядре дислокации подбирали такой, при которой энергия связи получалась наибольшей, то есть выбиралась энергетически наиболее выгодная позиция примеси в дислокации.

Выводы

Методом молекулярной динамики проведено исследование влияния примесных атомов углерода и кислорода на скорость миграции границ наклона с осью разориентации <110> в γ -железе, имеющем ГЦК кристаллическую решетку. Получены зависимости энергии рассматриваемых границ и скорости их миграции при температуре 1600 К от угла разориентации. Показано, что скорость миграции границ наклона <110> при тех же условиях ниже на порядок скорости миграции границ <111> и <100>, что, в первую очередь, обусловлено сравнительно низкой энергией границ <110>. Кроме того, малоугловые границы наклона <110> являются уникальными по сравнению с другими границами наклона: зернограницные дислокации в них представляют собой обычные полные краевые дислокации с ровными ядрами, не содержащими периодически расположенных на них изломов, как в границах <111> и <100>.

Во время миграции границы в зерне, в сторону которого происходит миграция, образуются области одинаковой формы, упорядоченно повернутые на угол разориентации, размер которых в случае малоугловых границ зависит от расстояния между соседними зернограницными дислокациями. Миграция малоугловых границ, как правило, происходит посредством кооперативных сдвигов в результате согласованного скольжения зернограницных дислокаций. Переползание дислокаций, вызванное диффузией, практически не вносит вклад в механизм миграции границ.

Введение примесных атомов углерода и кислорода приводит к значительному снижению скорости миграции границ зерен. Для примесных атомов углерода и кислорода рассчитаны энергии связи с зернограницными дислокациями в аустените. Полученные значения хорошо коррелируют с зависимостями скорости миграции границ <110> от концентрации примесей. Влияние примесей на миграцию границ в аустените оказалось сильнее, чем в изученных ранее никеле и тем более в серебре, что объясняется сравнительно низким значением электроотрицательности атомов железа по сравнению с никелем и серебром. Более высокое значение энергии связи с дислокациями в аустените и, соответственно, большее влияние на скорость миграции границ зерен получены для атомов углерода.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

- Gottstein G., Shvindlerman L.S. *Grain Boundary Migration in Metals: Thermodynamics, Kinetics, Applications*. 2nd Ed. Boca Raton: CRC Press, 2009. 711 p.
- Balluffi R.W., Cahn J.W. Mechanism for diffusion induced grain boundary migration // *Acta Metallurgica*. 1981. Vol. 29. No. 3. P. 493–500. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(81\)90073-0](https://doi.org/10.1016/0001-6160(81)90073-0)
- Winning M., Rollett A.D., Gottstein G., Srolovitz D.J., Lim A., Shvindlerman L.S. Mobility of low-angle grain boundaries in pure metals // *Philosophical Magazine*. 2010. Vol. 90. No. 22. P. 3107–3128. <https://doi.org/10.1080/14786435.2010.481272>
- Huang Y., Humphreys F.J. Measurements of grain boundary mobility during recrystallization of a single-phase aluminium alloy // *Acta Materialia*. 1999. Vol. 47. No. 7. P. 2259–2268. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(99\)00062-2](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(99)00062-2)
- Huang Y., Humphreys F.J. The effect of solutes on grain boundary mobility during recrystallization and grain growth in some single-phase aluminium alloys // *Materials Chemistry and Physics*. 2012. Vol. 132. No.1. P. 166–174. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2011.11.018>
- Poletaev G., Zorya I., Rakitin R. Molecular dynamics study of migration mechanism of triple junctions of tilt boundaries in fcc metals // *Computational Materials Science*. 2018. Vol. 148. P. 184–189. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2018.02.047>
- Poletaev G.M., Zorya I.V., Starostenkov M.D., Rakitin R.Yu., Tabakov P.Ya. Molecular dynamics simulation of the migration of tilt grain boundaries in Ni and Ni₃Al // *Journal of Experimental and Theoretical Physics*. 2019. Vol. 128. No. 1. P. 88–93. <https://doi.org/10.1134/S1063776118120087>
- Goldschmidt H.J. *Interstitial Alloys*. London: Butterworths, 1967. 640 p.
- Аверин В.В., Ревякин А.В., Федорченко В.И. Азот в металлах. М.: Металлургия, 1976. 224 с.
- Gottstein G., Shvindlerman L.S. *Grain Boundary Migration in Metals: Thermodynamics, Kinetics, Applications*. 2nd Ed. Boca Raton: CRC Press, 2009. 711 p.
- Balluffi R.W., Cahn J.W. Mechanism for diffusion induced grain boundary migration. *Acta Metallurgica*. 1981, vol. 29, no. 3, pp. 493–500. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(81\)90073-0](https://doi.org/10.1016/0001-6160(81)90073-0)
- Winning M., Rollett A.D., Gottstein G., Srolovitz D.J., Lim A., Shvindlerman L.S. Mobility of low-angle grain boundaries in pure metals. *Philosophical Magazine*. 2010, vol. 90, no. 22, pp. 3107–3128. <https://doi.org/10.1080/14786435.2010.481272>
- Huang Y., Humphreys F.J. Measurements of grain boundary mobility during recrystallization of a single-phase aluminium alloy. *Acta Materialia*. 1999, vol. 47, no. 7, pp. 2259–2268. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(99\)00062-2](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(99)00062-2)
- Huang Y., Humphreys F.J. The effect of solutes on grain boundary mobility during recrystallization and grain growth in some single-phase aluminium alloys. *Materials Chemistry and Physics*. 2012, vol. 132, no. 1, pp. 166–174. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2011.11.018>
- Poletaev G., Zorya I., Rakitin R. Molecular dynamics study of migration mechanism of triple junctions of tilt boundaries in fcc metals. *Computational Materials Science*. 2018, vol. 148, pp. 184–189. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2018.02.047>
- Poletaev G.M., Zorya I.V., Starostenkov M.D., Rakitin R.Yu., Tabakov P.Ya. Molecular dynamics simulation of the migration of tilt grain boundaries in Ni and Ni₃Al. *Journal of Experimental and Theoretical Physics*. 2019, vol. 128, no. 1, pp. 88–93. <https://doi.org/10.1134/S1063776118120087>
- Goldschmidt H.J. *Interstitial Alloys*. London: Butterworths, 1967, 640 p.
- Averin V.V., Revyakin A.V., Fedorchenko V.I. *Nitrogen in Metals*. Moscow: Metallurgiya, 1976, 224 p. (In Russ.).

10. De Castro C.L., Mitchell B.S. Crystal growth kinetics of nanocrystalline aluminum prepared by mechanical attrition in nylon media // *Materials Science and Engineering: A*. 2005. Vol. 396. No. 1-2. P. 124–128. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.01.008>
11. Iwanciw J., Podorska D., Wypartowicz J. Simulation of oxygen and nitrogen removal from steel by means of titanium and aluminum // *Archives of Metallurgy and Materials*. 2011. Vol. 56. No. 3. P. 635–644. <https://doi.org/10.2478/v10172-011-0069-x>
12. Lücke K., Detert K. A quantitative theory of grain-boundary motion and recrystallization in metals in the presence of impurities // *Acta Metallurgica*. 1957. Vol. 5. No. 11. P. 628–637. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(57\)90109-8](https://doi.org/10.1016/0001-6160(57)90109-8)
13. Sursaeva V., Zieba P. Diffusion impurity drag of twin grain boundaries and triple junctions motion in zinc // *Defect and Diffusion Forum*. 2005. Vol. 237–240. P. 578–583. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/DDF.237-240.578>
14. Veiga R.G.A., Goldenstein H., Perez M., Becquart C.S. Monte Carlo and molecular dynamics simulations of screw dislocation locking by Cottrell atmospheres in low carbon Fe–C alloys // *Scripta Materialia*. 2015. Vol. 108. P. 19–22. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2015.06.012>
15. Карькина Л.Е., Карькин И.Н., Яковлева И.Л., Зубкова Т.А. Моделирование диффузии углерода вблизи дислокации $b/2[010](001)$ в цементите // *Физика металлов и металловедение*. 2013. Т. 114. № 2. С. 172–178. <https://doi.org/10.7868/S0015323013020095>
16. Atrens A. Dependence of the pinning point dislocation interaction energy on the dislocation structure in zirconium oxygen alloys // *Scripta Metallurgica*. 1974. Vol. 8. No. 4. P. 401–412. [https://doi.org/10.1016/0036-9748\(74\)90146-X](https://doi.org/10.1016/0036-9748(74)90146-X)
17. Poletaev G.M., Zorya I.V., Rakitin R.Y., Iliina M.A., Starostenkov M.D. Effect of carbon and oxygen impurity atoms on the migration rate of tilt boundaries in fcc metals: A molecular dynamics simulation // *Letters on Materials*. 2019. Vol. 9. No. 4. P. 391–394. <https://doi.org/10.22226/2410-3535-2019-4-391-394>
18. Li J., Dillon S.J., Rohrer G.S. Relative grain boundary area and energy distributions in nickel // *Acta Materialia*. 2009. Vol. 57. No. 14. P. 4304–4311. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.06.004>
19. Ratanaphan S., Olmsted D.L., Bulatov V.V., Holm E.A., Rollett A.D., Rohrer G.S. Grain boundary energies in body-centered cubic metals // *Acta Materialia*. 2015. Vol. 88. P. 346–354. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.01.069>
20. Olmsted D.L., Foiles S.M., Holm E.A. Survey of computed grain boundary properties in face-centered cubic metals: I. Grain boundary energy // *Acta Materialia*. 2009. Vol. 57. No. 13. P. 3694–3703. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2009.04.007>
21. Bulatov V.V., Reed B.W., Kumar M. Grain boundary energy function for fcc metals // *Acta Materialia*. 2014. Vol. 65. P. 161–175. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.10.057>
22. Tschopp M.A., Coleman Sh.P., McDowell D.L. Symmetric and asymmetric tilt grain boundary structure and energy in Cu and Al (and transferability to other fcc metals) // *Integrating Materials and Manufacturing Innovation*. 2015. Vol. 4. P. 176–189. <https://doi.org/10.1186/s40192-015-0040-1>
23. Malyar N.V., Grabowski B., Dehm G., Kirchlechner C. Dislocation slip transmission through a coherent $\Sigma 3\{111\}$ copper twin boundary: strain rate sensitivity, activation volume and strength distribution function // *Acta Materialia*. 2018. Vol. 161. P. 412–419. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.09.045>
24. Liang Y., Yang X., Gong M., Liu G., Liu Q., Wang J. Interactions between dislocations and three-dimensional annealing twins in face centered cubic metals // *Computational Materials Science*. 2019. Vol. 161. P. 371–378. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2019.02.024>
25. Протасова С.Г., Сурсаева В.Г., Швиндлерман Л.С. Исследование движения индивидуальных тройных стыков в алюминии // *Физика твердого тела*. 2003. Т. 45. № 8. С. 1402–1405.
26. Lau T.T., Forst C.J., Lin X., Gale J.D., Yip S., Van Vliet K.J. Many-body potential for point defect clusters in Fe–C alloys // *Physical*
10. De Castro C.L., Mitchell B.S. Crystal growth kinetics of nanocrystalline aluminum prepared by mechanical attrition in nylon media. *Materials Science and Engineering: A*. 2005, vol. 396, no. 1-2, pp. 124–128. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.01.008>
11. Iwanciw J., Podorska D., Wypartowicz J. Simulation of oxygen and nitrogen removal from steel by means of titanium and aluminum. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2011, vol. 56, no. 3, pp. 635–644. <https://doi.org/10.2478/v10172-011-0069-x>
12. Lücke K., Detert K. A quantitative theory of grain-boundary motion and recrystallization in metals in the presence of impurities. *Acta Metallurgica*. 1957, vol. 5, no. 11, pp. 628–637. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(57\)90109-8](https://doi.org/10.1016/0001-6160(57)90109-8)
13. Sursaeva V., Zieba P. Diffusion impurity drag of twin grain boundaries and triple junctions motion in zinc. *Defect and Diffusion Forum*. 2005, vol. 237–240, pp. 578–583. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/DDF.237-240.578>
14. Veiga R.G.A., Goldenstein H., Perez M., Becquart C.S. Monte Carlo and molecular dynamics simulations of screw dislocation locking by Cottrell atmospheres in low carbon Fe–C alloys. *Scripta Materialia*. 2015, vol. 108, pp. 19–22. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2015.06.012>
15. Kar'kina L.E., Kar'kin I.N., Yakovleva I.L., Zubkova T.A. Computer simulation of carbon diffusion near $b/2[010](001)$ dislocation in cementite. *Physics of Metals and Metallography*. 2013, vol. 114, no. 2, pp. 155–161. <https://doi.org/10.1134/S0031918X13020099>
16. Atrens A. Dependence of the pinning point dislocation interaction energy on the dislocation structure in zirconium oxygen alloys. *Scripta Metallurgica*. 1974, vol. 8, no. 4, pp. 401–412. [https://doi.org/10.1016/0036-9748\(74\)90146-X](https://doi.org/10.1016/0036-9748(74)90146-X)
17. Poletaev G.M., Zorya I.V., Rakitin R.Y., Iliina M.A., Starostenkov M.D. Effect of carbon and oxygen impurity atoms on the migration rate of tilt boundaries in fcc metals: A molecular dynamics simulation. *Letters on Materials*. 2019, vol. 9, no. 4, pp. 391–394. <https://doi.org/10.22226/2410-3535-2019-4-391-394>
18. Li J., Dillon S.J., Rohrer G.S. Relative grain boundary area and energy distributions in nickel. *Acta Materialia*. 2009, vol. 57, no. 14, pp. 4304–4311. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.06.004>
19. Ratanaphan S., Olmsted D.L., Bulatov V.V., Holm E.A., Rollett A.D., Rohrer G.S. Grain boundary energies in body-centered cubic metals. *Acta Materialia*. 2015, vol. 88, pp. 346–354. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.01.069>
20. Olmsted D.L., Foiles S.M., Holm E.A. Survey of computed grain boundary properties in face-centered cubic metals: I. Grain boundary energy. *Acta Materialia*. 2009, vol. 57, no. 13, pp. 3694–3703. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2009.04.007>
21. Bulatov V.V., Reed B.W., Kumar M. Grain boundary energy function for fcc metals. *Acta Materialia*. 2014, vol. 65, pp. 161–175. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.10.057>
22. Tschopp M.A., Coleman Sh.P., McDowell D.L. Symmetric and asymmetric tilt grain boundary structure and energy in Cu and Al (and transferability to other fcc metals). *Integrating Materials and Manufacturing Innovation*. 2015, vol. 4, pp. 176–189. <https://doi.org/10.1186/s40192-015-0040-1>
23. Malyar N.V., Grabowski B., Dehm G., Kirchlechner C. Dislocation slip transmission through a coherent $\Sigma 3\{111\}$ copper twin boundary: strain rate sensitivity, activation volume and strength distribution function. *Acta Materialia*. 2018, vol. 161, pp. 412–419. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.09.045>
24. Liang Y., Yang X., Gong M., Liu G., Liu Q., Wang J. Interactions between dislocations and three-dimensional annealing twins in face centered cubic metals. *Computational Materials Science*. 2019, vol. 161, pp. 371–378. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2019.02.024>
25. Protasova S.G., Sursaeva V.G., Shvindlerman L.S. Study of the motion of individual triple junctions in aluminum. *Physics of the Solid State*. 2003, vol. 45, no. 8, pp. 1471–1474. <https://doi.org/10.1134/1.1602881>
26. Lau T.T., Forst C.J., Lin X., Gale J.D., Yip S., Van Vliet K.J. Many-body potential for point defect clusters in Fe–C alloys. *Physical Re-*

- Review Letters. 2007. Vol. 98. Article 215501.
<https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.98.215501>
27. Oila A., Bull S.J. Atomistic simulation of Fe–C austenite // *Computational Materials Science*. 2009. Vol. 45. No. 2. P. 235–239.
<https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2008.09.013>
 28. Poletaev G.M., Zorya I.V., Rakitin R.Y., Iliina M.A. Interatomic potentials for describing impurity atoms of light elements in fcc metals // *Materials Physics and Mechanics*. 2019. Vol. 42. No. 4. P. 380–388. http://dx.doi.org/10.18720/MPM.4242019_2
 29. Poletaev G.M., Novoselova D.V., Zorya I.V., Starostenkov M.D. Formation of the excess free volume in triple junctions during nickel crystallization // *Physics of the Solid State*. 2018. Vol. 60. No. 5. P. 847–851. <https://doi.org/10.1134/S1063783418050244>
 30. Poletaev G.M., Zorya I.V. Influence of light impurities on the crystal-melt interface velocity in Ni and Ag. Molecular dynamics simulation // *Technical Physics Letters*. 2020. Vol. 46. No. 6. P. 575–578. <http://dx.doi.org/10.1134/S1063785020060231>
 31. Ruda M., Farkas D., Garcia G. Atomistic simulations in the Fe–C system // *Computational Materials Science*. 2009. Vol. 45. No. 2. P. 550–560. <http://dx.doi.org/10.1016/j.commatsci.2008.11.020>
 32. Vashishta P., Kalia R.K., Nakano A., Rino J.P. Interaction potentials for alumina and molecular dynamics simulations of amorphous and liquid alumina // *Journal of Applied Physics*. 2008. Vol. 103. Article 083504. <https://doi.org/10.1063/1.2901171>
 - view Letters. 2007, vol. 98, article 215501.
<https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.98.215501>
 27. Oila A., Bull S.J. Atomistic simulation of Fe–C austenite. *Computational Materials Science*. 2009, vol. 45, no. 2, pp. 235–239.
<https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2008.09.013>
 28. Poletaev G.M., Zorya I.V., Rakitin R.Y., Iliina M.A. Interatomic potentials for describing impurity atoms of light elements in fcc metals. *Materials Physics and Mechanics*. 2019, vol. 42, no. 4, pp. 380–388. http://dx.doi.org/10.18720/MPM.4242019_2
 29. Poletaev G.M., Novoselova D.V., Zorya I.V., Starostenkov M.D. Formation of the excess free volume in triple junctions during nickel crystallization. *Physics of the Solid State*. 2018, vol. 60, no. 5, pp. 847–851. <https://doi.org/10.1134/S1063783418050244>
 30. Poletaev G.M., Zorya I.V. Influence of light impurities on the crystal-melt interface velocity in Ni and Ag. Molecular dynamics simulation. *Technical Physics Letters*. 2020, vol. 46, no. 6, pp. 575–578. <http://dx.doi.org/10.1134/S1063785020060231>
 31. Ruda M., Farkas D., Garcia G. Atomistic simulations in the Fe–C system. *Computational Materials Science*. 2009, vol. 45, no. 2, pp. 550–560. <http://dx.doi.org/10.1016/j.commatsci.2008.11.020>
 32. Vashishta P., Kalia R.K., Nakano A., Rino J.P. Interaction potentials for alumina and molecular dynamics simulations of amorphous and liquid alumina. *Journal of Applied Physics*. 2008, vol. 103, article 083504. <https://doi.org/10.1063/1.2901171>

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Ирина Васильевна Зоря, к.т.н., доцент, заведующий кафедрой теплогазоводоснабжения, водоотведения и вентиляции, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0001-5748-813X
E-mail: zorya.i@mail.ru

Irina V. Zorya, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Head of the Chair of Heat-Gas-Water-Supply, Water Disposal and Ventilation, Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0001-5748-813X
E-mail: zorya.i@mail.ru

Геннадий Михайлович Поletaев, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой высшей математики и математического моделирования, Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова
ORCID: 0000-0002-5252-2455
E-mail: gmpoletaev@mail.ru

Gennadii M. Poletaev, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Head of the Chair of Advanced Mathematics and Mathematical Modeling, Polzunov Altai State Technical University
ORCID: 0000-0002-5252-2455
E-mail: gmpoletaev@mail.ru

Роман Юрьевич Ракитин, к.ф.-м.н., доцент, директор колледжа, Алтайский государственный университет
ORCID: 0000-0002-6341-2761
E-mail: gmpoletaev@mail.ru

Roman Yu. Rakitin, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Assist. Prof., Director of College, Altai State University
ORCID: 0000-0002-6341-2761
E-mail: gmpoletaev@mail.ru

ВКЛАД АВТОРОВ

CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

И. В. Зоря – постановка задачи, анализ литературных источников, обработка результатов и написание основного текста статьи.

I.V. Zorya – problem statement, analysis of literary sources, processing of results and writing the main text of the article.

Г. М. Поletaев – постановка задачи и разработка компьютерной модели, анализ литературных источников, обработка результатов, редактирование финальной версии статьи.

G.M. Poletaev – problem statement and development of a computer model, analysis of literary sources, processing of results, editing of the final text.

Р. Ю. Ракитин – создание компьютерной модели, проведение расчетов и получение результатов, получение рисунков и графиков для статьи.

R.Yu. Rakitin – creation of a computer model, carrying out calculations and obtaining results, obtaining drawings and graphs.

Поступила в редакцию 25.09.2021
После доработки 28.10.2021
Принята к публикации 28.10.2021

Received 25.09.2021
Revised 28.10.2021
Accepted 28.10.2021



Оригинальная статья

УДК 621.791.011

DOI 10.17073/0368-0797-2022-2-113-119



ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ АРКТИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

М. А. Шекшеев, Е. Н. Ширяева, С. В. Михайлицын,
А. Б. Сычков, А. Н. Емелюшин

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова (Россия, 455000, Челябинская обл., Магнитогорск, пр. Ленина, 38)

Аннотация. Работа посвящена исследованиям по установлению причин образования трещин в сварных соединениях высокопрочной стали арктического назначения на основе изучения структуры и механических свойств металла шва и зоны термического влияния. Потребителями машиностроительной продукции предъявляются все более высокие требования к сварным соединениям металлоконструкций. Это обуславливает необходимость применения для их производства проката из сталей, которые обладают повышенными механическими и специальными свойствами. В работе показано, что при сварке сталей типа MAGSTRONG W700 в локальных участках сварных соединений наблюдается образование трещин. Установлено, что структура металла шва сварных соединений стали MAGSTRONG W700 характеризуется наличием столбчатых кристаллов с твердостью 312 – 323 HV. Структура металла на участке перегрева зоны термического влияния характеризуется наличием укрупненного первичного зерна, а также пакетными образованиями бейнита и бейнито-мартенсита с твердостью 338 – 352 HV. Уровень временного сопротивления разрыву металла зоны термического влияния составляет 618 – 627 МПа. В зависимости от температуры испытания, значения ударной вязкости металла зоны термического влияния изменяются от 62 до 86 Дж/см². Сталь MAGSTRONG W700 обладает хорошей сопротивляемостью к образованию горячих трещин при сварке ($UCS = 20,3$), однако имеет повышенную склонность к образованию холодных трещин ($C_{эв} \geq 0,48$). Анализ полученных данных показал, что разрушение сварных соединений исследуемой стали происходит по причине ее неудовлетворительной свариваемости. Такая свариваемость обусловлена сложной химической композицией, а также целой совокупностью факторов (таких как формирование неблагоприятных структур в металле сварных соединений при воздействии термических циклов сварки, сложная картина сварочных напряжений, уровень которых превышает временное сопротивление разрыву металла). Структура металла шва имеет крупнокристаллическое строение, что значительно ослабляет соединение.

Ключевые слова: высокопрочная сталь, сварной шов, зона термического влияния, свариваемость, холодные трещины, горячие трещины, структура металла, механические свойства

Финансирование: Работа выполнена в рамках государственной поддержки молодых российских ученых – гранта Президента РФ (№ МК-3849.2021.4).

Для цитирования: Шекшеев М.А., Ширяева Е.Н., Михайлицын С.В., Сычков А.Б., Емелюшин А.Н. Исследование структуры и механических свойств сварных соединений высокопрочной низколегированной стали арктического назначения // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 2. С. 113–119. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-2-113-119>

Original article

STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF WELDED JOINTS OF HIGH-STRENGTH LOW-ALLOY STEEL FOR ARCTIC PURPOSES

M. A. Sheksheev, E. N. Shiryaeva, S. V. Mikhailitsyn,
A. B. Sychkov, A. N. Emelyushin

Nosov Magnitogorsk State Technical University (38 Lenina Ave., Magnitogorsk, Chelyabinsk Region 455000, Russian Federation)

Abstract. The work is devoted to the research of cracks causes in welded joints of high-strength steel for arctic purposes based on the study of the structure and mechanical properties of the weld metal and the zone of thermal influence. Consumers of machine-building products make increasingly high demands on welded joints of metal structures. This necessitates the use of rolled steels for their production, which have increased mechanical and

special properties. When welding MAGSTRONG W700 type steels, cracks are observed in local sections of welded joints. It was established that the structure of the weld metal of welded joints of MAGSTRONG W700 steel is characterized by the presence of columnar crystals with a hardness of 312 – 323 HV. The metal structure in the overheating area of thermal influence zone is characterized by the presence of enlarged primary grain, as well as batch formations of bainite and bainite-martensite with hardness of 338 – 352 HV. The level of temporary resistance to rupture of the metal in thermal influence zone is 618 – 627 MPa. Depending on the test temperature, values of the impact strength of the metal in thermal influence zone vary from 62 to 86 J/cm². MAGSTRONG W700 steel has good resistance to the formation of hot cracks during welding ($UCS = 20,3$), however, it has an increased tendency to form cold cracks ($C_E = 0,48$). Analysis of the data obtained showed that destruction of welded joints of the studied steel occurs due to its unsatisfactory weldability. Such weldability is due to a complex chemical composition, as well as a whole set of factors (such as the formation of unfavorable structures in the metal of welded joints under the influence of thermal welding cycles, a complex picture of welding stresses, the level of which exceeds the temporary resistance to metal rupture). Also, the structure of the weld metal has a large-crystalline structure, which significantly weakens the connection.

Keywords: high-strength steel, welded joint, thermal influence zone, weldability, cold cracks, hot cracks, metal structure, mechanical properties

Funding: The work was supported by a grant of the President of the Russian Federation (No. MK-3849.2021.4).

For citation: Shekshееv M.A., Shiryayeva E.N., Mikhailitsyn S.V., Sychkov A.B., Emelyushin A.N. Structure and mechanical properties of welded joints of high-strength low-alloy steel for arctic purposes. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 2, pp. 113–119. (In Russ.).

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-2-113-119>

ВВЕДЕНИЕ

Заказчиками и потребителями машиностроительной продукции предъявляются все более высокие требования к сварным соединениям металлоконструкций [1 – 5]. Это обуславливает необходимость применения для производства металлоконструкций проката из сталей, которые обладают повышенными механическими и специальными свойствами [6 – 9].

Потребность рынка в высококачественных материалах обусловила необходимость разработки новых сталей, которые могут обеспечить комплекс высоких эксплуатационных свойств. В частности, был разработан широкий спектр сталей типа MAGSTRONG [10, 11].

Для изготовления ответственных сварных конструкций, работающих в условиях крайнего севера и Арктики, предназначена сталь типа MAGSTRONG W700 [12 – 15]. Эта сталь относится к группе низколегированных высокопрочных сталей с дополнительным микролегированием карбидо- и нитридообразующими элементами.

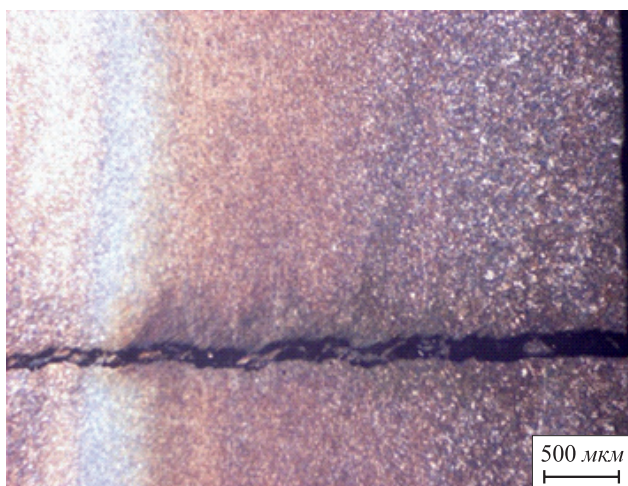


Рис. 1. Поперечная трещина, направленная прямолинейно в глубь металла

При изготовлении элементов кузова карьерного самосвала, выполненного из стали MAGSTRONG W700, происходит неоднократное растрескивание сварных соединений в течение первых суток после проведения сварочных работ. Поперечные (рис. 1) и продольные трещины образуются в зоне термического влияния (ЗТВ) на границах основного металла и металла шва.

Учитывая вышеизложенное, целью настоящей работы является установление причин образования трещин в сварных соединениях стали типа MAGSTRONG W700 на основе изучения структуры и механических свойств металла шва и ЗТВ, и аналитической оценки склонности стали к образованию трещин при сварке.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследования выполнялись на фрагментах проката из стали MAGSTRONG W700 толщиной 15 мм. Исследуемая сталь содержит, % (по массе): 0,08 C; 0,30 Si; 0,65 Mn; 0,005 S; 0,012 P; 0,45 Cr; 1,65 Ni; 0,40 Cu; 0,30 Mo; 0,001 Ti; 0,02 Nb; 0,005 V; 0,007 N; 0,02 Al.

Механические свойства исследуемой стали MAGSTRONG W700 (по данным изготовителя): временное сопротивление (σ_B) 750 – 950 МПа; предел текучести (σ_T) 700 МПа; ударная вязкость KCV_{-70} 50 Дж/см²; относительное удлинение δ_5 14 %.

В состоянии поставки сталь имеет структуру бейнита (рис. 2) с твердостью по Виккерсу 330 – 336 HV.

Образцы проката размерами 330×100×15 мм с V-образной разделкой сваривали между собой дуговыми способами. Корень шва выполнялся покрытыми электродами марки АНО-25 диам. 3,0 мм на токе 80 – 100 А обратной полярности в нижнем положении. Заполнение разделки шва и его облицовка выполнялась сварочной проволокой Св-10ГН диам. 1,2 мм на токе 150 – 200 А обратной полярности, в среде защитного газа (18 % Ar + 82 % CO₂), в нижнем положении.

Микроструктурный анализ выполняли на поперечных травленых шлифах сварных соединений, на световом микроскопе Olympus GX 71.

Fig. 1. Transverse crack, directed in a straight line deep into the metal

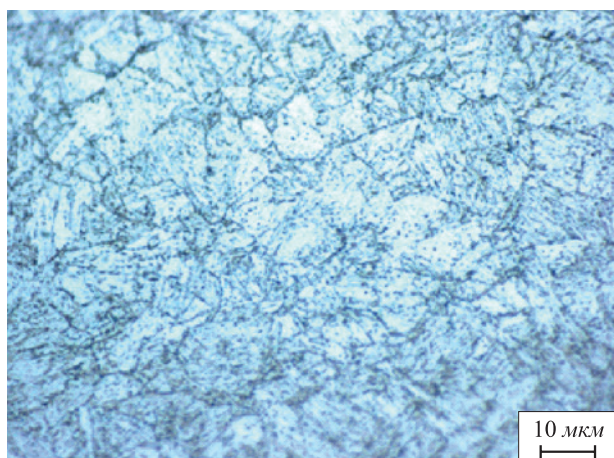


Рис. 2. Микроструктура стали MAGSTRONG W700 в состоянии поставки

Fig. 2. Microstructure of MAGSTRONG W700 steel in the delivery state

Испытания на статическое растяжение металла сварных соединений проводили согласно ГОСТ 6996 – 66. Испытания проводили на универсальной испытательной машине Zwick/Roell Z 250.

Ударную вязкость металла шва и ЗТВ определяли на образцах Шарпи с V-образным надрезом. Образцы вырезали согласно схемам, представленным в ГОСТ 6996 – 66. Дно надреза располагалось в металле участка перегрева ЗТВ и металле шва. Испытания проводили на маятниковом копре фирмы Zwick/Roell RK 450 при температуре образцов –20, –40 и –70 °С. Охлаждение образцов выполняли в жидкостном термостате, в среде этилового спирта.

Твердость измеряли по методу Виккерса согласно ГОСТ 2999 – 75 с помощью универсального прибора Zwick/Roell ZHU 3000 top.

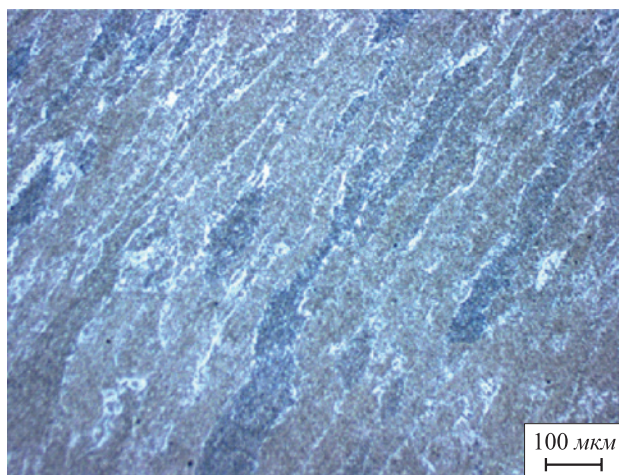


Рис. 3. Структура металла шва (столбчатые кристаллы) стали MAGSTRONG W700

Fig. 3. Structure of the weld metal (columnar crystals) of MAGSTRONG W700 steel

Склонность стали исследуемого состава к образованию горячих и холодных трещин оценивали на основе решения ряда параметрических уравнений. Склонность к образованию горячих трещин оценивали на основе определения параметра UCS в соответствии с европейским стандартом «EN 1011–2: 2001»:

$$UCS = 230C + 190S + 75P + 45Nb + 12,3Si - 5,4 Mn - 1, \quad (1)$$

где C, S, P, Nb, Si, Mn – массовые доли в стали углерода, серы, фосфора, ниобия, кремния, марганца, %.

Склонность стали к образованию холодных трещин при воздействии сварочного нагрева оценивали на основе расчета параметров углеродного эквивалента $C_{\text{ЭКВ}}$:

$$C_{\text{ЭКВ}} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15}; \quad (2)$$

$$C_{\text{ЭКВ}} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + \Sigma(V + Ti + Nb)}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} + 15B. \quad (3)$$

где C, Mn, Cr, Mo, V, Ni, Cu, Ti, Nb, B – массовые доли в стали углерода, марганца, хрома, молибдена, ванадия, никеля, меди, титана, ниобия, бора, %.

Формула (2) рекомендована «Международным институтом сварки», а формула (3) предназначена для низкоуглеродистых сталей с дополнительным микролегированием [16, 17].

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Металлографический анализ показал, что металл шва характеризуется наличием столбчатых кристаллов с твердостью 312 – 323 HV, ориентированных перпендикулярно к плоскости теплоотвода (рис. 3). Соединение имеет достаточно четкую границу между основным и наплавленным металлом (рис. 4), зона сплавления представлена частично оплавившимися зернами основного металла, переходящими к дендроидной структуре металла шва. Участок перегрева ЗТВ характеризуется укрупненным первичным зерном, а также наличием характерных пакетных образований структур бейнита и бейнито-мартенсита с твердостью 338 – 352 HV (рис. 4, 5). Считается, что именно на этом участке сварных соединений низкоуглеродистых, низколегированных сталей наблюдается наиболее низкий уровень механических свойств [18, 19].

Сравнительные механические испытания показали, что прочностные свойства металла ЗТВ сварных соединений значительно уступают свойствам основного металла. Так, временное сопротивление разрыву металла ЗТВ находится в диапазоне 618 – 627 МПа, при этом временное сопротивление разрыву основно-

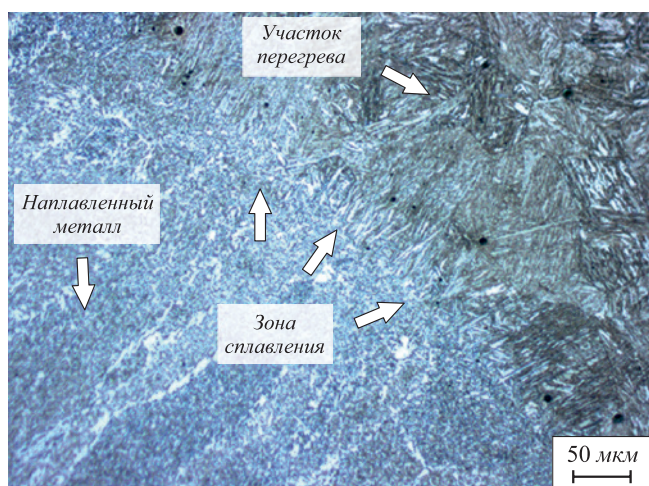


Рис. 4. Структура сварного соединения стали MAGSTRONG W700 (наплавленный металл – зона сплавления – участок перегрева ЗТВ)

Fig. 4. Structure of the welded joint of MAGSTRONG W700 steel (weld metal – fusion zone – superheat section of thermal influence zone)

го металла находится на уровне 842 – 868 МПа. Значения предела текучести металла ЗТВ также на порядок ниже (507 – 521 МПа), чем у основного металла (814 – 828 МПа). Результаты сравнительных испытаний на статическое растяжение основного металла и сварного соединения (разрыв по ЗТВ) стали MAGSTRONG W700 (временное сопротивление σ_b , предел текучести σ_T , относительное удлинение δ_5) приведены ниже:

Образец	σ_b , МПа	σ_T , МПа	δ_5 , мм
Основной металл	842 – 868	814 – 828	16,0
Сварное соединение	618 – 627	507 – 521	12,8

Ударная вязкость основного металла снижается при понижении температуры испытания образца (рис. 6) от 194 Дж/см² при –20 °С до 42 Дж/см² при –70 °С. При-

мерно на одном уровне с основным металлом находятся значения KCV металла шва (рис. 6).

Металл ЗТВ имеет более низкое значение ударной вязкости, чем основной металл, однако при понижении температуры испытания ударная вязкость остается практически неизменной ($KCV_{-20} = 62 \div 76$ Дж/см²; $KCV_{-40} = 62 \div 73$ Дж/см²) и даже несколько повышается ($KCV_{-70} = 71 \div 86$ Дж/см²) (рис. 6). Следует отметить, что уровень KCV при температуре испытания –70 °С оказался выше, чем у основного металла. Возможно, это связано с морфологическими особенностями структур, сформировавшихся в ЗТВ, несмотря на рост первичного зерна аустенита продукты его распада имеют дисперсную структуру и обеспечивают достаточно высокий уровень KCV при пониженных температурах испытания.

Аналитическая оценка склонности стали к трещинообразованию показала, что исследуемая сталь по параметру UCS (1) не является склонной к образованию горячих трещин при сварке. Расчетное значение параметра трещиностойкости ($UCS = 20,3$) не превышает критического ($UCS < 30$ – сталь не склонна к горячим трещинам). При этом расчет углеродного эквивалента по формулам (2) и (3) ($C_{эв} = 0,48$ и $C_{эв} = 0,49$) показал, что данная сталь обладает повышенной склонностью к образованию холодных трещин ($C_{эв} \geq 0,45$ – сталь склонна к холодным трещинам [20]).

Анализ данных, полученных на промышленных образцах, и результатов проведенных исследований позволяет заключить следующее: разрушение сварных соединений стали MAGSTRONG W700 происходит по причине неудовлетворительной свариваемости данной стали, обусловленной высокими значениями углеродного эквивалента, а также совокупностью факторов (таких как формирование неблагоприятных структур в металле сварных соединений при воздействии термических циклов сварки, сложная картина сварочных



Рис. 5. Структура металла участка перегрева ЗТВ (бейнит – мартенсит) стали MAGSTRONG W700

Fig. 5. Structure of the metal of thermal influence zone superheat section (bainite-martensite) of MAGSTRONG W700 steel

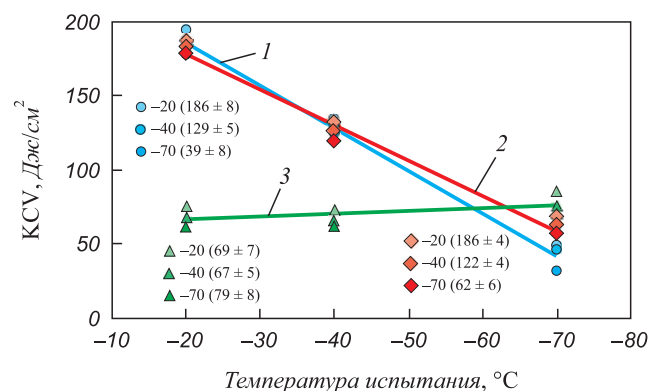


Рис. 6. Ударная вязкость основного металла (1, ●), металла шва (2, ◆) и металла ЗТВ (3, ▲) стали MAGSTRONG W700 при различных температурах испытания

Fig. 6. Impact strength of the base metal (1, ●), of the weld metal (2, ◆) and metal of thermal influence zone (3, ▲) of MAGSTRONG W700 steel at various test temperatures

напряжений, уровень которых превышает временное сопротивление металла).

Выводы

Структура металла шва сварных соединений стали MAGSTRONG W700 характеризуется наличием столбчатых кристаллов с твердостью 312 – 323 HV. Структура металла участка перегрева ЗТВ характеризуется укрупненным первичным зерном, а также наличием пакетных образований бейнита и бейнито-мартенсита с твердостью 338 – 352 HV. Уровень временного со-

противления разрыву металла ЗТВ (618 – 627 МПа) на 200 МПа меньше временного сопротивления основного металла (842 – 868 МПа). Металл ЗТВ имеет более низкую ударную вязкость чем основной, однако при понижении температуры испытания ударная вязкость остается практически неизменной и даже несколько повышается ($KCV_{-20} = 62 \div 76$ Дж/см²; $KCV_{-40} = 62 \div 73$ Дж/см²; $KCV_{-70} = 71 \div 86$ Дж/см²). Сталь MAGSTRONG W700 обладает хорошей сопротивляемостью к образованию горячих трещин при сварке ($UCS = 20,3$), однако имеет повышенную склонность к образованию холодных трещин ($C_{\text{ЭКБ}} \geq 0,48$).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Якушин Б.Ф., Килев В.С., Тихонов В.П., Потапов С.В. О системном подходе к решению проблемы свариваемости хладостойких мостовых сталей // Тяжелое машиностроение. 2018. № 7-8. С. 32–39.
2. Ерофеев В.В., Шарафиев Р.Г., Альмухаметов А.А., Макаров Л.В., Киреев И.Р., Якупов В.М., Игнатьев А.Г., Ерофеев С.В. Оценка долговечности сварных соединений металлоконструкций объектов нефтегазодобывающего комплекса на основе ускоренных испытаний // Оборудование и технологии для нефтегазового комплекса. 2019. № 1 (109). С. 19–22. [https://doi.org/10.33285/1999-6934-2019-1\(109\)-19-22](https://doi.org/10.33285/1999-6934-2019-1(109)-19-22)
3. Ma Q. Microstructure design and properties of X100 gas line pipe // IOP Conference Series: Earth and Environmental Science. 2020. Vol. 585. No. 1. Article 012025. <https://doi.org/10.1088/1755-1315/585/1/012025>
4. Kaçar R., Emre H.E., İşineri A.Ü., Najafiharehtapeh A. Effects of welding methods on the mechanical properties of joining dissimilar steel couple // Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University. 2018. Vol. 33. No. 1. P. 255–265. (In Turk.) <https://doi.org/10.17341/gazimmfd.406797>
5. Староконь И.В., Калашников П.К. Оценка эффективности технологии ремонта сварного соединения «К»-типа морских стационарных платформ с учетом накопленных повреждений // Строительство нефтяных и газовых скважин на суше и на море. 2020. № 4 (328). С. 56–60. [https://doi.org/10.33285/0130-3872-2020-4\(328\)-56-60](https://doi.org/10.33285/0130-3872-2020-4(328)-56-60)
6. Perec A., Musial W., Prazmo J., Sobczak R., Radomska-Zalas A., Bieda A., Nagnajewicz S., Pude F. Multi-criteria optimization of the abrasive waterjet cutting process for the high-strength and wear-resistant steel Hardox 500 // Lecture Notes in Mechanical Engineering. 2021. P. 145–154. https://doi.org/10.1007/978-3-030-53491-2_16
7. Dzioba I., Pala R. Strength and fracture toughness of Hardox-400 steel // Metals. 2019. Vol. 9. No. 5. Article 508. <https://doi.org/10.3390/met9050508>
8. Dzioba I.R., Pała R. Influence of the local stresses and strains at the crack tip on the mechanism of fracture of Hardox-400 steel // Materials Science. 2019. Vol. 55. No. 1-2. P. 345–351. <https://doi.org/10.1007/s11003-019-00308-w>
9. Górka J., Czupryński A., Zuk M., Adamiak M., Kopyś A. Properties and structure of deposited nanocrystalline coatings in relation to selected construction materials resistant to abrasive wear // Materials. 2018. Vol. 11. No. 7. Article 1184. <https://doi.org/10.3390/ma11071184>
10. Полецков П.П., Гушина М.С., Бережная Г.А., Алексеев Д.Ю., Набатчиков Д.Г. Исследование влияния режимов термической обработки на механические свойства высокопрочного листового проката // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2015. № 4. С. 88–92.
11. Gulikov Y.V., Turyshcheva A.V., Vinogradova I.V. Producing steels with special properties using a jet heat treatment system // Key En-
1. Yakushin B.F., Kilev V.S., Tikhonov V.P., Potapov S.V. On system approach to the problem of weldability of cold-resistant bridge steels. *Tyazheloe mashinostroenie*. 2018, vol. 7-8, pp. 32–39. (In Russ.).
2. Erofeev V.V., Sharafiev R.G., Al'mukhametov A.A., Makarov L.V., Kireev I.R., Yakupov V.M., Ignat'ev A.G., Erofeev S.V. Evaluation of metallic structures' welded joints durability at the objects of oil and gas producing complex based on accelerated testing. *Oborudovanie i tekhnologii dlya neftegazovogo kompleksa*. 2019, no. 1 (109), pp. 19–22. (In Russ.). [https://doi.org/10.33285/1999-6934-2019-1\(109\)-19-22](https://doi.org/10.33285/1999-6934-2019-1(109)-19-22)
3. Ma Q. Microstructure design and properties of X100 gas line pipe. *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*. 2020, vol. 585, no. 1, article 012025. <https://doi.org/10.1088/1755-1315/585/1/012025>
4. Kaçar R., Emre H.E., İşineri A.Ü., Najafiharehtapeh A. Effects of welding methods on the mechanical properties of joining dissimilar steel couple. *Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University*. 2018, vol. 33, no. 1, pp. 255–265. (In Turk.) <https://doi.org/10.17341/gazimmfd.406797>
5. Starokon' I.V., Kalashnikov P.K. Efficiency estimation of the technology of “K”-type welded joint repair of marine stationary platforms with account of accumulated damages. *Stroitel'stvo nef'tyanykh i gazovykh skvazhin na sushe i na more*. 2020, no. 4 (328), pp. 56–60. (In Russ.). [https://doi.org/10.33285/0130-3872-2020-4\(328\)-56-60](https://doi.org/10.33285/0130-3872-2020-4(328)-56-60)
6. Perec A., Musial W., Prazmo J., Sobczak R., Radomska-Zalas A., Bieda A., Nagnajewicz S., Pude F. Multi-criteria optimization of the abrasive waterjet cutting process for the high-strength and wear-resistant steel Hardox 500. *Lecture Notes in Mechanical Engineering*. 2021, pp. 145–154. https://doi.org/10.1007/978-3-030-53491-2_16
7. Dzioba I., Pala R. Strength and fracture toughness of Hardox-400 steel. *Metals*. 2019, vol. 9, no. 5, article 508. <https://doi.org/10.3390/met9050508>
8. Dzioba I.R., Pała R. Influence of the local stresses and strains at the crack tip on the mechanism of fracture of Hardox-400 steel. *Materials Science*. 2019, vol. 55, no. 1-2, pp. 345–351. <https://doi.org/10.1007/s11003-019-00308-w>
9. Górka J., Czupryński A., Zuk M., Adamiak M., Kopyś A. Properties and structure of deposited nanocrystalline coatings in relation to selected construction materials resistant to abrasive wear. *Materials*. 2018, vol. 11, no. 7, article 1184. <https://doi.org/10.3390/ma11071184>
10. Poletskov P.P., Gushchina M.S., Berezhnaya G.A., Alekseev D.Yu., Nabatchikov D.G. Effect of heat treatment conditions on mechanical properties of high-strength rolled steel sheet. *Bulletin of Magnitogorsk State Technical University named after G.I. Nosov*. 2015, no. 4, pp. 88–92. (In Russ.).
11. Gulikov Y.V., Turyshcheva A.V., Vinogradova I.V. Producing steels with special properties using a jet heat treatment system. *Key Engi-*

- gineering Materials. 2020. Vol. 854. P. 30–36.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.854.30>
12. Poletskov P.P., Nikitenko O.A., Kuznetsova A.S., Alekseev D.Y. Development of heat treatment modes for novel structural sparingly alloyed high-strength steel for arctic and far north applications // *Metal Science and Heat Treatment*. 2021. Vol. 63. No. 3–4. P. 171–177. <https://doi.org/10.1007/s11041-021-00666-w>
 13. Poleckov P.P., Nikitenko O.A., Kuznetsova A.S. Effects of heat treatment on microstructure parameters, mechanical properties and cold resistance of sparingly alloyed high-strength steel // *Defect and Diffusion Forum*. 2021. Vol. 410. P. 197–202.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/DDF.410.197>
 14. Poletskov P.P., Nikitenko O.A., Kuznetsova A.S., Salganik V.M. The study of transformation kinetics for overcooled austenite of the new high-strength steel with increased cold resistance // *CIS Iron and Steel Review*. 2020. Vol. 19. P. 56–59.
<https://doi.org/10.17580/cisirs.2020.01.11>
 15. Poletskov P.P., Kuznetsova A.S., Nikitenko O.A., Alekseev D.Yu. The study of influence of heat treatment procedures on structure and properties of the new high-strength steel with increased cold resistance // *CIS Iron and Steel Review*. 2020. Vol. 20. P. 50–54.
<https://doi.org/10.17580/cisirs.2020.02.11>
 16. Ефименко Л.А., Елагина О.Ю., Вышемирский Е.М. Особенности подхода к оценке свариваемости низкоуглеродистых высокопрочных трубных сталей // *Сварочное производство*. 2010. № 5. С. 5–11.
 17. Емельюшин А.Н., Сычков А.Б., Шекшеев М.А. Исследование свариваемости высокопрочной трубной стали класса прочности K56 // *Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова*. 2012. № 3 (39). С. 26–30.
 18. Yemelyushin A.N., Sychkov A.B., Manin V.P., Shekshyev M.A. Investigation of the structure and mechanical properties of welded joints in steels of the K56 strength grade in different welding conditions // *Welding International*. 2014. Vol. 28. No. 1. P. 70–74.
<https://doi.org/10.1080/09507116.2013.796658>
 19. Konat L. Structural aspects of execution and thermal treatment of welded joints of Hardox extreme steel // *Metals*. 2019. Vol. 9. No. 9. Article 915. <https://doi.org/10.3390/met9090915>
 20. Сычков А.Б., Емельюшин А.Н., Михайлицын С.В., Шекшеев М.А. Структура и свойства зоны термического влияния сварных соединений трубного листового проката класса прочности K56, K60 // *Сталь*. 2014. № 4. С. 87–89.
 - neering Materials. 2020, vol. 854, pp. 30–36.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.854.30>
 12. Poletskov P.P., Nikitenko O.A., Kuznetsova A.S., Alekseev D.Y. Development of heat treatment modes for novel structural sparingly alloyed high-strength steel for arctic and far north applications. *Metal Science and Heat Treatment*. 2021, vol. 63, no. 3–4, pp. 171–177.
<https://doi.org/10.1007/s11041-021-00666-w>
 13. Poleckov P.P., Nikitenko O.A., Kuznetsova A.S. Effects of heat treatment on microstructure parameters, mechanical properties and cold resistance of sparingly alloyed high-strength steel. *Defect and Diffusion Forum*. 2021, vol. 410, pp. 197–202.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/DDF.410.197>
 14. Poletskov P.P., Nikitenko O.A., Kuznetsova A.S., Salganik V.M. The study of transformation kinetics for overcooled austenite of the new high-strength steel with increased cold resistance. *CIS Iron and Steel Review*. 2020, vol. 19, pp. 56–59.
<https://doi.org/10.17580/cisirs.2020.01.11>
 15. Poletskov P.P., Kuznetsova A.S., Nikitenko O.A., Alekseev D.Yu. The study of influence of heat treatment procedures on structure and properties of the new high-strength steel with increased cold resistance. *CIS Iron and Steel Review*. 2020, vol. 20, pp. 50–54.
<https://doi.org/10.17580/cisirs.2020.02.11>
 16. Efimenko L.A., Elagina O.Yu., Vyshemirskii E.M. Estimation of weldability of low-carbon high-strength pipe steels. *Svarochnoe proizvodstvo*. 2010, no. 5, pp. 5–11. (In Russ.).
 17. Emelyushin A.N., Sychkov A.B., Shekshyev M.A. Weldability of high-strength pipe steel of K56 strength grade. *Bulletin of Magnitogorsk State Technical University named after G.I. Nosov*. 2012, no. 3 (39), pp. 26–30. (In Russ.).
 18. Yemelyushin A.N., Sychkov A.B., Manin V.P., Shekshyev M.A. Investigation of the structure and mechanical properties of welded joints in steels of the K56 strength grade in different welding conditions. *Welding International*. 2014, vol. 28, no. 1, pp. 70–74.
<https://doi.org/10.1080/09507116.2013.796658>
 19. Konat L. Structural aspects of execution and thermal treatment of welded joints of Hardox extreme steel. *Metals*. 2019, vol. 9, no. 9, article 915. <https://doi.org/10.3390/met9090915>
 20. Sychkov A.B., Emelyushin A.N., Mikhailitsyn S.V., Shekshyev M.A. Structure and properties of thermal influence zone of welded joints of pipe sheet of K56, K60 strength grade. *Stal'*. 2014, no. 4, pp. 87–89. (In Russ.).

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Максим Александрович Шекшеев, к.т.н., доцент кафедры «Машины и технологии обработки давлением и машиностроение», Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова

ORCID: 0000-0003-4790-2821

E-mail: shekshyev@yandex.ru

Елена Николаевна Ширяева, аспирант кафедры «Технологии обработки материалов», Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова

E-mail: e.shyryaeva@mail.ru

Сергей Васильевич Михайлицын, к.т.н., доцент кафедры «Машины и технологии обработки давлением и машиностроение», Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова

E-mail: svmikhaylitsyn@mail.ru

Александр Борисович Сычков, д.т.н., профессор кафедры литейного производства и материаловедения, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова

ORCID: 0000-0002-0886-1601

E-mail: absychkov@mail.ru

Maksim A. Shekshyev, Cand. Sci. (Eng), Assist. Prof. of the Chair “Machinery and Metal Forming Technology and Mechanical Engineering”, Nosov Magnitogorsk State Technical University

ORCID: 0000-0003-4790-2821

E-mail: shekshyev@yandex.ru

Elena N. Shiryayeva, Postgraduate of the Chair “Materials Processing Technologies”, Nosov Magnitogorsk State Technical University

E-mail: e.shyryaeva@mail.ru

Sergei V. Mikhailitsyn, Cand. Sci. (Eng), Assist. Prof. of the the Chair “Machinery and Metal Forming Technology and Mechanical Engineering”, Nosov Magnitogorsk State Technical University

E-mail: svmikhaylitsyn@mail.ru

Aleksandr B. Sychkov, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Foundry and Material Science, Nosov Magnitogorsk State Technical University

ORCID: 0000-0002-0886-1601

E-mail: absychkov@mail.ru

Алексей Николаевич Емелюшин, д.т.н., профессор кафедры литейного производства и материаловедения, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова
E-mail: emelushin@magtu.ru

Aleksei N. Emelyushin, Prof. of the Chair of Foundry and Material Science, Nosov Magnitogorsk State Technical University
E-mail: emelushin@magtu.ru

ВКЛАД АВТОРОВ

CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

М. А. Шекшеев – формирование концепции статьи, определение цели и задачи исследования, подготовка текста, обработка графического материала.

Е. Н. Ширяева – проведение исследований, анализ результатов исследований, подготовка текста, подготовка библиографического списка.

С. В. Михайлицын – проведение расчетов и анализ их результатов.

А. Б. Сычков – научное руководство, анализ результатов исследований.

А. Н. Емелюшин – научное руководство, формирование концепции статьи, анализ результатов исследований.

M. A. Sheksheev – formation of the article concept, setting the research goals and objectives, writing the text, processing of graphic material.

E. N. Shiryaeva – conducting research, analysis of the research results, writing the text, preparation of references.

S. V. Mikhailitsyn – carrying out calculations and analyzing their results.

A. B. Sychkov – scientific guidance, analysis of the research results.

A. N. Emelyushin – scientific guidance, formation of the article concept, analysis of the research results.

Поступила в редакцию 01.02.2021
После доработки 12.12.2021
Принята к публикации 17.12.2021

Received 01.02.2021
Revised 12.12.2021
Accepted 17.12.2021



Оригинальная статья

УДК 519.237:669.018.25

DOI 10.17073/0368-0797-2022-2-120-126



ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕМЕНТНОГО И ФАЗОВОГО СОСТАВОВ ЭЛЕКТРОДУГОВОГО ПОКРЫТИЯ, СФОРМИРОВАННОГО С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКИ СИСТЕМЫ Fe – C – Si – Mn – Cr – Ni – Mo

Н. А. Козырев, А. А. Усольцев, А. И. Гусев,

А. Р. Михно, В. Е. Громов

Сибирский государственный индустриальный университет (654007, Россия, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

Аннотация. Изучены элементный и фазовый составы электродугового покрытия с использованием порошковой проволоки системы Fe–C–Si–Mn–Cr–Ni–Mo. Формирование электродугового покрытия на пластины из стали марки 09Г2С проводилось с помощью сварочного трактора ASAW-1250 с использованием изготовленной порошковой проволоки. В состав порошковой проволоки вводилась пыль газоочистки алюминиевого производства (взамен аморфного углерода). Химический состав наплавленного металла определяли рентгенофлуоресцентным методом на спектрометре XRF-1800 и атомно-эмиссионным методом на спектрометре ДФС-71. Микроструктура электродуговых покрытий изучалась с помощью оптического микроскопа OLYMPUS GX-51. Изучение фазового и элементного составов проводилось методами сканирующей электронной микроскопии на приборе LEO EVO 50. В электродуговом покрытии выявлена ликвация вольфрама и молибдена. Концентрация вольфрама изменяется более чем в три раза, а молибдена – более чем в два раза. Изломы образцов образованы в результате вязкого разрушения материала. На изломах образцов имеются поверхностные слои, толщина которых определяется химическим и элементным составами электродугового покрытия. Рассматриваемый слой характеризуется сравнительно малым диаметром ямок излома по сравнению с объемом образцов. Их диаметр колеблется в пределах от десятых долей до десятков микрон. Показано, что наиболее крупные ямки формируются на частицах второй фазы микронных (2 – 3 мкм) размеров. Изучена загрязненность металла электродуговых покрытий неметаллическими включениями. Установлено, что химический состав порошковой проволоки исследуемой системы не оказывает существенного влияния на уровень загрязненности неметаллическими включениями электродуговых покрытий. Методом рентгенофазового анализа были определены параметр a кристаллической решетки и значения областей когерентного рассеяния фаз Fe и CrC, формирующихся в результате наплавки.

Ключевые слова: порошковая проволока, электродуговое покрытие, образцы, неметаллические включения, фазовый состав, элементный состав, микроструктура

Для цитирования: Козырев Н.А., Усольцев А.А., Гусев А.И., Михно А.Р., Громов В.Е. Исследование элементного и фазового составов электродугового покрытия, сформированного с использованием порошковой проволоки системы Fe–C–Si–Mn–Cr–Ni–Mo // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 2. С. 120–126. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-2-120-126>

Original article

ELEMENTAL AND PHASE COMPOSITION OF ELECTRIC ARC COATING FORMED WITH A FLUX-CORED WIRE OF Fe – C – Si – Mn – Cr – Ni – Mo SYSTEM

N. A. Kozyrev, A. A. Usol'tsev, A. I. Gusev,

A. R. Mikhno, V. E. Gromov

Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654007, Russian Federation)

Abstract. The authors have studied the elemental and phase compositions of electric arc coating with a flux-cored wire of Fe–C–Si–Mn–Cr–Ni–Mo system. Formation of electric arc coating was carried out using ASAW-1250 welding tractor with fabricated flux-cored wire on plates made of 09G2S steel. Aluminum production gas cleaning dust has been introduced into the composition of flux cored wire (instead of amorphous carbon). Chemical composition of the deposited metal was determined by X-ray fluorescence method on XRF-1800 spectrometer and by the atomic emission method

on DFS-71 spectrometer. Microstructure of the electric arc coatings was studied using OLYMPUSGX-51 optical microscope. Analysis of phase and elemental compositions was performed by scanning electron microscopy using LEO EVO 50 instrument. Segregation of tungsten and molybdenum was revealed in electric arc coating. Concentration of tungsten changes more than 3 times, and molybdenum – more than 2 times. Fractures of the samples are formed as a result of ductile fracture of the material. There are surface layers on the samples fractures, thickness of which is determined by chemical and elemental composition of the electric arc coating. The layer under consideration is characterized by a relatively small diameter of fracture pits compared to the samples volume. Their diameter ranges from tenths to tens of micrometers. The largest pits are formed on particles of the second phase with micron sizes ($2 - 3 \mu\text{m}$). Contamination of metal of electric arc coatings with non-metallic inclusions was studied. It was established that chemical composition of flux-cored wire of the studied system does not significantly affect the level of contamination with non-metallic inclusions in electric arc coatings. Parameter a of crystal lattice and values of areas of coherent scattering of Fe and CrC phases formed as a result of hardfacing were determined by X-ray phase analysis.

Keywords: flux-cored wire, electric arc coating, samples, non-metallic inclusions, phase and elemental composition, microstructure

For citation: Kozyrev N.A., Usol'tsev A.A., Gusev A.I., Mikhno A.R., Gromov V.E. Elemental and phase composition of electric arc coating formed with a flux-cored wire of Fe–C–Si–Mn–Cr–Ni–Mo system. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 2, pp. 120–126. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-2-120-126>

ВВЕДЕНИЕ

Для наплавки абразивно-изнашивающихся изделий широкое распространение получили наплавочные проволоки систем Fe–C–Si–Mn–Cr–Ni–Mo типа А и В по классификации МИС [1 – 3], а также порошковые проволоки, основанные на тех же принципах легирования [4 – 6].

Для предотвращения износа рабочие поверхности технологического оборудования необходимо упрочнять. Эффективным способом упрочнения рабочей поверхности является формирование на ней электродугового покрытия методом наплавки. Это сравнительно недорогой метод продления срока службы металлических изделий нанесением на их поверхность электродугового слоя [7 – 9].

Электродуговое покрытие увеличивает срок и эффективность эксплуатации оборудования, уменьшает количество запасных частей эксплуатируемого оборудования и расходы на обслуживание [9 – 11].

Представляет интерес разработка [12 – 15] технологических наплавочных материалов, обеспечивающих в наплавленном металле структуры низкоуглеродистого мартенсита (эффект самозакалки при охлаждении).

Перспективным направлением в создании технологий формирования износостойких покрытий и наплавов электродуговым способом является применение экономно-легированных технологических наплавочных материалов [13 – 15]. Сдерживающим фактором развития рассматриваемого направления является отсутствие данных о зависимостях и закономерностях влияния различных факторов на структуру и свойства покрытий. Поэтому особый интерес представляют исследования, в которых изучаются фазовый и элементный составы электродуговых покрытий, получаемых путем наплавки [16].

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Электродуговое покрытие на пластины из стали марки 09Г2С осуществляли сварочным трактором

ASAW-1250 с использованием изготовленной порошковой проволоки [12 – 15]. Изготовление порошковой проволоки проводили на лабораторной машине. Диаметр изготовленной проволоки 6 мм, оболочка выполнена из ленты стали марки Ст3. В качестве наполнителя использовали порошкообразные материалы: порошок железа марки ПЖВ1 по ГОСТ 9849 – 86; порошок ферросилиция марки ФС 75 по ГОСТ 1415 – 93; порошок высокоуглеродистого феррохрома марки ФХ900А по ГОСТ 4757 – 91; порошок углеродистого ферромарганца ФМн 78(А) по ГОСТ 4755 – 91; порошок никеля ПНК-1Л5 по ГОСТ 9722 – 97; порошок ферромolibдена марки ФМо60 по ГОСТ 4759 – 91; порошок феррованадия марки ФВ50У 0,6 по ГОСТ 27130 – 94; порошок кобальта ПК-1У по ГОСТ 9721 – 79; порошок вольфрамовый ПВН ТУ 48-19-72 – 92. В состав порошковой проволоки вводили пыль газоочистки алюминиевого производства (взамен аморфного углерода) со следующим химическим составом, % (по массе): 21 – 46 Al_2O_3 ; 18 – 27 F; 8 – 15 Na_2O ; 0,4 – 6,0 K_2O ; 0,7 – 2,3 CaO; 0,5 – 2,5 SiO_2 ; 2,1 – 3,3 Fe_2O_3 ; 12,5 – 30,2 $\text{C}_{\text{общ}}$; 0,07 – 0,90 MnO; 0,06 – 0,90 MgO; 0,09 – 0,19 S; 0,10 – 0,18 P [16 – 18].

Химический состав наплавленного металла определяли рентгенофлуоресцентным методом на спектрометре XRF-1800 и атомно-эмиссионным методом на спектрометре ДФС-71. Микроструктуру электродуговых покрытий изучали с помощью оптического микроскопа OLYMPUS GX-51 в светлом поле (увеличение 100 – 1000) после травления поверхности образцов в 4 %-ном растворе азотной кислоты. Размер зерна определяли по ГОСТ 5639 – 82 (увеличение 100) [16 – 18]. Оценку дисперсности мартенсита проводили путем сопоставления исследуемой структуры с эталонами соответствующих шкал и размеров игл мартенсита с данными таблицы № 6 ГОСТ 8233 – 56.

Изучение фазового и элементного составов, структуры проводили методами сканирующей электронной микроскопии на приборе LEO EVO 50 в центре коллективного пользования Томского научного центра. Для методов сканирующей микроскопии характерна высокая информативность, универсальность, а также простота

и удобство управления. Рассматриваемая методика позволяет исследовать сравнительно большие участки поверхности и использовать широкий диапазон увеличений, а также выявить основные элементы структуры поверхности (нано- и микроструктура) и объемы зоны упрочнения, в которых размеры этих элементов не превышают 100 нм и 100 мкм. Для получения исследуемого изображения использованы обратно рассеянные (отраженные) и вторичные электроны. Для анализа состава электродугового покрытия обычно используют обратно отраженные электроны, которые выявляют яркие области на изображении, указывающие на материал с более высоким средним атомным номером. Для выявления рельефа поверхности важную роль выполняют вторичные электроны. При увеличении атомного номера происходит рост количества вторичных и обратно отраженных электронов, следовательно, контраста. Фазовый состав определяли с помощью дифрактометра XRD-7000 (Shimadzu), баз данных PDF 4+, а также программы полнопрофильного анализа POWDER CELL.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В настоящей работе приводится изучение элементного и фазового составов электродугового покрытия, сформированного с использованием порошковой проволоки системы Fe–C–Si–Mn–Cr–Ni–Mo. В работах [18–20] установлен оптимальный состав порошковой проволоки системы Fe–C–Si–Mn–Cr–Ni–Mo для получения электродугowych покрытий, обеспечивающих требуемый уровень эксплуатационных свойств.

Для определения элементного и фазового составов электродугowych покрытий были наплавлены многокомпонентные слои на образце.

Химический состав, %, образца электродугового покрытия следующий: 0,17 C; 0,54 Si; 1,19 Mn; 5,9 Cr; 0,37 Mo; 0,38 Ni; 0,009 Al; 0,002 Co; 0,01 Cu; 1,64 W; 0,002 Ti; 0,002 V; 0,04 S; 0,15 P; следы Nb.

Проведена оценка загрязненности наплавленных слоев неметаллическими включениями. Характеристики неметаллических включений и структуры исследуемых образцов следующие: структура – мартенсит; балл – 6; размер игл – 5 ÷ 10 мкм; величина зерна аустенита – 6; силикаты недеформирующиеся – 2б, 1б; оксиды точечные – 1а. Неметаллические включения исследовались на наплавленной поверхности по ГОСТ 1778 – 70.

На предварительно полированных образцах (травленная и нетравленная поверхности образцов) изучали структуру с помощью сканирующей электронной микроскопии (рис. 1). На исследуемых образцах выявлены микропоры округлой формы, размеры которых изменяются в пределах от 1,5 до 7,0 мкм. На образце присутствуют поры диам. до 3,5 мм, выявляемые невооруженным глазом [16].

Микрорентгеноспектральный анализ позволяет определять элементный состав исследуемых образцов. На рис. 2 и в табл. 1 приведены результаты элементного анализа образцов. Анализ результатов выявил в исследуемых образцах ликвацию вольфрама и молибдена. Концентрация вольфрама изменяется более чем в три раза, а молибдена более чем в два раза при переходе от точки к точке на поверхности образцов [16].

На изображении имеются светлые области (рис. 2, а, 1 и 4), обедненные дендритной кристаллизацией; и темные области (рис. 2, а, 2 и 3 – междендритные пространства), обогащенные легирующими элементами, в основном молибденом и вольфрамом.

Методом рентгенофазового анализа изучали фазовый состав электродугowych покрытий. На рис. 3 приведены характерные рентгенограммы, полученные с электродугowych покрытий. Твердый раствор на основе α -Fe (твердый раствор на основе объемно-центрированной кристаллической решетки железа) является основной фазой исследуемого образца. Дифракционная линия α -Fe искажена (рис. 3, участок указан стрелкой).

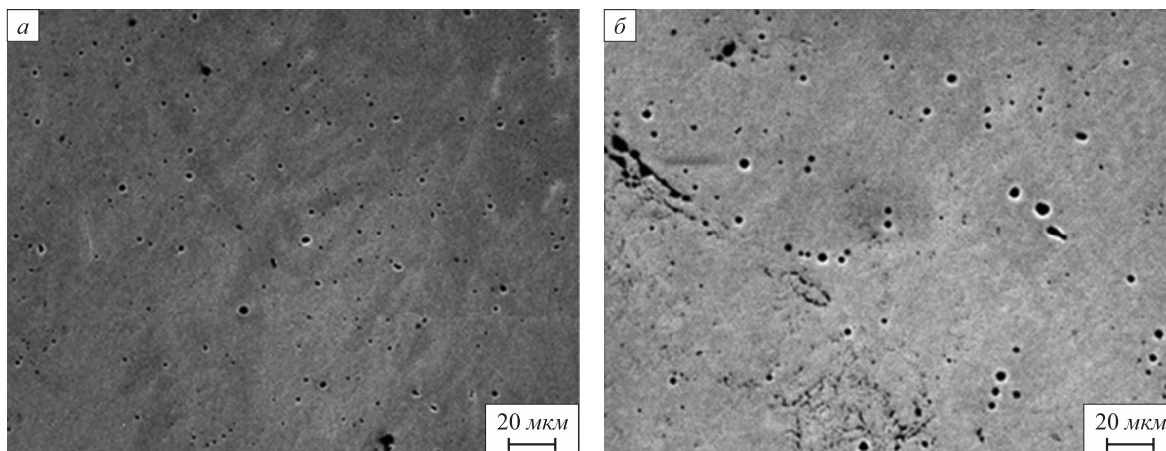


Рис. 1. Микроструктура поверхности образца (а, б)

Fig. 1. Microstructure of the sample surface (a, b)

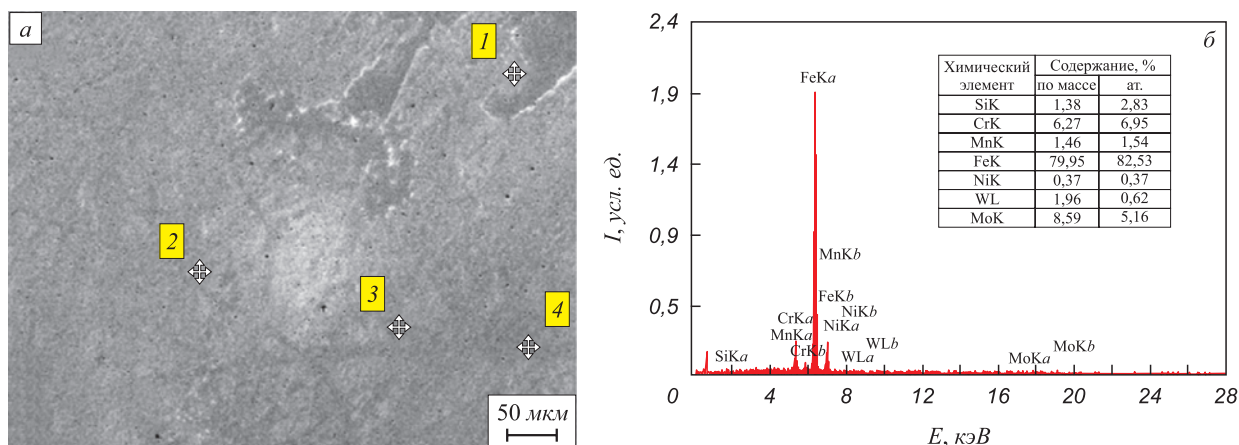


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение структуры травленной поверхности образцов (а) и энергетические спектры (б), полученные методом «по площадям» с участков образцов (а) (приведен элементный состав данного участка, усредненный по всей площади)

Fig. 2. Electron microscopic image of structure of the samples etched surface (a) and energy spectra (b) obtained by “area” method from sample parts (a) (elemental composition of the given part is averaged over the entire area)

Результаты микрорентгеноспектрального анализа поверхности электродугового покрытия подтверждают наличие в электродуговом покрытии включений второй фазы. Наличие на рентгенограмме единственного рефлекса при фазовом анализе влечет за собой возможную ошибку. Дифракционный максимум на рентгенограмме может принадлежать либо кристаллической решетке γ -Fe, либо кристаллической решетке карбида хрома состава CrC (расчет произведен по карточке 04-016-7242 международной базы данных) [16].

Структура излома образцов приведена на рис. 4. Анализ изломов образцов показывает, что он был сформирован в результате вязкого разрушения сплава [16].

Наличие ямок вязкого излома является отличительным признаком вязкого разрушения. Размер ямок вязкого излома для промышленных сплавов варьируется

в достаточно широких пределах. Помимо ямок вязкого излома в исследуемых образцах наблюдаются сетки ямок малых размеров, зарождающиеся вокруг дисперсных частиц второй фазы, а также ямки среднего размера (рис. 4, з). Наличие их можно объяснить следующим образом. В процессе разрушения происходит образование, рост и слияние множества микропор, в результате появляются разнообразные ямки вязкого излома. Зарождение микропор происходит на поверхностях раздела между матрицей и частицами второй фазы, размеры и распределение которых могут изменяться в очень широких пределах [16].

Размер частиц и расстояние между ними, схема напряженного состояния, а также вязкость разрушения материала определяют размеры и глубину ямок вязкого излома. Диаметр ямок излома колеблется в пределах от 0,5 до 75,0 мкм (рис. 4, з). Следует отметить, что на изломах образцов выявлен поверхностный слой, толщина которого определяется химическим и элементным

Т а б л и ц а 1

Результаты микрорентгеноспектрального анализа поверхности образцов (рис. 3, а)

Table 1. Results of X-ray microspectral analysis of surface (Fig. 3, a)

Элемент	Содержание элементов, % (по массе), в области анализа				
	Вся площадь	1	2	3	4
Si	1,26	1,32	1,12	1,49	1,60
Cr	6,23	6,07	5,82	6,15	6,15
Mn	1,48	1,45	1,32	1,28	1,19
Fe	80,10	83,39	81,36	85,45	80,9
Ni	0,30	0,18	—	0,16	0,18
W	2,18	1,54	0,34	0,59	1,88
Mo	8,45	6,05	10,04	4,88	8,10

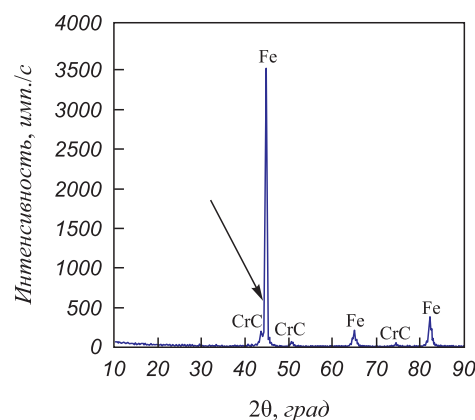


Рис. 3. Рентгенограмма, полученная с образца

Fig. 3. X-ray pattern from the sample

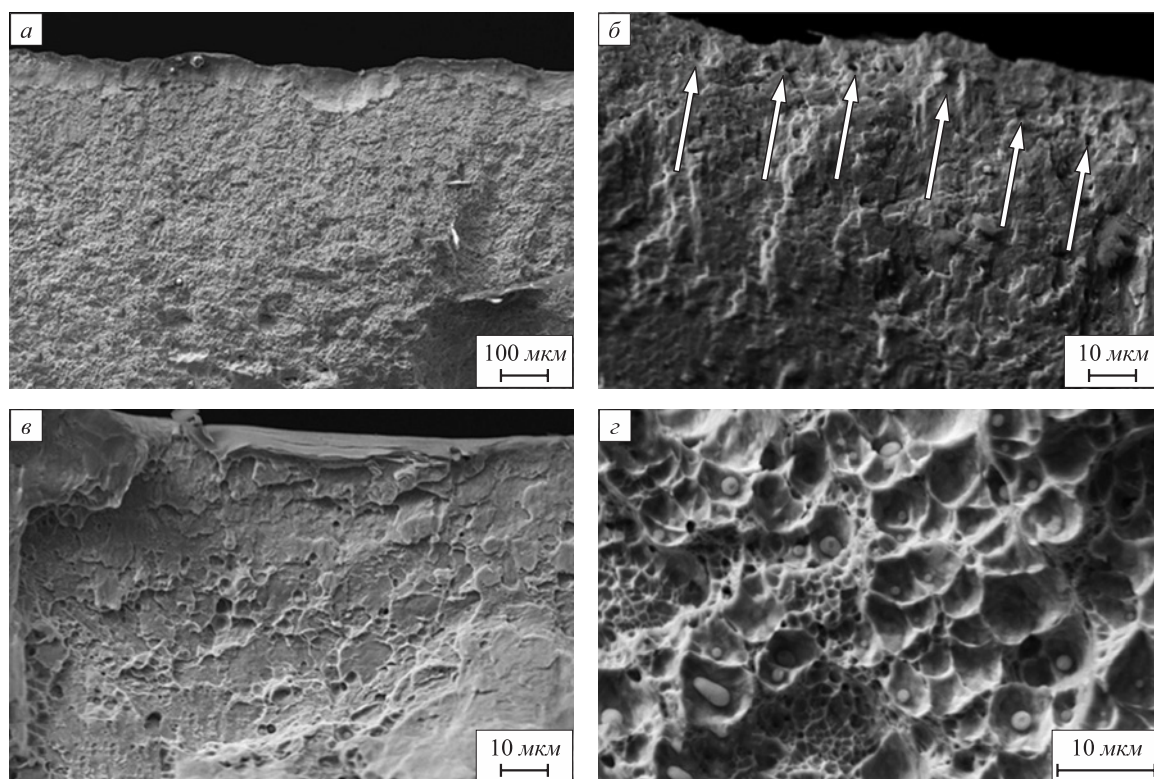


Рис. 4. Структура поверхности излома образца (СЭМ)

Fig. 4. Structure of fracture surface of the sample (SEM)

составами электродугового покрытия. Рассматриваемый слой характеризуется сравнительно малым диаметром ямок излома по сравнению с объемом образцов (рис. 4, а) [16].

Определены параметр a кристаллической решетки и значения областей когерентного рассеяния фаз Fe и CrC, формирующихся в результате образования электродугового покрытия (табл. 2).

Выводы

Проведены исследования структуры, элементного и фазового составов электродуговых покрытий, сфор-

мированных с применением порошковых проволок системы Fe–C–Si–Mn–Cr–Ni–Mo. В электродуговом покрытии выявлены ликвации вольфрама и молибдена. Концентрация вольфрама изменяется более чем в три раза, а молибдена – более чем в два раза. Изломы образцов образованы в результате вязкого разрушения материала. На изломах образцов имеются поверхностные слои, толщина которых определяется химическим и элементным составами электродугового покрытия. Рассматриваемый слой характеризуется сравнительно малым диаметром ямок излома по сравнению с объемом образцов. Их диаметр колеблется в пределах от десятых долей до десятков микрон. Показано, что наиболее крупные ямки формируются на частицах второй фазы микронных (2 – 3 мкм) размеров.

Изучена загрязненность металла электродуговых покрытий неметаллическими включениями. Установлено, что химический состав порошковой проволоки исследуемой системы не оказывает существенного влияния на уровень загрязненности неметаллическими включениями электродуговых покрытий.

Методом рентгенофазового анализа были определены параметр a кристаллической решетки и значения областей когерентного рассеяния фаз Fe и CrC, формирующихся в результате наплавки.

Т а б л и ц а 2

Результат исследования образцов методом рентгенофазового анализа

Table 2. Result of X-ray phase analysis of the samples

Обнаруженные фазы	a , Å	ОКР, нм	Содержание фаз, % (по массе)
Fe	2,88	–	88,86
CrC	3,61	158,7	11,14

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Kejžar R., Grum J. Hardfacing of wear-resistant deposits by MAG welding with a flux-cored wire having graphite in its filling // *Welding International*. 2005. Vol. 20. No. 6. P. 961–976. <https://doi.org/10.1081/AMP-200060424>
2. Ma H.R., Chen X.Y., Li J.W., Chang C.T., Wang G., Li H., Wang X.M., Li R.W. Fe-based amorphous coating with high corrosion and wear resistance // *Surface Engineering*. 2017. Vol. 33. No. 1. P. 56–62. <https://doi.org/10.1080/02670844.2016.1176718>
3. Metlitskii V.A. Flux-cored wires for arc welding and surfacing of cast iron // *Welding International*. 2008. Vol. 22. No. 11. P. 796–800. <https://doi.org/10.1080/09507110802593646>
4. Lim S.C., Gupta M., Goh Y.S., Seow K.C. Wear resistant WC – Co composite hard coatings // *Surface Engineering*. 1997. Vol. 13. No. 3. P. 247–250. <https://doi.org/10.1179/sur.1997.13.3.247>
5. Liu D.S., Liu R.P., Wei Y.H. Influence of tungsten on microstructure and wear resistance of iron base hardfacing alloy // *Materials Science and Technology*. 2013. Vol. 30. No. 3. P. 316–322. <https://doi.org/10.1179/1743284713Y.0000000359>
6. Deng X.T., Fu T.L., Wang Z.D., Misra R.D.K., Wang G.D. Epsilon carbide precipitation and wear behaviour of low alloy wear resistant steels // *Materials Science and Technology*. 2016. Vol. 32. No. 4. P. 320–327. <https://doi.org/10.1080/02670836.2015.1137410>
7. Li R., He D.Y., Zhou Z., Wang Z.J., Song X.Y. Wear and high temperature oxidation behaviour of wire arc sprayed iron based coatings // *Surface Engineering*. 2014. Vol. 30. No. 11. P. 784–790. <https://doi.org/10.1179/1743294414Y.0000000331>
8. Filippov M.A., Shumyakov V.I., Balin S.A., Zhilin A.S., Lehchilo V.V., Rimer G.A. Structure and wear resistance of deposited alloys based on metastable chromium–carbon austenite // *Welding International*. 2015. Vol. 29. No. 10. P. 819–822. <https://doi.org/10.1080/09507116.2014.986891>
9. Zhuk Yu. Super-hard wear-resistant coating systems // *Materials Technology*. 1999. Vol. 14. No. 3. P. 126–129. <https://doi.org/10.1080/10667857.1999.11752827>
10. Hardell J., Yousfi A., Lund M., Pelcastre L., Prakash B. Abrasive wear behaviour of hardened high strength boron steel // *Tribology – Materials, Surfaces & Interfaces*. 2014. Vol. 8. No. 2. P. 90–97. <https://doi.org/10.1179/1751584X14Y.0000000068>
11. Kirchgaßner M., Badisch E., Franek F. Behaviour of iron-based hardfacing alloys under abrasion and impact // *Wear Journal*. 2008. Vol. 265. No. 5–6. P. 772–779. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2008.01.004>
12. Луговая В.А., Ярошик В.В. Особенности наплавки композиционных сплавов при упрочнении рабочих поверхностей тел вращения // *Вестник Волгоградского государственного архитектурно-строительного университета. Строительство и архитектура*. 2015. Вып. 40 (59). С. 166–173.
13. Тепляшин М.В., Комков В.Г., Стариенко В.А. Разработка экономнолегированного сплава для восстановления бил молотковых мельниц // *Ученые заметки ТОГУ*. 2013. Т. 4. № 4. С. 1543–1549.
14. Еремин А.Е., Еремин Е.Н., Филиппов Ю.О., Маталасова А.Е., Кац В.С. Структура и свойства высокохромистого металла запорной арматуры наплавленного серийно выпускаемыми сварочными проволоками // *Омский научный вестник*. 2014. Вып. 1 (127). С. 55–58.
15. Емельюшин А.Н., Петроченко Е.В., Нефедьев С.П. Исследование структуры и ударно-абразивной износостойкости покрытий системы Fe – C – Cr – Mn – Si, дополнительно легированных азотом // *Сварочное производство*. 2011. № 10. С. 18–22.
16. Гусев А.И., Романов Д.А., Козырев Н.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. Структура сварного шва износостойкой наплавки порошковой проволокой системы Fe – C – Si – Mn – Cr – Ni – Mo // *Вестник Сибирского государственного промышленного университета*. 2021. № 2 (36). С. 3–11.
17. Востретьев Г.Н., Бич Т.А., Башченко Л.П. Порошковая проволока для плазменной наплавки прокатных валков в среде азота // *Вестник Сибирского государственного промышленного университета*. 2014. № 3 (9). С. 36–40.
1. Kejžar R., Grum J. Hardfacing of wear-resistant deposits by MAG welding with a flux-cored wire having graphite in its filling. *Welding International*. 2005, vol. 20, no. 6, pp. 961–976. <https://doi.org/10.1081/AMP-200060424>
2. Ma H.R., Chen X.Y., Li J.W., Chang C.T., Wang G., Li H., Wang X.M., Li R.W. Fe-based amorphous coating with high corrosion and wear resistance. *Surface Engineering*. 2017, vol. 33, no. 1, pp. 56–62. <https://doi.org/10.1080/02670844.2016.1176718>
3. Metlitskii V.A. Flux-cored wires for arc welding and surfacing of cast iron. *Welding International*. 2008, vol. 22, no. 11, pp. 796–800. <https://doi.org/10.1080/09507110802593646>
4. Lim S.C., Gupta M., Goh Y.S., Seow K.C. Wear resistant WC–Co composite hard coatings. *Surface Engineering*. 1997, vol. 13, no. 3, pp. 247–250. <https://doi.org/10.1179/sur.1997.13.3.247>
5. Liu D.S., Liu R.P., Wei Y.H. Influence of tungsten on microstructure and wear resistance of iron base hardfacing alloy. *Materials Science and Technology*. 2013, vol. 30, no. 3, pp. 316–322. <https://doi.org/10.1179/1743284713Y.0000000359>
6. Deng X.T., Fu T.L., Wang Z.D., Misra R.D.K., Wang G.D. Epsilon carbide precipitation and wear behaviour of low alloy wear resistant steels. *Materials Science and Technology*. 2016, vol. 32, no. 4, pp. 320–327. <https://doi.org/10.1080/02670836.2015.1137410>
7. Li R., He D.Y., Zhou Z., Wang Z.J., Song X.Y. Wear and high temperature oxidation behaviour of wire arc sprayed iron based coatings. *Surface Engineering*. 2014, vol. 30, no. 11, pp. 784–790. <https://doi.org/10.1179/1743294414Y.0000000331>
8. Filippov M.A., Shumyakov V.I., Balin S.A., Zhilin A.S., Lehchilo V.V., Rimer G.A. Structure and wear resistance of deposited alloys based on metastable chromium–carbon austenite. *Welding International*. 2015, vol. 29, no. 10, pp. 819–822. <https://doi.org/10.1080/09507116.2014.986891>
9. Zhuk Yu. Super-hard wear-resistant coating systems. *Materials Technology*. 1999, vol. 14, no. 3, pp. 126–129. <https://doi.org/10.1080/10667857.1999.11752827>
10. Hardell J., Yousfi A., Lund M., Pelcastre L., Prakash B. Abrasive wear behaviour of hardened high strength boron steel. *Tribology – Materials, Surfaces & Interfaces*. 2014, vol. 8, no. 2, pp. 90–97. <https://doi.org/10.1179/1751584X14Y.0000000068>
11. Kirchgaßner M., Badisch E., Franek F. Behaviour of iron-based hardfacing alloys under abrasion and impact. *Wear Journal*. 2008, vol. 265, no. 5–6, pp. 772–779. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2008.01.004>
12. Lugovaya V.A., Yaroshik V.V. Hardfacing of composite alloys at hardening of working surfaces of rotation bodies. *Vestnik Volgogradskogo gosudarstvennogo arkhitekturno-stroitel'nogo universiteta. Stroitel'stvo i arkhitektura*. 2015, no. 40 (59), pp. 166–173. (In Russ.).
13. Teplyashin M.V., Komkov V.G., Starienko V.A. Development of cost effectively alloy for restoration of hammer mill bits. *Uchenye zametki TOGU*. 2013, vol. 4, no. 4, pp. 1543–1549. (In Russ.).
14. Eremin A.E., Eremin E.N., Filippov Yu.O., Matalasova A.E., Kats V.S. Structure and properties of high-chromium metal of shut-off valves deposited with mass-produced welding wires. *Omskii nauchnyi vestnik*. 2014, no. 1 (127), pp. 55–58. (In Russ.).
15. Emelyushin A.N., Petrochenko E.V., Nefed'ev S.P. Structure and impact-abrasive wear resistance of coatings of Fe–C–Cr–Mn–Si system additionally alloyed with nitrogen. *Svarochnoe proizvodstvo*. 2011, no. 10, pp. 18–22. (In Russ.).
16. Gusev A.I., Romanov D.A., Kozyrev N.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F. Structure of weld of wear resistant hardfacing with a flux-cored wire of Fe – C – Si – Mn – Cr – Ni – Mo system. *Vestnik Sibirskogo gosudarstvennogo industrial'nogo universiteta*. 2021, no. 2 (36), pp. 3–11. (In Russ.).
17. Vostretsov G.N., Bich T.A., Bashchenko L.P. Flux-cored wire for plasma hardfacing of rolling rolls in nitrogen medium. *Vestnik Sibirskogo gosudarstvennogo industrial'nogo universiteta*. 2014, no. 3 (9), pp. 36–40. (In Russ.).

18. Осетковский И.В., Козырев Н.А., Гусев А.И., Крюков Р.Е., Попова М.В. Износостойкость металла, наплавленного порошковыми проволоками систем Fe – C – Si – Mn – Ni – Mo – W – V и Fe – C – Si – Mn – Cr – Ni – Mo – V // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2017. № 4 (22). С. 21–24.
19. Пат. 2641590 РФ. МПК8 B23 K35/36 B 23 K35/36. Порошковая проволока / Козырев Н.А., Гусев А.И., Галевский Г.В., Крюков Р.Е., Осетковский И.В., Усольцев А.А., Козырева О.А.; Заявл. 22.06.2016. Оpubл. 18.01.2018.
20. Гусев А.И., Козырев Н.А., Кибко Н.В., Попова М.В., Осетковский И.В. Исследование свойств порошковой проволоки системы Fe – C – Si – Mn – Cr – Mo – Ni – V – Co для упрочнения узлов и деталей оборудования горнорудной и угледобывающей отраслей // Научные технологии разработки и использования минеральных ресурсов. 2017. № 3. С. 135–140.
18. Osetkovskii I.V., Kozyrev N.A., Gusev A.I., Kryukov R.E., Popova M.V. Wear resistance of metal deposited with flux-cored wires of Fe–C–Si–Mn–Ni–Mo–V and Fe–C–Si–Mn–Cr–Ni–Mo–V systems. *Vestnik Sibirskogo gosudarstvennogo industrial'nogo universiteta*. 2017, no. 4 (22), pp. 21–24. (In Russ.).
19. Kozyrev N.A., Gusev A.I., Galevskii G.V., Kryukov R.E., Osetkovskii I.V., Usol'tsev A.A., Kozyreva O.A. *Flux-cored wire*. Patent RF no. 2641590. МПК8 B23 K35/36 B 23 K35/36. *Bulleten' izobretenii*. 2018, no. 2. (In Russ.).
20. Gusev A.I., Kozyrev N.A., Kibko N.V., Popova M.V., Osetkovskii I.V. Properties of flux-cored wire of Fe–C–Si–Mn–Cr–Mo–Ni–V–Co system for hardening of nodes and parts of equipment of mining and coal mining industries. *Naukoemkie tekhnologii razrabotki i ispol'zovaniya mineral'nykh resursov*. 2017, no. 3, pp. 135–140. (In Russ.).

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Николай Анатольевич Козырев, д.т.н., профессор, проректор по научной и инновационной деятельности, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0002-7391-6816

E-mail: kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru

Александр Александрович Усольцев, к.т.н., доцент кафедры материаловедения, литейного и сварочного производства, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0001-6220-7910

E-mail: a.us@rambler.ru

Александр Игоревич Гусев, соискатель степени к.т.н. кафедры материаловедения, литейного и сварочного производства, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: ALLXX8ALLXX85@mail.ru

Алексей Романович Михно, аспирант кафедры материаловедения, литейного и сварочного производства, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0002-7305-6692

E-mail: mikno-mm131@mail.ru

Виктор Евгеньевич Громов, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин им. В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0002-5147-5343

E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Nikolai A. Kozyrev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Vice-Rector for Research and Innovation, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0002-7391-6816

E-mail: kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru

Aleksandr A. Usol'tsev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production", Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0001-6220-7910

E-mail: a.us@rambler.ru

Aleksandr I. Gusev, Candidates for a degree of Cand. Sci. (Eng.) of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production", Siberian State Industrial University

E-mail: ALLXX8ALLXX85@mail.ru

Aleksei R. Mikhno, Postgraduate of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production", Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0002-7305-6692

E-mail: mikno-mm131@mail.ru

Viktor E. Gromov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Head of the Chair of Science named after V.M. Finkel, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0002-5147-5343

E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

ВКЛАД АВТОРОВ

CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

Н. А. Козырев – формирование основной идеи исследований, разработка методологии работы, анализ результатов исследований.

А. А. Усольцев – разработка плана исследований, организация испытаний образцов, сбор данных исследований, анализ результатов исследований.

А. И. Гусев – выполнение металлографических исследований, анализ результатов исследований.

А. Р. Михно – исследование образцов на электронном микроскопе, анализ результатов исследований, подготовка материалов для статьи.

В. Е. Громов – формирование основной идеи исследований, разработка плана исследований, постановка задач, анализ результатов исследований.

N. A. Kozyrev – formation of the research main idea, development of the work methodology, analysis of the research results.

A. A. Usol'tsev – development of the research plan, organization of samples testing, collection of the research data, analysis of the research results.

A. I. Gusev – implementation of metallographic studies, analysis of the research results.

A. R. Mikhno – examination of the samples on electron microscope, analysis of the research results, preparation of materials for the article.

V. E. Gromov – formation of the research main idea, development of the research plan, formulation of objectives, analysis of the research results.

Поступила в редакцию 23.10.2021

После доработки 16.11.2021

Принята к публикации 24.11.2021

Received 23.10.2021

Revised 16.11.2021

Accepted 24.11.2021



Оригинальная статья

УДК 621.785.53:539.25

DOI 10.17073/0368-0797-2022-2-127-133



КОМПЛЕКСНАЯ ЭЛЕКТРОННО-ИОННО-ПЛАЗМЕННАЯ ОБРАБОТКА ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ 40Х

Ю. Ф. Иванов, Ю. Х. Ахмадеев, И. В. Лопатин,
О. В. Крысина, Е. А. Петрикова

■ Институт сильноточной электроники СО РАН (Россия, 634055, Томск, пр. Академический 2/3)

Аннотация. Комплексное легирование, сочетающее в определенной последовательности насыщение поверхностного слоя материала атомами металлов и газов, в настоящее время широко используется в большинстве промышленно развитых стран мира. Настоящая работа посвящена выявлению и анализу закономерностей изменения элементного и фазового состава, дефектной субструктуры, механических (микротвердость) и трибологических (износостойкость и коэффициент трения) свойств легированной углеродистой стали, подвергнутой комплексной обработке, сочетающей насыщение поверхностного слоя образцов атомами алюминия и последующее азотирование. В качестве материала исследования использована сталь 40Х, имеющая в исходном состоянии структуру, представленную зернами феррита и зернами перлита пластинчатой морфологии. Комплексное модифицирование осуществляли в едином вакуумном пространстве на установке «ТРИО» с размерами камеры $600 \times 600 \times 600$ мм³, оснащенной блоком коммутации для реализации элионного (электронного и ионного) режима обработки. Алюминирование проводили при температуре 963 К в течение 4 часов. Катод электродугового испарителя был изготовлен из алюминиевого сплава А7 (98,8 % Al). Последующее азотирование алюминированного слоя проводили при температуре 803 К в течение 2 часов. Установлено, что в результате комплексной обработки формируется модифицированный слой толщиной до 70 мкм. Показано, что комплексное модифицирование стали сопровождается формированием многофазного субмикро- и наноструктурного состояния, содержащего нитриды алюминия, нитриды и алуминиды железа и хрома. Установлено, что твердость стали максимальна на поверхности модифицирования и превышает твердость исходного материала в три раза. Износостойкость стали в условиях сухого трения после комплексного модифицирования снижается.

Ключевые слова: сталь 40Х, комплексная обработка, алюминирование, азотирование, структура, фазовый состав, твердость, износостойкость, коэффициент трения

Финансирование: Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Госкорпорации «Росатом» в рамках научного проекта № 20-21-00111.

Для цитирования: Иванов Ю.Ф., Ахмадеев Ю.Х., Лопатин И.В., Крысина О.В., Петрикова Е.А. Комплексная электронно-ионно-плазменная обработка поверхности стали 40Х // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 2. С. 127–133.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-2-127-133>

Original article

COMBINED ELECTRON-ION-PLASMA TREATMENT OF 40Cr STEEL SURFACE

Yu. F. Ivanov, Yu. Kh. Akhmadeev, I. V. Lopatin,
O. V. Krysin, E. A. Petrikova

■ Institute of High Current Electronics, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (2/3 Akademicheskii Ave., Tomsk 634055, Russian Federation)

Abstract. In the industry of most developed countries, complex alloying as a surface layer saturation with metal and gas atoms in a certain sequence is extensively used. This study identifies and analyzes the changes in the elemental and phase composition, defect substructure, mechanical (microhardness), and tribological (wear resistance and friction ratio) properties of alloyed carbon steel after complex treatment, consisting of surface layer saturation with Al atoms and subsequent nitriding. We studied 40Cr steel. Its initial structure contains plate-like ferrite and pearlite grains. A TRIO system with a $600 \times 600 \times 600$ mm³ vacuum chamber was used for complex alloying. The system was equipped with a control module for electron-ionic treatment. Aluminumizing lasted for 4 hours at 963 K. The electric arc evaporator cathode was made of A7 aluminum alloy (98.8 % Al). Subsequent nitriding of the aluminumized layer lasted for 2 hours at 803 K. It was found that such treatment results in a modified surface layer up to 70 μm thick. The complex alloying of steel forms multiphase submicro- and nanostructures with Al nitrides, Fe and Cr nitrides, and

aluminides. We found that steel hardness is greatest at the modified surface. It exceeds the initial hardness by 300 %. Complex alloyed steel is less resistant to dry friction.

Keywords: 40Cr steel, complex treatment, aluminizing, nitriding, structure, phase composition, hardness, wear resistance, friction ratio

Funding: This study was supported by Rosatom and RFBR, Project No. 20-21-00111.

For citation: Ivanov Yu.F., Akhmadееv Yu.Kh., Lopatin I.V., Krysinа O.V., Petrikova E.A. Combined Electron-Ion-Plasma Treatment of 40Cr Steel Surface. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 2, pp. 127–133. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-2-127-133>

ВВЕДЕНИЕ

Управление структурой и свойствами поверхностного слоя металлов и сплавов осуществляется различными методами. Наиболее перспективные методы совмещают изменение дефектной субструктуры, химического и фазового состава внедрением в поверхностный слой различных элементов путем ионной имплантации [1–3], путем использования лучей лазера [4], путем газофазного насыщения [5], диффузионным насыщением из растворов легкоплавких жидких металлов [6, 7], методами жидкофазного насыщения [8, 9], в результате облучения мощными ионными потоками [10], путем легирования в процессе выплавки стали [11], методами высокотемпературного азотирования в атмосфере чистого азота [12], путем высокотемпературного насыщения из обмазки [13]. Особый интерес, с точки зрения получения поверхностных сплавов, представляют методы комплексного легирования, сочетающего в определенной последовательности насыщение поверхностного слоя материала атомами металлов и газов. Комплексные методы обработки поверхности твердого тела, основанные на плазменном воздействии на структуру и свойства материала, широко используются в большинстве промышленно развитых странах мира [14–19], однако методы, реализующиеся в едином вакуумном пространстве, находятся в настоящее время в стадии разработки и изучения [20–23].

Целью настоящей работы является анализ закономерностей комплексной обработки в едином вакуумном пространстве углеродистой легированной стали, сочетающей последовательное диффузионное насыщение поверхностного слоя алюминием и азотом.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве материала исследования использовали сталь 40X (0,36–0,44 % C; 0,17–0,37 % Si; 0,5–0,8 % Mn; до 0,3 % Ni; 0,8–1,1 % Cr; до 0,035 % S; до 0,035 % P; до 0,3 % Cu; остальное железо (по массе)). Обрабатывались полированные образцы толщиной 5 мм, диам. 12 мм. Эксперименты проводили на ионно-плазменной установке «ТРИО» с размерами вакуумной камеры 600×600×600 мм³ [17, 18]. Рабочую камеру установки вакуумировали турбомолекулярным насосом с производительностью 500 л/с. Установка оснащена двумя плазмифическими устройствами для генерации газовой («ПИНК») и металлической

(электродугового испарителя) плазмы. Катод электродугового испарителя был изготовлен из алюминиевого сплава А7 (98,8 % Al). Особенностью работы системы была возможность реализации элионного режима работы. Такой режим подразумевает периодическое переключение горения разрядов с основного анода (камеры) на деталь. Это обеспечивает эффективный подогрев обрабатываемых образцов электронной компонентой плазмы без ионного травления их поверхности. Очистка поверхности образцов производится в перерывах между их электронным нагревом. Величина напряжения смещения при такой обработке устанавливается, исходя из соображений минимально необходимой очистки поверхности, а не поддержания заданной температуры. Образцы закрепляли на неподвижном держателе в центре камеры на оси источников плазмы таким образом, чтобы держатель находился под углом 60° к каждому из них, а образцы находились на лицевой стороне держателя. Температура процесса измерялась хромель-алюмелевой термопарой, закрепленной через кварцевый стаканчик в держателе образцов. Температура образцов при алитировании (963 К) была выбрана из соображений минимального ее превышения над температурой плавления алюминия (950 К). Перед алитированием образцы подвергали очистке ионами аргона с энергией 700 эВ в течение 10 мин, после чего нагревали аргоновой плазмой в режиме электронного нагрева до требуемой температуры (963 К). Частота переключения режимов ионной очистки и электронного подогрева образцов составляла 10–50 Гц. Режимы обработки стали 40X (где p_{Ar} – давление аргона; $I_{\text{пнк}}$ и $I_{\text{дуг}}$ – ток разряда плазмогенератора «ПИНК» и электродугового испарителя; $U_{\text{см}}$ – величина отрицательного смещения в режиме ионной очистки; $k_{\text{эл}}$ – доля времени, в течение которого происходит электронный подогрев образцов; t – длительность процесса; T – температура образцов во время проведения процесса) приведены в таблице.

Режимы обработки образцов стали 40X

Treatment modes of 40Cr steel samples

p_{Ar} , Па	$I_{\text{пнк}}$, А	$I_{\text{дуг}}$, А	$U_{\text{см}}$, В	t , ч	T , К	$k_{\text{эл}}$, %
Алитирование						
0,20	45	45	300	4	963	27
Азотирование						
0,65	45	0	300	2	803	22

Исследования структуры, элементного и фазового составов модифицированной стали осуществляли методами рентгенофазового анализа, оптической, сканирующей и просвечивающей дифракционной электронной микроскопии. Механические свойства стали характеризовали микротвердостью (нагрузка на индентор 0,5 Н), трибологические – износостойкостью и коэффициентом трения. Параметры трибологических испытаний в условиях сухого трения при комнатной температуре: контртело – шарик диаметром 6 мм из SiC, диаметр трека износа 4 мм, нагрузка 5 Н, длина пути трения 2000 м.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Структура стали 40X перед модифицированием была сформирована зернами перлита пластинчатой морфологии и зернами феррита. В объеме пластин феррита перлитных колоний и зерен феррита наблюдается дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций. Структуры подобного типа ранее были подробно проанализированы в многочисленных статьях и монографиях [24, 25] и в настоящей работе рассматриваться не будут.

Толщина модифицированного слоя, выявляемого методами металлографии травленного шлифа, достигает наибольших размеров, равных приблизительно 30 мкм, после комплексной обработки, сочетающей алитирование и последующее азотирование. Методами микро-рентгеноспектрального анализа выявлено монотонное снижение концентрации алюминия в поверхностном слое стали (рис. 1). Концентрация хрома в алитированном слое практически не изменяется и соответствует концентрации данного элемента в объеме образца. Последнее позволяет утверждать, что использованный в настоящей работе метод алитирования сопровождается формированием именно насыщенного алюминием

слоя стали, а не поверхностной пленки на основе алюминия на образце.

Исследования, выполненные методами рентгенофазового анализа, выявили формирование в поверхностном слое стали, подвергнутом комплексной обработке, структуры, фазовый состав которой представлен твердым раствором на основе α -железа, нитридами железа состава Fe_4N , Fe_3N и нитридом алюминия состава AlN (рис. 2). Суммарная объемная доля нитридных фаз в поверхностном слое стали составляет 98 %, из них 2 % приходится на нитрид алюминия и 20 % – на нитрид железа состава Fe_3N .

Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии установлено, что в поверхностном слое формируется поликристаллическая структура с размером зерен 1,0 – 2,5 мкм. По границам и в объеме зерен располагаются частицы второй фазы. Методами темнопольного анализа выявлено, что по границам зерен α -железа в результате комплексной обработки формируются частицы карбонитридов железа и хрома, а также алюминиды хрома состава Al_2Cr и алюминиды железа состава Al_2Fe . Частицы имеют преимущественно глобулярную форму, размеры частиц изменяются в пределах от 80 до 100 нм. В объеме зерен выявлены частицы игольчатой формы (рис. 3). Анализ соответствующих микроэлектроннограмм позволяет утверждать, что данные частицы являются алюминидами хрома состава Al_3Cr_4 . Поперечный размер частиц изменяется в пределах от 1,2 до 2,5 нм, продольный размер частиц – от 15 до 32 нм (рис. 3, з).

Установлено, что комплексная обработка привела к формированию поверхностного слоя толщиной до 70 мкм (рис. 4), микротвердость которого в три раза превышает микротвердость исходного материала и в 1,3 раза микротвердость стали после азотирования.

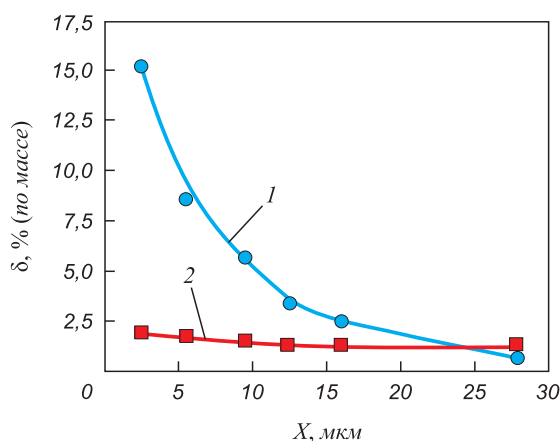


Рис. 1. Зависимость концентрации алюминия (1) и хрома (2) от расстояния от поверхности алитирования стали 40X

Fig. 1. Dependence of aluminum (1) and chromium (2) concentrations on distance from aluminizing surface of 40Cr steel

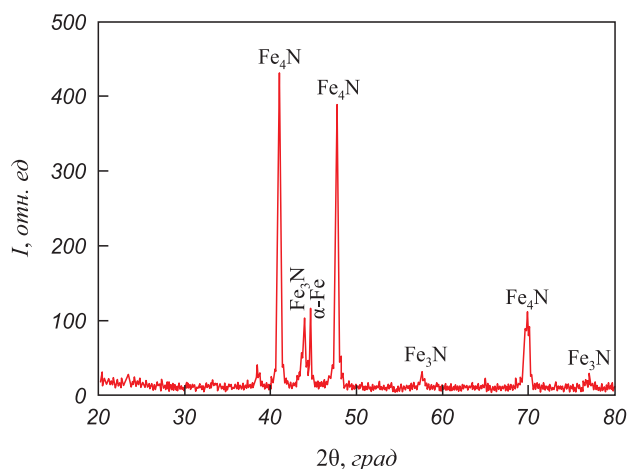


Рис. 2. Фрагмент рентгенограммы, полученной с поверхности стали 40X, подвергнутой комплексной обработке (алитирование и последующее азотирование)

Fig. 2. X-ray section obtained from 40Cr steel surface after complex treatment (aluminizing and consequent nitriding)

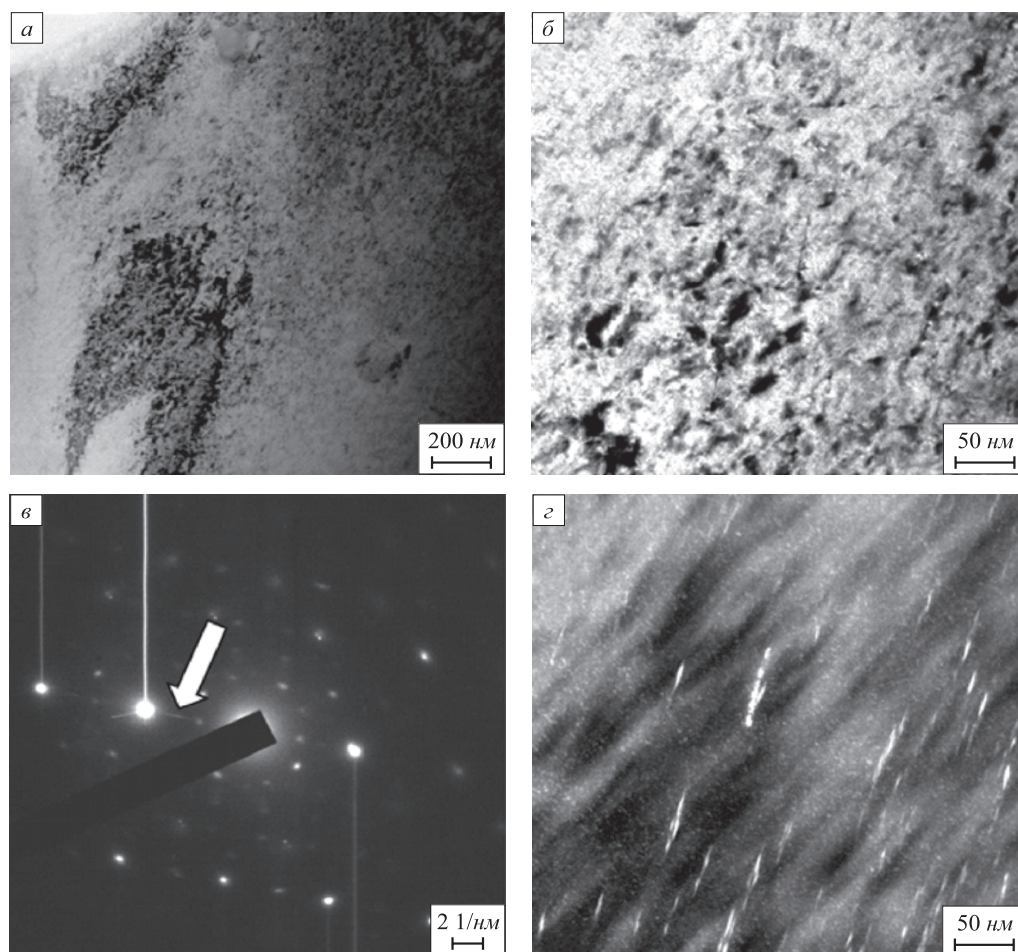


Рис. 3. ПЭМ-изображение частиц второй фазы, формирующихся в объеме зерен стали 40Х в результате комплексной обработки:
а, б – светлое поле; в – микроэлектроннограмма (стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле);
г – темное поле, полученное в рефлексе $[330] \text{Al}_3\text{Cr}_4$

Fig. 3. TEM images of second phase particles formed in the grain bulk of 40Cr steel after complex treatment:
а, б – bright field; в – microdiffraction pattern (arrow indicates the reflection in which dark field was obtained);
г – dark field obtained in $[330] \text{Al}_3\text{Cr}_4$ reflection

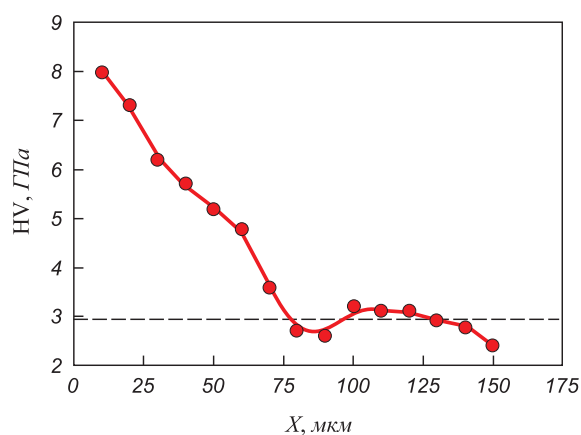


Рис. 4. Профиль микротвердости образцов стали 40Х, подвергнутых комплексной обработке, сочетающей алитирование и последующее азотирование (штриховой линией обозначена твердость стали в исходном состоянии)

Fig. 4. Microhardness profile of 40Cr steel samples after complex treatment including aluminizing and consequent nitriding (dotted line – microhardness of steel in initial state)

Показано, что модифицирование приводит к снижению износостойкости стали (рис. 5), что может быть обусловлено хрупким разрушением поверхностного слоя и участием частиц твердой фазы в виде абразивного порошка в процессе износа материала. Коэффициент трения (μ) практически не изменяется и находится в пределах от 0,49 до 0,51.

Выводы

Комплексное модифицирование образцов легированной стали 40Х, заключающееся в алитировании и последующем азотировании, выполненное в едином вакуумном пространстве, осуществляли на ионно-плазменной установке «ТРИО» с размерами камеры $600 \times 600 \times 600 \text{ мм}^3$. Алитирование проводили при температуре 963 К в течение 4 ч. Последующее азотирование алитированного слоя проводили при температуре 803 К в течение 2 ч. Установка была оснащена двумя плазмофизическими устройствами для генерации газовой

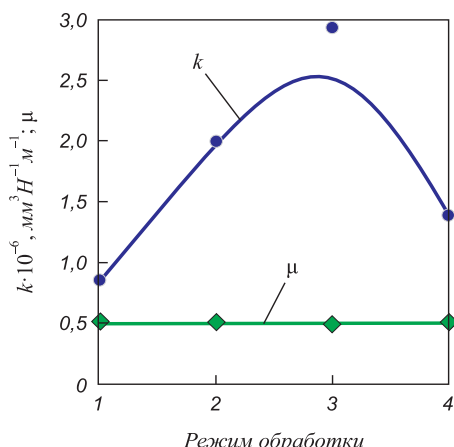


Рис. 5. Зависимости коэффициента трения (μ) и параметра износа (k) от режима обработки стали 40X

Fig. 5. Dependences of friction coefficient (μ) and wear rate (k) on the treatment mode of 40Cr steel

(«ПИНК») и металлической (электродуговой испаритель) плазмы. Катод дугового испарителя был изготовлен из алюминиевого сплава А7 (98,8 % Al). Особен-

ностью работы системы была возможность реализации элионного режима работы, который обеспечивает эффективный подогрев обрабатываемых образцов электронной компонентой плазмы без ионного травления их поверхности. Установлено, что сталь 40X в состоянии перед алитированием (исходное состояние) является поликристаллическим агрегатом, сформированным зернами феррита и зернами перлита пластинчатой морфологии. Показано, что комплексное модифицирование стали приводит к формированию поверхностного слоя, размеры зерен которого изменяются в пределах 1,0 – 2,5 мкм. Выявлено формирование в модифицированном слое многофазного субмикро- и наноструктурного состояния, содержащего нитриды алюминия, нитриды и алюминиды железа и хрома. Установлено, что комплексное модифицирование стали сопровождается формированием упрочненного поверхностного слоя толщиной до 70 мкм. Твердость стали максимальна на поверхности обработки и превышает твердость исходного материала в три раза. Износостойкость стали в условиях сухого трения после комплексного модифицирования снижается.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Faye D.Nd., Dias M., Rojas-Hernandez R.E., Sousa N., Santos L.F., Almeida R.M., Alves E. Structural and optical studies of aluminosilicate films doped with $(\text{Tb}^{3+}, \text{Er}^{3+})/\text{Yb}^{3+}$ by ion implantation // *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research. Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*. 2019. Vol. 459. P. 71–75. <https://doi.org/10.1016/j.nimb.2019.08.027>
2. Kuang X., Li L., Wang L., Li G., Huang K., Xu Y. The effect of N^+ ion-implantation on the corrosion resistance of HiPIMS-TiN coatings sealed by ALD-layers // *Surface and Coatings Technology*. 2019. Vol. 374. P. 72–82. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2019.05.055>
3. Vorob'ev V.L., Gilmudinov F.Z., Bykov P.V., Bayankin V.Ya., Pospelova I.G., Russkikh I.T. Nanoscale layers formed on the surface of a titanium alloy by the ion-beam mixing of carbon with a substrate // *Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*. 2019. Vol. 13. No. 5. P. 979–984. <https://doi.org/10.1134/S1027451019050379>
4. Boes J., Röttger A., Becker L., Theisen W. Processing of gas-nitrided AISI 316L steel powder by laser powder bed fusion – Microstructure and properties // *Additive Manufacturing*. 2019. Vol. 30. Article 100836. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100836>
5. Ren Z., Eppell S., Collins S., Ernst F. Co–Cr–Mo alloys: Improved wear resistance through low-temperature gas-phase nitro-carburization // *Surface and Coatings Technology*. 2019. Vol. 378. Article 124943. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2019.124943>
6. Boblyov E. Diffusion saturation from fusible liquid metal media solutions by titanium of TK and WC-Co alloys as way to increase of tool durability // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2018. Vol. 450. No. 3. Article 032019. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/450/3/032019>
7. Sokolov A.G., Boblyov E.E. Diffusion saturation by titanium from liquid-metal media as way to increase carbide-tipped tool life // *Solid State Phenomena*. 2017. Vol. 265. P. 181–186. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.265.181>
8. Sridharan N., Isheim D., Seidman D.N., Babu S.S. Colossal super saturation of oxygen at the iron-aluminum interfaces fabricat-
1. Faye D.Nd., Dias M., Rojas-Hernandez R.E., Sousa N., Santos L.F., Almeida R.M., Alves E. Structural and optical studies of aluminosilicate films doped with $(\text{Tb}^{3+}, \text{Er}^{3+})/\text{Yb}^{3+}$ by ion implantation. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research. Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*. 2019, vol. 459, pp. 71–75. <https://doi.org/10.1016/j.nimb.2019.08.027>
2. Kuang X., Li L., Wang L., Li G., Huang K., Xu Y. The effect of N^+ ion-implantation on the corrosion resistance of HiPIMS-TiN coatings sealed by ALD-layers. *Surface and Coatings Technology*. 2019, vol. 374, pp. 72–82. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2019.05.055>
3. Vorob'ev V.L., Gilmudinov F.Z., Bykov P.V., Bayankin V.Ya., Pospelova I.G., Russkikh I.T. Nanoscale layers formed on the surface of a titanium alloy by the ion-beam mixing of carbon with a substrate. *Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*. 2019, vol. 13, no. 5, pp. 979–984. <https://doi.org/10.1134/S1027451019050379>
4. Boes J., Röttger A., Becker L., Theisen W. Processing of gas-nitrided AISI 316L steel powder by laser powder bed fusion – Microstructure and properties. *Additive Manufacturing*. 2019, vol. 30, article 100836. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100836>
5. Ren Z., Eppell S., Collins S., Ernst F. Co–Cr–Mo alloys: Improved wear resistance through low-temperature gas-phase nitro-carburization. *Surface and Coatings Technology*. 2019, vol. 378, article 124943. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2019.124943>
6. Boblyov E. Diffusion saturation from fusible liquid metal media solutions by titanium of TK and WC-Co alloys as way to increase of tool durability. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2018, vol. 453, no. 3, article 032019. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/450/3/032019>
7. Sokolov A.G., Boblyov E.E. Diffusion saturation by titanium from liquid-metal media as way to increase carbide-tipped tool life. *Solid State Phenomena*. 2017, vol. 265, pp. 181–186. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.265.181>
8. Sridharan N., Isheim D., Seidman D.N., Babu S.S. Colossal super saturation of oxygen at the iron-aluminum interfaces fabri-

- ed using solid state welding // *Scripta Materialia*. 2017. Vol. 130. P. 196–199. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2016.11.040>
9. Barda H., Rabkin E. The role of interface diffusion in solid state dewetting of thin films: The nano-marker experiment // *Acta Materialia*. 2019. Vol. 177. P. 121–130. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.07.042>
10. Konusova F., Pavlov S., Lauka A., Tarbikov V., Karpov S., Karpov V., Gadirov R., Kashkarov E., Remnev G. Effect of short-pulsed 200 keV C^{+} ion beam and continuous 350 keV He^{2+} ion beam irradiation on optical properties of Al-Si-N coatings with a various Si content // *Surface and Coatings Technology*. 2020. Vol. 389. P. 125564. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.125564>
11. Капуткина Л.М., Медведев М.Г., Прокошкина В.Г., Смарикина И.В., Свяжин А.Г. Влияние легирования азотом на упрочнение и стабильность аустенита стали типа X18H10 // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2014. Т. 57. № 7. С. 43–50. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2014-7-43-50>
12. Рогачев С.О., Стомахин А.Я., Никулин С.А., Кадач М.В., Хаткевич В.М. Структура и механические свойства аустенитных Cr–Ni–Ti сталей после высокотемпературного азотирования // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2019. Т. 62. № 5. С. 366–373. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-5-366-373>
13. Гурьев А.М., Иванов С.Г., Гурьев М.А., Черных Е.В., Иванова Т.Г. Химико-термическая обработка материалов для режущего инструмента // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2015. Т. 58. № 8. С. 578–582. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2015-8-578-582>
14. Лахтин Ю.М., Арзамасов Б.М. Химико-термическая обработка металлов. М.: Металлургия, 1985. 256 с.
15. Перспективные радиационно-пучковые технологии обработки материалов / Грибков В.А., Григорьев Ф.И., Калинин Б.А., Якушин В.Л. М.: Круглый стол, 2001. 528 с.
16. Cherenda N.N., Shymanski V.I., Uglov V.V., Astashinskii V.M., Kuz'mitskii A.M., Koval' N.N., Ivanov Yu.F., Teresov A.D. Formation of zirconium–titanium solid solutions under the action of compression plasma flows and high-current electron beams // *Inorganic Materials: Applied Research*. 2012. Vol. 3. No. 5. P. 365–370. <https://doi.org/10.1134/S2075113312050024>
17. Ivanov Yu.F., Akhmadeev Yu.H., Lopatin I.V., Petrikova E.A., Denisova Yu.A., Teresov A.D., Krygina O.V. Complex beam-plasma surface treatment of high-chromium steel // *Journal of Physics: Conference Series*. 2018. Vol. 1115. No. 3. Article 032031. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1115/3/032031>
18. Devyatkov V.N., Ivanov Yu.F., Krygina O.V., Koval' N.N., Petrikova E.A., Shugurov V.V. Equipment and processes of vacuum electron-ion plasma surface engineering // *Vacuum*. 2017. Vol. 143. P. 464–472. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2017.04.016>
19. Полетика И.М., Крылова Т.А., Тетюцкая М.В. Структура и свойства наплавленных покрытий с наноструктурированным поверхностным слоем // *Известия вузов. Черная Металлургия*. 2014 Т. 57. № 10. С. 51–57. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2014-10-51-57>
20. Марков А.Б., Яковлев Е.В., Шепель Д.А., Соловьев А.В., Петров В.И. Электронно-пучковый синтез поверхностного сплава путем облучения многослойного Ni–Al-покрытия // *Известия вузов. Физика*. 2019. Т. 62. № 7. С. 191–198. <https://doi.org/10.17223/00213411/62/7/191>
21. Markov A., Yakovlev E., Shepel' D., Bestetti M. Synthesis of a Cr–Cu surface alloy using a low-energy high-current electron beam // *Results in Physics*. 2019. Vol. 12. P. 1915–1924. <https://doi.org/10.1016/j.rinp.2019.02.010>
22. Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф. Комплексная электронно-ионно-плазменная обработка поверхности алюминия в едином вакуумном цикле // *Известия вузов. Физика*. 2019. № 7. С. 59–68. <https://doi.org/10.17223/00213411/62/7/59>
23. Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф., Десятков В.Н., Шугуров В.В., Тересов А.Д., Петрикова Е.А. Развитие комплексного электронно-ионно-плазменного метода модификации поверхности материалов и изделий // *Известия вузов. Физика*. 2020. Т. 63. № 1. С. 174–183. <https://doi.org/10.17223/00213411/63/1/174>
- cated using solid state welding. *Scripta Materialia*. 2017, vol. 130, pp. 196–199. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2016.11.040>
9. Barda H., Rabkin E. The role of interface diffusion in solid state dewetting of thin films: The nano-marker experiment. *Acta Materialia*. 2019, vol. 177, pp. 121–130. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.07.042>
10. Konusova F., Pavlov S., Lauka A., Tarbikov V., Karpov S., Karpov V., Gadirov R., Kashkarov E., Remnev G. Effect of short-pulsed 200 keV C^{+} ion beam and continuous 350 keV He^{2+} ion beam irradiation on optical properties of Al-Si-N coatings with a various Si content. *Surface and Coatings Technology*. 2020, vol. 389, article 125564. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.125564>
11. Kaputkina L.M., Medvedev M.G., Prokoshkina V.G., Smarygina I.V., Svyazhin A.G. Influence of nitrogen alloying at strengthening and stability of austenite steel type Cr18Ni10. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014, vol. 57, no. 7, pp. 43–50. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2014-7-43-50>
12. Rogachev S.O., Stomakhin A.Ya., Nikulin S.A., Kadach M.V., Khatkevich V.M. Structure and mechanical properties of austenitic Cr–Ni–Ti steels after high-temperature nitriding. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019, vol. 62, no. 5, pp. 366–373. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-5-366-373>
13. Gur'ev A.M., Ivanov S.G., Gur'ev M.A., Chernykh E.V., Ivanova T.G. Thermochemical treatment of the materials for cutting tools. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2015, vol. 58, no. 8, pp. 578–582. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2015-8-578-582>
14. Lakhtin Yu.M., Arzamasov B.M. *Chemical-Thermal Treatment of Metals*. Moscow: Metallurgiya, 1985, 256 p. (In Russ.).
15. Gribkov V.A., Grigor'ev F.I., Kalin B.A., Yakushin V.L. *Perspective Radiation-Beam Technologies of Materials Treatment. Textbook*. Moscow: Kruglyi stol, 2001, 528 p. (In Russ.).
16. Cherenda N.N., Shymanski V.I., Uglov V.V., Astashinskii V.M., Kuz'mitskii A.M., Koval' N.N., Ivanov Yu.F., Teresov A.D. Formation of zirconium–titanium solid solutions under the action of compression plasma flows and high-current electron beams. *Inorganic Materials: Applied Research*. 2012, vol. 3, no. 5, pp. 365–370. <https://doi.org/10.1134/S2075113312050024>
17. Ivanov Yu.F., Akhmadeev Yu.H., Lopatin I.V., Petrikova E.A., Denisova Yu.A., Teresov A.D., Krygina O.V. Complex beam-plasma surface treatment of high-chromium steel. *Journal of Physics: Conference Series*. 2018, vol. 1115, no. 3, article 032031. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1115/3/032031>
18. Devyatkov V.N., Ivanov Yu.F., Krygina O.V., Koval' N.N., Petrikova E.A., Shugurov V.V. Equipment and processes of vacuum electron-ion plasma surface engineering. *Vacuum*. 2017, vol. 143, pp. 464–472. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2017.04.016>
19. Poletika I.M., Krylova T.A., Tetyutskaya M.V. Structure and properties of deposited coatings with the nano-structured surface layer. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014, vol. 57, no. 10, pp. 51–57. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2014-10-51-57>
20. Markov A.B., Yakovlev E.V., Shepel' D.A., Solov'ev A.V., Petrov V.I. The synthesis of Ni–Al surface alloy by low-energy, high-current electron beam irradiation of composite coating. *Russian Physics Journal*. 2019, vol. 62, pp. 1298–1305. <https://doi.org/10.1007/s11182-019-01847-0>
21. Markov A., Yakovlev E., Shepel' D., Bestetti M. Synthesis of a Cr–Cu surface alloy using a low-energy high-current electron beam. *Results in Physics*. 2019, vol. 12, pp. 1915–1924. <https://doi.org/10.1016/j.rinp.2019.02.010>
22. Koval' N.N., Ivanov Yu.F. Complex electron-ion-plasma processing of aluminum surface in a single vacuum cycle. *Russian Physics Journal*. 2019, vol. 62, pp. 1161–1170. <https://doi.org/10.1007/s11182-019-01831-8>
23. Koval' N.N., Ivanov Yu.F., Devyatkov V.N., Shugurov V.V., Teresov A.D., Petrikova E.A. Development of a combined electron-ion-plasma method of surface modification of materials and products. *Russian Physics Journal*. 2021, vol. 63, pp. 1829–1838. <https://doi.org/10.1007/s11182-021-02240-6>

24. Тушинский Л.И., Батаев А.А., Тихомирова Л.Б. Структура перлита и конструктивная прочность стали. Новосибирск: ВО Наука, 1993. 280 с.
25. Счастливцев В.М., Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л., Окишев К.Ю., Табачникова Т.И., Хлебникова Ю.В. Перлит в углеродистых сталях. Екатеринбург: УрО РАН, 2006. 312 с.
24. Tushinskii L.I., Bataev A.A., Tikhomirova L.B. *Structure of Pearlite and Construction Strength of Steel*. Novosibirsk: VO Nauka, 1993, 280 p. (In Russ.).
25. Schastlivtsev V.M., Mirzaev D.A., Yakovleva I.L., Okishev K.Yu., Tabatchikova T.I., Khlebnikova Yu.V. *Pearlite in Carbon Steel*. Yekaterenburg: UB RAS, 2006, 312 p. (In Russ.).

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Юрий Федорович Иванов, д.ф.-м.н., главный научный сотрудник лаборатории плазменной эмиссионной электроники, Институт сильноточной электроники СО РАН
ORCID: 0000-0001-8022-7958
E-mail: yufi55@mail.ru

Юрий Халяфович Ахмадеев, к.т.н., ведущий научный сотрудник лаборатории плазменной эмиссионной электроники, Институт сильноточной электроники СО РАН
ORCID: 0000-0001-8084-2854
E-mail: ahmadeev@opee.hcei.tsc.ru

Илья Викторович Лопатин, к.т.н., старший научный сотрудник лаборатории плазменной эмиссионной электроники, Институт сильноточной электроники СО РАН
ORCID: 0000-0002-5192-871X
E-mail: lopatin@opee.hcei.tsc.ru

Ольга Васильевна Крысина, к.т.н., старший научный сотрудник лаборатории плазменной эмиссионной электроники, Институт сильноточной электроники СО РАН
ORCID: 0000-0001-9265-2644
E-mail: krysinina_82@mail.ru

Елизавета Алексеевна Петрикова, младший научный сотрудник лаборатории плазменной эмиссионной электроники, Институт сильноточной электроники СО РАН
ORCID: 0000-0002-1959-1459
E-mail: elizmarkova@yahoo.com

Yurii F. Ivanov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Chief Researcher of the Laboratory of Plasma Emission Electronics, Institute of High Current Electronics, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0001-8022-7958
E-mail: yufi55@mail.ru

Yurii Ch. Akhmadeev, Cand. Sci. (Eng.), Leading Researcher of the Laboratory of Plasma Emission Electronics, Institute of High Current Electronics, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0001-8084-2854
E-mail: ahmadeev@opee.hcei.tsc.ru

Il'ya V. Lopatin, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Laboratory of Plasma Emission Electronics, Institute of High Current Electronics, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0002-5192-871X
E-mail: lopatin@opee.hcei.tsc.ru

Ol'ga V. Krysinina, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Laboratory of Plasma Emission Electronics, Institute of High Current Electronics, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0001-9265-2644
E-mail: krysinina_82@mail.ru

Elizaveta A. Petrikova, Junior Researcher of the Laboratory of Plasma Emission Electronics, Institute of High Current Electronics, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0002-1959-1459
E-mail: elizmarkova@yahoo.com

ВКЛАД АВТОРОВ

CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

Ю. Ф. Иванов – исследования структурно-фазового состояния стали методами провечивающей электронной дифракционной микроскопии, обсуждение полученных результатов, написание статьи.

Ю. Х. Ахмадеев – комплексная обработка стали, участие в обсуждении полученных результатов, написание статьи.

И. В. Лопатин – комплексная обработка стали, участие в обсуждении полученных результатов, написание статьи.

О. В. Крысина – исследования структурно-фазового состояния стали методами рентгенофазового анализа, механические испытания стали (определение микротвердости), обсуждение полученных результатов, написание статьи.

Е. А. Петрикова – исследования структурно-фазового состояния стали методами оптической и сканирующей электронной микроскопии, трибологические испытания стали (определение износостойкости и коэффициента трения), обсуждение полученных результатов, написание статьи.

Yu. F. Ivanov – studies of steel structural-phase state by methods of conducting electron diffraction microscopy, discussion of the results, writing the article.

Yu. Kh. Akhmadeev – complex processing of steel, discussion of the results, writing the article.

I. V. Lopatin – complex processing of steel, discussion of the results, writing the article.

O. V. Krysinina – studies of steel structural-phase state by x-ray diffraction, mechanical testing of steel (definition of microhardness), discussion of the results, writing the article.

E. A. Petrikova – studies of steel structural-phase state by optical and scanning electron microscopy, tribological testing of steel (determination of wear resistance and friction coefficient), discussion of the results, writing the article.

Поступила в редакцию 30.07.2021
 После доработки 27.08.2021
 Принята к публикации 27.09.2021

Received 30.07.2021
 Revised 27.08.2021
 Accepted 27.09.2021



Краткое сообщение

УДК 669.382:669.17:625.1

DOI 10.17073/0368-0797-2022-2-134-136



ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ АТОМОВ УГЛЕРОДА В РЕЛЬСАХ ПРИ СВЕРХДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Р. В. Кузнецов¹, О. А. Перегудов², В. В. Шляров¹¹ Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)² Омский государственный технический университет (Россия, 644050, Омск, пр. Мира, 11)

Аннотация. Проведена количественная оценка относительного содержания углерода в структурных элементах головки рельсов после пропущенного тоннажа 1411 и 1770 млн т брутто. В исходном состоянии углерод в основном содержится в частицах цементита. После эксплуатации рельсов местом расположения углерода, наряду с цементитом, являются дефекты кристаллической структуры стали. Показано, что процессы перераспределения углерода наиболее интенсивно происходят в поверхностных слоях до 2 мм. Увеличение пропущенного тоннажа сопровождается заметным перемещением углерода на дефекты структуры рабочей выкружки по сравнению с поверхностью катания.

Ключевые слова: атомы углерода, перераспределение, рельсы, длительная эксплуатация, дефекты, цементит

Благодарность: Выражаем благодарность Е.В. Полевому за предоставленные образцы, С.В. Панину и Ю.Ф. Иванову за обсуждение результатов работы.

Для цитирования: Кузнецов Р.В., Перегудов О.А., Шляров В.В. Перераспределение атомов углерода в рельсах при сверхдлительной эксплуатации // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 2. С. 134–136. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-2-134-136>

Short report

REDISTRIBUTION OF CARBON ATOMS IN RAILS UNDER ULTRA LONG-TERM OPERATION

R. V. Kuznetsov¹, O. A. Peregudov², V. V. Shlyarov¹¹ Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654007, Russian Federation)² Omsk State Technical University (11 Mira Ave., Omsk 644050, Russian Federation)

Abstract. The article considers quantitative estimation of the relative carbon content in the structure elements of rail head after passed tonnage of 1411 and 1770 mln tons. In the initial state carbon is mainly located in cementite particles and after the operation the defects of crystal structure together with cementite are the places of carbon location. It is shown that the processes of carbon redistribution take place more intensive in surface layers up to 2 mm. Increase in passed tonnage is accompanied by intensive carbon movement on the defects of working fillet structure compared to the tread surface.

Keywords: carbon atoms, redistribution, rails, long-term operation, defects, cementite

Acknowledgements: The authors express their gratitude to E.V. Polevoi for the samples provided, and S.V. Panin and Yu.F. Ivanov for discussing the results obtained.

For citation: Kuznetsov R.V., Peregudov O.A., Shlyarov V.V. Redistribution of carbon atoms in rails under ultra long-term operation. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 2, pp. 134–136. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-2-134-136>

Понимание природы формирования и эволюции структурно-фазовых состояний в поверхностных слоях рельсов при их изготовлении и длительной эксплуатации необходимо для создания рельсов специальных категорий и исключения возможности протекания процессов деградации и разрушения с катастрофической скоростью [1].

Целью настоящей работы является анализ изменения количества углерода в структуре 100-м дифферен-

цированно закаленных рельсов после пропущенного тоннажа 1411 и 1770 млн т брутто на экспериментальном кольце Российских железных дорог (РЖД). Анализ проводился на глубине 0, 2 и 10 мм от поверхности по центральной оси и по радиусу скругления выкружки.

Оценку относительного содержания углерода на структурных элементах осуществляли по соотношению [2]:

Распределение атомов углерода в структуре рельсов

Distribution of carbon atoms in the rails structure

Структурный элемент	Содержание углерода, % (по массе)					
	Расстояние до поверхности катания, мм			Расстояние до поверхности выкружки, мм		
	0	2	10	0	2	10
Пропущенный тоннаж 1411 млн т брутто						
Частицы цемента	0,50	0,64	0,74	0,34	0,62	0,73
Кристаллическая решетка α -Fe	0,0015	0	0	0,0015	0	0
Дефекты структуры стали (дислокации, субграницы, границы)	0,24	0,10	0	0,40	0,12	0,01
Пропущенный тоннаж 1770 млн т брутто						
Частицы цемента	0,32	0,58	0,73	0,22	0,25	0,68
Кристаллическая решетка α -Fe	0	0	0	0	0	0
Дефекты структуры стали (дислокации, субграницы, границы)	0,44	0,17	0,02	0,54	0,50	0,07

$$\Delta C = 0,07\Delta V,$$

где ΔV – объемная доля частиц карбидной фазы.

Результаты выполненных оценок представлены в таблице. Если в исходном состоянии основное содержание углерода соответствует частицам цемента, то после эксплуатации рельсов местом расположения углерода (наряду с частицами цемента) являются дефекты кристаллической структуры стали (дислокации, границы зерен и субзерен), а в поверхностном слое стали углерод обнаруживается и в кристаллической решетке α -железа.

Из таблицы также следует, что процессы перераспределения атомов углерода наиболее интенсивно реализуются в поверхностных слоях на глубине до 2 мм. Увеличение пропущенного тоннажа также сопровождается заметным перемещением атомов углерода на дефекты структуры стали в рабочей выкружке по сравнению с поверхностью катания.

По оценкам, выполненным в работе [3], эффект распада цемента и перемещение атомов углерода движущимися дислокациями не может превышать долей процента. В работах [1, 3] отмечается, что вторым механизмом распада атомов углерода из решетки карбидной фазы с образованием атмосфер Коттрелла является «вытягивание» этих атомов в процессе пластической деформации дислокациями. Это происходит вследствие заметной разницы средней энергии связи атомов углерода с дислокациями (0,6 эВ) и с атомами железа в решетке цемента (0,4 эВ) [1]. Согласно классическим представлениям диффузия углерода протекает в поле напряжений, создаваемом дислокационной субструктурой, которая формируется вокруг пластин цемента. При этом степень распада цемента определяется величиной плотности дислокаций и типом субструктуры.

При «вытягивании» атомов углерода из кристаллической решетки наблюдается изменение дефектной субструктуры карбида из-за проникновения дислокаций в решетку цемента. Однако некогерентная межфазная граница α -Fe–Fe₃C будет этому препятствовать, оставляя возможным лишь диффузионный массоперенос, который может быть реализован различными механизмами [4, 5]: диффузией по междоузлиям и по деформационным вакансиям.

При пропущенном тоннаже 1411 и 1770 млн т брутто в поверхностном слое накапливается критическая плотность дефектов, что сдерживает развитие обратимой упругой деформации и вовлечение (развитие) механизма пластической дисторсии. Формирование подобной «критической» структуры будет завершаться зарождением микротрещин по усталостному механизму и выходом рельсов из строя. По этой причине повышение ресурса работы рельсов может быть достигнуто за счет как можно более длительного сохранения структуры, способной к развитию обратимых деформационных процессов, которые исключают разрушение цементитных пластин в перлитных колониях с последующим перемещением атомов углерода на дефекты (дислокации) и области решетки α -железа.

Выводы

Длительная эксплуатация рельсов (пропущенный тоннаж 1411 и 1770 млн т брутто) сопровождается перераспределением атомов углерода по центральной оси головки и оси симметрии выкружки. Длительная эксплуатация приводит к существенному перемещению атомов углерода на дефекты структуры, в рабочей выкружке это более заметно по сравнению с поверхностью катания. При интерпретации результатов использованы представления о механизме пластической дисторсии.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Yuriev A.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Rubannikova Yu.A., Starostenkov M.D., Tabakov P.Y. Structure and Properties of Lengthy Rails after Extreme Long-Term Operation. USA: Materials Research Forum LLC, 2021. 193 p. <https://doi.org/10.21741/9781644901472>
2. Могутнов Б.М., Томилин И.А., Шварцман Л.А. Термодинамика железоуглеродистых сплавов. М.: Металлургия, 1972. 328 с.
3. Гринев В.Н., Гаврилюк В.Г. Распад цементита при пластической деформации стали // Металлофизика. 1982. Т. 4. № 3. С. 74–87.
4. Gavriljuk V.G. Decomposition of cementite in pearlitic steel due to plastic deformation // Materials Science and Engineering: A. 2003. Vol. 345. No. 1-2. P. 81–89. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00358-1](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00358-1)
5. Li Y.J., Choi P., Borchers C., Westerkamp S., Goto S., Raabe D., Kirchheim R. Atomic-scale mechanisms of deformation-induced cementite decomposition in pearlite // Acta Materialia. 2011. Vol. 59. No. 10. P. 3965–3977. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.03.022>

1. Yuriev A.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Rubannikova Yu.A., Starostenkov M.D., Tabakov P.Y. Structure and Properties of Lengthy Rails after Extreme Long-Term Operation. USA: Materials Research Forum LLC, 2021, 193 p. <https://doi.org/10.21741/9781644901472>
2. Mogutnov B.M., Tomilin I.A., Shvartsman L.A. Thermodynamics of Iron-Carbon Alloys. Moscow: Metallurgiya, 1972, 328 p. (In Russ.).
3. Gridnev V.N., Gavriljuk V.G. Decay of cementite during steel plastic deformation. Metallofizika. 1982, vol. 4, no. 3, pp. 74–87. (In Russ.).
4. Gavriljuk V.G. Decomposition of cementite in pearlitic steel due to plastic deformation. Materials Science and Engineering: A. 2003, vol. 345, no. 1-2, pp. 81–89. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00358-1](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00358-1)
5. Li Y.J., Choi P., Borchers C., Westerkamp S., Goto S., Raabe D., Kirchheim R. Atomic-scale mechanisms of deformation-induced cementite decomposition in pearlite. Acta Materialia. 2011, vol. 59, no. 10, pp. 3965–3977. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.03.022>

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Роман Вадимович Кузнецов, соискатель степени к.т.н. кафедры естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: mail@kuzmash.com

Олег Александрович Перегудов, к.т.н., помощник ректора по молодежной политике, Омский государственный технический университет
ORCID: 0000-0001-5154-5498
E-mail: olegomgtu@mail.ru

Виталий Владиславович Шляров, аспирант кафедры естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0001-8130-648X
E-mail: shlyarov@mail.ru

Roman V. Kuznetsov, Candidates for a degree of Cand. Sci. (Eng.) of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University
E-mail: mail@kuzmash.com

Oleg A. Peregudov, Cand. Sci. (Eng.), Rector' Assistant for Youth Policy, Omsk State Technical University
ORCID: 0000-0001-5154-5498
E-mail: olegomgtu@mail.ru

Vitalii V. Shlyarov, Postgraduate of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0001-8130-648X
E-mail: shlyarov@mail.ru

Поступила в редакцию 15.09.2021
После доработки 27.09.2021
Принята к публикации 16.10.2021

Received 15.09.2021
Revised 27.09.2021
Accepted 16.10.2021



Оригинальная статья

УДК 621.74.045

DOI 10.17073/0368-0797-2022-2-137-144



ВЛИЯНИЕ ВНУТРЕННЕГО ФАКТОРА НА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ ОБОЛОЧКОВОЙ ФОРМЫ ПО ВЫПЛАВЛЯЕМЫМ МОДЕЛЯМ

В. И. Одинокоев, А. И. Евстигнеев, Э. А. Дмитриев,
Д. В. Чернышова, А. А. Евстигнеева

Комсомольский-на-Амуре государственный университет (Россия, 681013, Хабаровский край, Комсомольск-на-Амуре, пр. Ленина, 27)

Аннотация. Смоделирован процесс эволюции напряженно-деформированного состояния (НДС) многослойной оболочковой формы (ОФ) при изменении свойств между слоями в процессе охлаждения в ней залитой стальной отливки. Построена математическая модель и проведено теоретическое исследование напряженного состояния ОФ при отсутствии в ней связи между слоями в многослойном композите. Рассмотрена сложная трехкомпонентная система (жидкий металл, твердый металл, керамическая оболочковая форма). Твердый металл и ОФ считаются изотропными. Для решения поставленной задачи применялись теория малых упругопластических деформаций и уравнения теплопроводности, а также апробированные численные методы. Эволюция НДС в оболочковых формах прослеживается по временным шагам. Толщина затвердевающего металла определяется из уравнения межфазового перехода. Рассмотрен процесс нагрева осесимметричной ОФ при заливке в нее жидкого металла. Напряженное состояние оценивалось по возникающим в ОФ напряжениям и перемещениям. В процессе охлаждения жидкого металла на контакте оболочковой формы с опорным наполнителем (ОН) возможен отход поверхности между ними. В этом случае решается контактная задача. С учетом составленного алгоритма решения задачи с использованием разработанных численных схем и программных комплексов выполнены расчеты для случая полного скольжения слоев. Полученные результаты численных расчетов представлены в виде эпюр и графиков. Приведен подробный анализ полученных результатов. Показана несостоятельность ранее высказанной идеи о применимости скольжения между слоями в многослойном композите с позиции снижения его напряженного состояния. Результаты исследований могут быть полезны при расчетах других функциональных многослойных оболочечных систем.

Ключевые слова: литье по выплавляемым моделям, оболочковая форма, напряженное состояние, моделирование, трещинообразование, контактная связь, внутренние слои, напряжение, перемещение

Для цитирования: Одинокоев В.И., Евстигнеев А.И., Дмитриев Э.А., Чернышова Д.В., Евстигнеева А.А. Влияние внутреннего фактора на трещиностойкость оболочковой формы по выплавляемым моделям // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 2. С. 137–144. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-2-137-144>

Original article

INFLUENCE OF INTERNAL FACTOR ON CRACK RESISTANCE OF SHELL MOLD BY INVESTMENT MODELS

V. I. Odinokov, A. I. Evstigneev, E. A. Dmitriev,
D. V. Chernyshova, A. A. Evstigneeva

Komsomolsk-on-Amur State University (27 Lenin Ave., Komsomolsk-on-Amur, Khabarovsk Territory 681013, Russian Federation)

Abstract. The process of evolution of the stress-strain state (SSS) of a multilayer shell mold (SM) is modeled at properties change between layers during cooling of poured steel casting. A mathematical model was constructed and a theoretical study of the stress state of the SM was carried out in absence of connection between the layers in a multilayer composite. The article describes a complex three-component system: liquid metal, solid metal, and ceramic SM. Solid metal and SM are considered to be isotropic. To solve this problem, the authors used the theory of small elastic-plastic deformations and equations of thermal conductivity, as well as proven numerical methods. Evolution of SSS in SM was traced by time steps. Thickness of the solidifying metal was determined through the equation of interphase transition. The article considers the process of heating an axisymmetric SM when pouring liquid metal into it. Stress state was estimated by stresses and displacements that occur in SM. At SM contact with support filler (SF), SM surface move away from the SF is possible during cooling of liquid metal. In this case, contact problem is solved. Taking into account the compiled

algorithm for solving the problem, calculations were performed for the case of complete sliding of layers using developed numerical schemes and software complexes. Obtained results of numerical calculations are clearly displayed by graphic illustrations in form of plots and graphs. Detailed analysis of the obtained results is given. There is inconsistency of the previously expressed idea about the applicability of sliding between layers in a multilayer composite from the position of reducing its stress state. The research results can be useful in calculations of other functional multilayer shell systems.

Keywords: casting by investment models, shell mold, stress state, modeling, cracking, contact connection of internal layers, stress, displacement

For citation: Odnokov V.I., Evstigneev A.I., Dmitriev E.A., Chernyshova D.V., Evstigneeva A.A. Influence of internal factor on crack resistance of shell mold by investment models. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 2, pp. 137–144. (In Russ.).

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-2-137-144>

ВВЕДЕНИЕ

Главным недостатком технологии литья по выплавляемым моделям является высокий процент брака оболочковой формы (ОФ), связанный с частичным или полным их разрушением в процессах формообразования и применения литейной формы.

Исследованию физических и морфологических свойств ОФ посвящены работы [1, 2]. Они легли в основу разработанных новых видов структур ОФ, по которым получены патенты РФ.

В настоящей работе строится математическая модель и проводится теоретическое исследование ранее высказанной идеи, отчасти реализованной в работе [3]. Предлагается многослойную оболочковую форму изготавливать таким образом, чтобы слои ОФ скользили друг относительно друга. Растягивающие нормальные напряжения появляются в наружном слое ОФ при заливке металла, так как слои формы близкие к расплаву металла, нагреваясь, стараются расширяться, но им мешают периферийные более холодные слои ОФ. Отсюда в слоях с высокой температурой наблюдали сжимающие нормальные напряжения, а в слоях с меньшей температурой – растягивающие [1, 4].

Зарубежных публикаций по НДС оболочковых форм обнаружено незначительное количество, хотя проведено множество теоретических и экспериментальных исследований НДС оболочечных конструкций с различными структурами [5 – 10], из различных функциональных материалов [9 – 13], условий нагружения [8, 14 – 18] и формы оболочек [19 – 23]. Однако математическому описанию этого сложного процесса посвящено мало работ.

ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ

Рассматривается осесимметричное тело вращения (рис. 1, а). Деформируемый материал – форма и затвердевший металл считаются изотропными. Оболочковая форма представляет собой многослойный композит толщиной T . В этом случае имеем трехкомпонентную систему (рис. 1): область I – жидкий металл; область II – затвердевший металл; область III – многослойная форма.

Используя линейную теорию упругости, эйлерову систему координат и уравнение теплопроводности,

можно записать для каждой из областей систему уравнений:

– для области I :

$$\sigma_{11} = \sigma_{22} = \sigma_{33} = \sigma = P_1; P_1 = -\gamma h; \dot{\theta} = \bar{\alpha}_1 \Delta \theta; \quad (1)$$

– для областей II, III :

$$\begin{aligned} \sigma_{ij,j} = 0; \sigma_{ij} - \sigma \delta_{ij} &= 2G_p' \varepsilon_{ij}^*; \varepsilon_{ij}^* = \varepsilon_{ij} - \frac{1}{3} \varepsilon \delta_{ij}; \\ \varepsilon &= \varepsilon_{ii}; \varepsilon_{ii} = 3k_p' \sigma + 3\alpha_p' (\theta_n - \theta_p^*); \\ \varepsilon_{ij} &= 0, 5(U_{i,j} + U_{j,i}); \dot{\theta} = \bar{\alpha}_2 \Delta \theta; \\ \dot{\theta} &= \bar{\alpha}_3' \Delta \theta \text{ (только для области III)}, \end{aligned} \quad (2)$$

где σ_{ij} – компоненты тензора напряжений; U_i – перемещения; ε_{ij} – компоненты тензора упругих деформаций; σ – гидростатическое напряжение; G_p' – модуль сдвига закристаллизовавшегося металла ($p = 2$) и оболочковой формы в слое t ($p = 3$); δ_{ij} – символ Кронекера; k_p' – коэффициент объемного сжатия ($p = 2, 3$); α_p' – коэффициент линейного расширения в области III в слое t ; γ – плотность разливаемого металла; $\bar{\alpha}_p$ – коэффициент температуропроводности в области $p = 1, 2$; $\bar{\alpha}_3'$ – коэффициент температуропроводности в области III в слое t ; θ_n – текущая температура; θ_p^* – начальная температура в области p .

В системе (2) используется суммирование по повторяющимся индексам.

В процессе охлаждения жидкого металла при условии, что температура металла $\theta_m \leq \theta_k$ (θ_k – температура кристаллизации) определяется толщина затвердевшего слоя из решения уравнения межфазового перехода:

$$\frac{d\theta_1}{dn_*} \lambda_1 - \frac{d\theta_2}{dn_*} \lambda_2 = \frac{d\Delta}{d\tau} L \rho, \quad (2)$$

где θ_1 и θ_2 – температура в твердой и жидкой фазах; λ_1 и λ_2 – коэффициент теплопроводности твердой и жидкой фаз; Δ – толщина корочки; L – скрытая теплота плавления; ρ – плотность твердой фазы; n_* – нормаль к границе двух фаз.

Время процесса кристаллизации τ^* разбивается на малые шаги $\Delta\tau_n$ (n – номер временного шага). На каждом временном шаге $\Delta\tau_n$ вычисляется толщина твердой

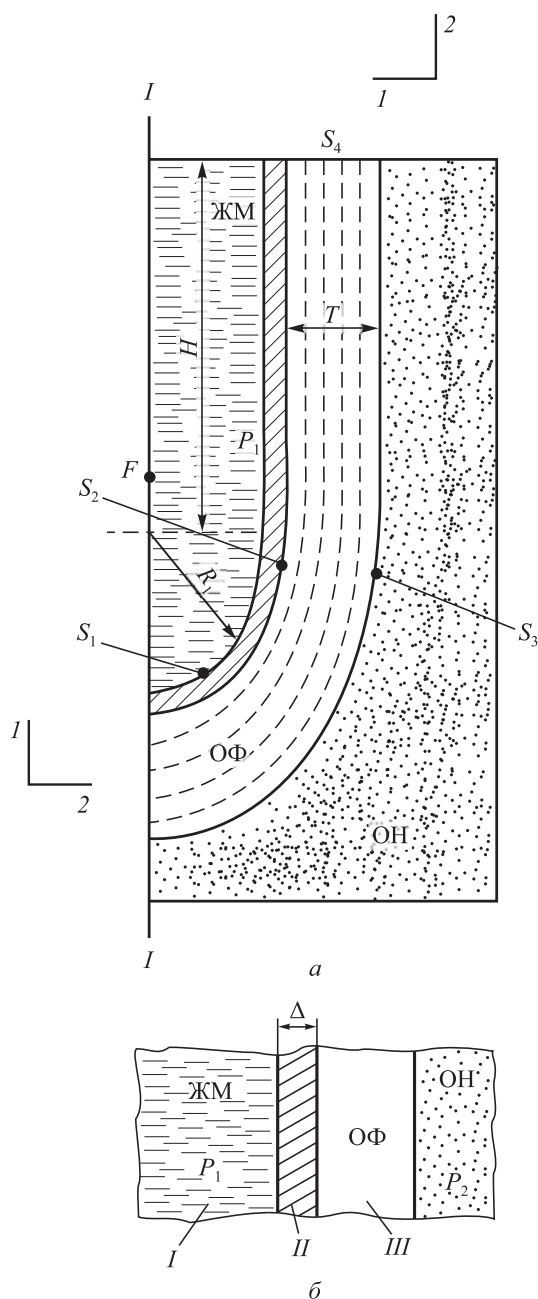


Рис. 1. Расчетная схема оболочковой формы, заформованной в опорный наполнитель и залитая жидким металлом со схемами поверхностей к граничным условиям задачи:
 а – сечение вертикальной плоскости; б – схема моделирования областей системы; I – жидкий металл; II – затвердевший металл; III – многослойная оболочковая форма; T – толщина оболочковой формы; H – высота цилиндрической части стояка; R₁ – радиус сферической части стояка; P₁ – гидростатическое давление жидкого металла; ЖМ – жидкий металл; ОФ – оболочковая форма; ОН – опорный наполнитель

Fig. 1. Design scheme of the shell mold, molded in the base filler and filled with liquid metal with schemes of the surfaces for boundary conditions of the task:

a – cross section of vertical plane; б – scheme of simulation of the system zones; I – liquid metal; II – hardened metal; III – layered shell shape; T – thickness of the shell mold; H – height of the riser cylindrical part; R₁ – radius of the riser spherical part; P₁ – hydrostatic pressure of liquid metal; ЖМ – liquid metal; ОФ – shell mold; ОН – support filler

фазы $\Delta_n \left(\Delta = \sum_1^n \Delta_n \right)$. При этом предполагается, что температура в твердой фазе по толщине Δ_n изменяется по линейному закону и градиент температуры в жидкой фазе равен нулю. С учетом этого решения уравнение (3) дает следующую зависимость для определения толщины Δ_n закристаллизовавшейся корочки на временном шаге $\Delta\tau_n$:

$$\Delta_n = C\sqrt{\tau}; \quad C = \sqrt{\frac{2\Delta\theta_1\lambda_1}{\rho L}}; \quad (4)$$

здесь $\Delta\theta_1$ – перепад температур в твердой фазе вблизи фронта кристаллизации.

С учетом осевой симметрии имеем следующее: $\sigma_{31} = \sigma_{32} = 0$; $\varepsilon_{13} = \varepsilon_{23} = 0$; $U_3 = 0$ (рис. 1). Начальные условия задачи: $\Delta|_{\tau=0} = 0$ – отсутствие твердой фазы металла (Δ – толщина затвердевшего металла); $\theta_I|_{\tau=0} = \theta_0$ – температура разливаемого жидкого металла; $\theta_{III}|_{\tau=0} = \theta^*$ – начальная температура формы.

Граничные условия задачи (рис. 1, а):

- на оси симметрии $U_2 = 0$; $\sigma_{21} = 0$; $q_n = 0$;
- на поверхностях S_1, S_2, S_3

$$\begin{aligned} \sigma_{11}|_{S_1} &= -P_1; \quad \sigma_{12}|_{S_1} = 0; \quad \sigma_{21}|_{S_4} = 0; \\ \sigma_{22}|_{S_4} &= 0; \quad \sigma_{11}|_{S_3} = 0; \quad \sigma_{12}|_{S_3} = 0. \end{aligned} \quad (5)$$

На границе двух слоев при $x_1 = x_1^*$ (рис. 2) имеем

$$\sigma_{12}^*|_{x_1=x_1^*} = -\psi\tau_S \frac{U_{\text{ск}}}{U^*} \cos(n, x_1), \quad (6)$$

где $U_{\text{ск}} = U_{|a_2} - U_{|a_1}$ – скольжение слоя a_2 относительно слоя a_1 вдоль координаты x_2 ; U^* – нормирующая величина U ; ψ – коэффициент трения на границе слоя t .

Температуры в жидком металле по оси симметрии и на наружной поверхности ОФ по экспериментальным данным аппроксимированы следующими аналитическими зависимостями [1]:

$$\theta_F = 1550 - 2,8\tau + 0,32\tau^2; \quad 0 < \tau < 40;$$

$$\theta|_{S_3} = 17 + 2,8\tau + 4,8\tau^2; \quad 0 < \tau < 25.$$

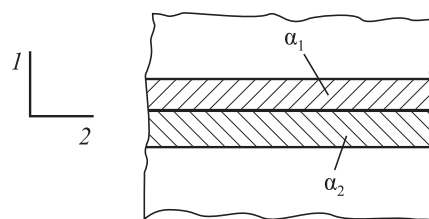


Рис. 2. Схема взаимодействия контактирующих слоев

Fig. 2. Scheme of contacting layers interaction

Рассмотрим полное скольжение слоев $\psi_t = 0$ и $P_1 = 0$.

Решение задачи осуществлялось численным методом [24], разработанными численными схемами с учетом программного комплекса [25], использованных также в работах [1, 4].

АНАЛИЗ РЕЗУЛЬТАТОВ

Исследовали оболочковую форму, состоящую из 10 слоев, со следующими геометрическими параметрами: $T = 5$ мм; $H = 50$ мм; $R_1 = 20$ мм; имеющую свойства:

$$G = 2960 \text{ кг/мм}^2; \alpha = 0,51 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1};$$

$$\lambda = 0,000812 \text{ Вт/(мм} \cdot \text{°C)}; C = 840 \text{ Дж/(кг} \cdot \text{°C)}; \quad (7)$$

$$\gamma = 2,0 \cdot 10^{-6} \text{ кг/мм}^3.$$

Следует отметить, что свойства (7) являются традиционными при изготовлении ОФ. На рис. 3 приведены

поля напряжений σ_{22} , σ_{11} (рис. 3, б) и поля перемещений U_1 , U_2 (рис. 3, в) в области ОФ при времени охлаждения $t = 18,6$ с. На рис. 3, а показана зависимость распределения температуры на оси симметрии ($x_2 = 0$). В других сечениях оболочковой формы график распределения температуры практически такой же (в количественной величине отклонение 10 – 15 °С). То есть рассматривается случай деформации ОФ только под воздействием температурного поля.

Слои оболочковой формы, находящиеся ближе к расплавленному металлу, увеличиваются в объеме значительно больше, чем периферийные слои ОФ. Видим по перемещениям U_1 , что ОФ как бы «раскрывается». Поля напряжений σ_{22} прямо противоположны по знаку напряжениям σ_{22} в ОФ, когда слои были как бы одним монолитом [2]. Слои около жидкого металла имеют положительное значение растягивающего напряжения σ_{22} , периферийные слои, имеющие температуру ниже, – имеют сжимающие напряжения.

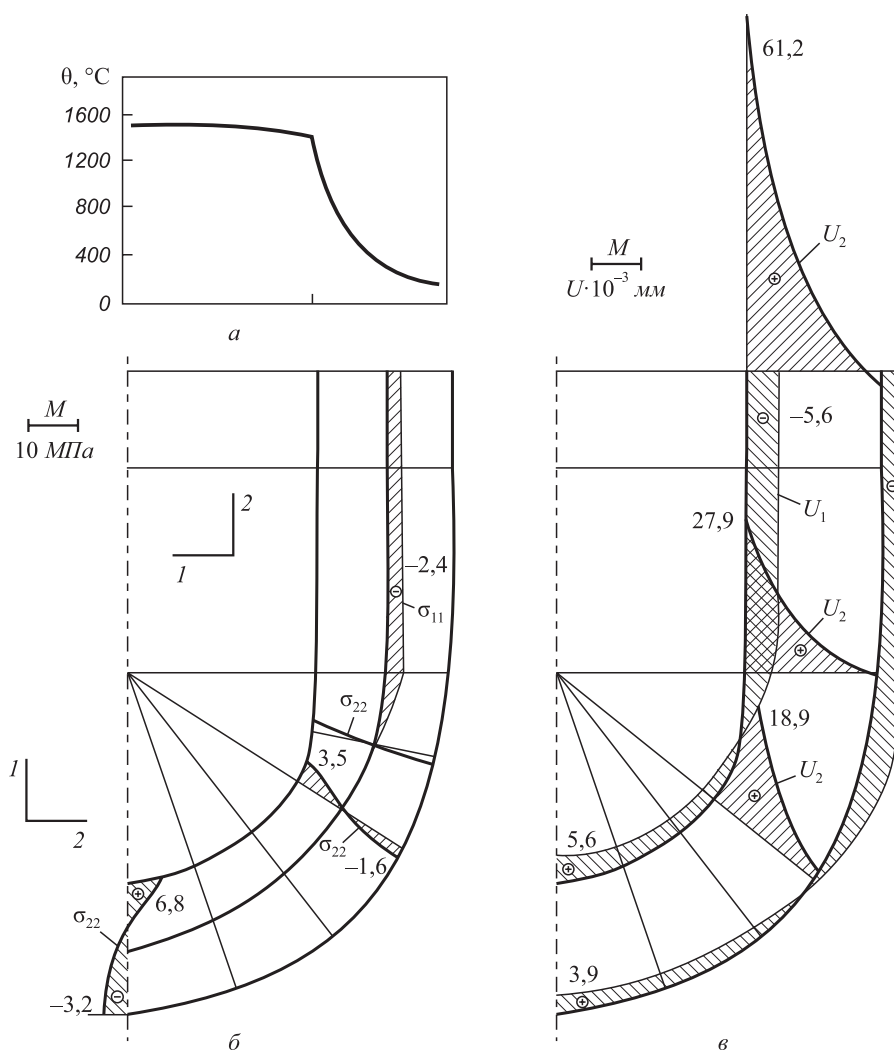


Рис. 3. Распределение температуры (а), поля напряжений σ_{11} , σ_{22} (б) и перемещений U_1 , U_2 (в) по толщине оболочки при времени охлаждения $\tau = 18,6$ с

Fig. 3. Distribution of temperature (a), stress fields σ_{11} , σ_{22} (б) and displacements U_1 , U_2 (в) over the shell thickness at cooling time $\tau = 18.6$ s

Напряжения σ_{22} (рис. 3, б) имеют место только в сферической части ОФ, в цилиндрической части их нет. В рассматриваемом случае имеют место напряжения σ_{11} (рис. 3, б), которые в работах [2, 4] отсутствуют, так как σ_{11} на два порядка меньше σ_{22} по абсолютной величине.

Наибольших значений напряжения σ_{11} достигают в центре поперечного сечения ОФ (сжимающие напряжения) и уменьшаются до нуля к поверхностям оболочковой формы. Таким образом, можно сделать вывод, что выполнять ОФ со слоями, скользящими друг относительно друга без трения, нельзя. Оболочковая форма разрушится, так как растягивающие напряжения в слое, примыкающем к жидкому металлу, достигают 6,8 МПа, что является недопустимым. В этом слое температура составляет 1400 °С, он будет разрушен.

При нагрузке ОФ гидростатическим давлением $P_1 = -\gamma h$ примем $U_1|_{S_3} = 0$. Результаты решения приведены на рис. 4 (сплошная линия). Так же, как и в предыдущем случае, напряжения σ_{22} имеют место толь-

ко в сферической зоне ОФ, но более ярко выражены (в цилиндрической части ОФ напряжения σ_{22} отсутствуют). Напряжения σ_{11} на поверхности контакта ОФ с опорным наполнителем (S_3) имеют знакопеременный характер (в нижней сферической части ОФ значения σ_{11} положительные, а затем переходят в сжимающие). Положительные значения σ_{11} на контактной поверхности указывают на возможность отставания в этой части ОФ от опорного наполнителя (ОН). Поля перемещений на рис. 4, б (сплошные линии) показывают совпадение по перемещениям U_2 (рис. 3, б).

Перемещения U_1 на рис. 4, б (сплошные линии) не значительны. Чтобы получить более точные результаты, решим контактную задачу: на поверхности S_3 (рис. 1, а) примем условие

$$\text{если } \sigma_{11}|_{S_3^k} > 0 \Rightarrow \sigma_{11}|_{S_3^k} = 0;$$

$$\text{если } u_1|_{S_3^k} < 0 \Rightarrow u_1|_{S_3^k} = 0,$$

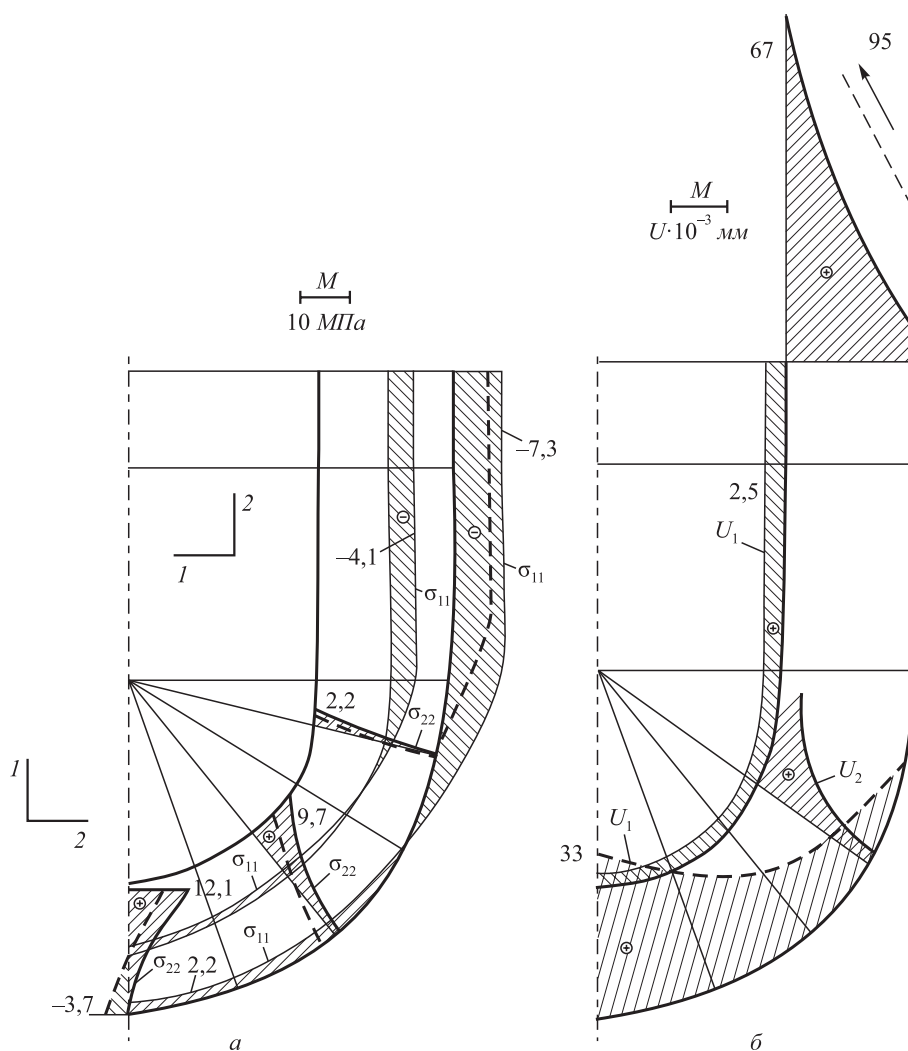


Рис. 4. Поля напряжений σ_{11} , σ_{22} (а) и перемещений U_1 , U_2 (б) по толщине оболочки при времени охлаждения $\tau = 18,6$ с и гидростатическом давлении

Fig. 4. Fields of stresses σ_{11} , σ_{22} (a) and displacements U_1 , U_2 (b) along the shell thickness at cooling time $\tau = 18.6$ s and hydrostatic pressure

где k – номер грани элемента на контактной поверхности.

При этом дополним граничные условия (5):

$$\sigma_{12}|_{S_3} = -\psi^* \tau_s \frac{U_{\text{ск}}}{U^*} \cos(n, x), \quad (9)$$

где ψ^* – коэффициент трения на поверхности контакта между ОФ и ОН.

В граничных условиях (9) положим $\psi^* = 0,01$. Условия (8) введены в алгоритм решения задачи. Условия (8) в итерационной схеме вычислений отслеживаются 4–5 раз, после чего изменений уже не происходит. Результаты решения задачи с учетом условий (8), (9) приведены на рис. 4 (штриховые линии). Наблюдаем общее уменьшение (по абсолютной величине) напряжений σ_{11} , σ_{22} (рис. 4, а). При этом, на большей области

сферической части ОФ имеет место отставание наружной части оболочковой формы от опорного наполнителя с наибольшей (0,033 мм) величиной оси симметрии (рис. 4, б). Перемещения U_2 на поверхности S_4 резко возросли (рис. 4, б).

Выводы

Проведенные расчеты и анализ полученных результатов показывают несостоятельность аргументации высказанной ранее идеи о возможности скольжения без трения между внутренними промежуточными слоями оболочковой формы из-за гарантированного ее разрушения, что подтверждается также практическим опытом. Внешнее нагружение верхней кромки стояка формы не рекомендуется из-за возможного при этом разрушении оболочковой формы.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Математическое моделирование процессов получения отливок в керамические оболочковые формы / В.И. Одинок, Э.А. Дмитриев, А.И. Евстигнеев, А.В. Свиридов. М.: Инновационное машиностроение, 2020. 224 с.
2. Одинок В.И., Дмитриев Э.А., Евстигнеев А.И., Свиридов А.В., Иванова Е.П. Моделирование и оптимизация выбора свойств материалов и морфологического строения структуры оболочковых форм по выплавляемым моделям // Известия вузов. Черная металлургия. 2020. Т. 63. № 9. С. 742–754. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-9-742-754>
3. Репях С.И. Технологические основы литья по выплавляемым моделям. Днепропетровск: Лира, 2006. 1056 с.
4. Евстигнеев А.И., Одинок В.И., Дмитриев Э.А., Свиридов А.В., Иванова Е.П. Влияние внешнего теплового воздействия на напряженное состояние оболочковых форм по выплавляемым моделям // Математическое моделирование. 2021. № 1. С. 63–76.
5. Kulikov G.M. Influence of anisotropy on the stress state of multilayer reinforced shells // Soviet Applied Mechanics. 1987. Vol. 22. No. 12. P. 1166–1170. <https://doi.org/10.1007/BF01375815>
6. Zveryaev E.M., Berlinov M.V., Berlinova M.N. The integral method of definition of basic tension condition anisotropic shell // International Journal of Applied Engineering Research. 2016. Vol. 11. No. 8. P. 5811–5816.
7. Maximyuk V.A., Storozhuk E.A., Chernyshenko I.S. Stress state of flexible composite shells with reinforced holes // International Applied Mechanics. 2014. Vol. 50. No. 5. P. 558–565. <https://doi.org/10.1007/s10778-014-0654-6>
8. Vetrov O.S., Shevchenko V.P. Study of the stress-strain state of orthotropic shells under the action of dynamical impulse loads // Journal of Mathematical Sciences. 2012. Vol. 183. No. 2. P. 231–240. <https://doi.org/10.1007/s10958-012-0809-0>
9. Vasilenko A.T., Urusova G.P. The stress state of anisotropic conic shells with thickness varying in two directions // International Applied Mechanics. 2000. Vol. 35. No. 5. P. 631–638. <https://doi.org/10.1007/BF02682077>
10. Tovstik P.E., Tovstik T.P. Two-dimensional linear model of elastic shell accounting for general anisotropy of material // Acta Mechanica. 2014. Vol. 225. No. 3. P. 647–661. <https://doi.org/10.1007/s00707-013-0986-z>
11. Grigorenko Y.M., Vasilenko A.T., Pankratova N.D. Stress state and deformability of composite shells in the three-dimensional statement // Mechanics of Composite Materials. 1985. Vol. 20. No. 4. P. 468–474. <https://doi.org/10.1007/BF00609648>
1. Odiakov V.I., Dmitriev E.A., Evstigneev A.I., Sviridov A.V. *Mathematical Modeling of Castings Obtaining in Ceramic Shell Molds*. Moscow: Innovatsionnoe mashinostroyeniye, 2020, 224 p. (In Russ.).
2. Odiakov V.I., Dmitriev E.A., Evstigneev A.I., Sviridov A.V., Ivankova E.P. Choice of materials properties and structure of shell molds by investment models. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2020, vol. 63, no. 9, pp. 742–754. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-9-742-754>
3. Repyakh S.I. *Technological Basics of Casting by Investment Models*. Dnepropetrovsk: Lira, 2006, 1056 p. (In Russ.).
4. Evstigneev A.I., Odiakov V.I., Dmitriev E.A., Sviridov A.V., Ivankova E.P. Influence of external thermal action on stress state of shell molds by smelting molds. *Mathematical Models and Computer Simulations*. 2021, vol. 13, no. 5, pp. 780–789. <https://doi.org/10.1134/S2070048221050112>
5. Kulikov G.M. Influence of anisotropy on the stress state of multilayer reinforced shells. *Soviet Applied Mechanics*. 1987, vol. 22, no. 12, pp. 1166–1170. <https://doi.org/10.1007/BF01375815>
6. Zveryaev E.M., Berlinov M.V., Berlinova M.N. The integral method of definition of basic tension condition anisotropic shell. *International Journal of Applied Engineering Research*. 2016, vol. 11, no. 8, pp. 5811–5816.
7. Maximyuk V.A., Storozhuk E.A., Chernyshenko I.S. Stress state of flexible composite shells with reinforced holes. *International Applied Mechanics*. 2014, vol. 50, no. 5, pp. 558–565. <https://doi.org/10.1007/s10778-014-0654-6>
8. Vetrov O.S., Shevchenko V.P. Study of the stress-strain state of orthotropic shells under the action of dynamical impulse loads. *Journal of Mathematical Sciences*. 2012, vol. 183, no. 2, pp. 231–240. <https://doi.org/10.1007/s10958-012-0809-0>
9. Vasilenko A.T., Urusova G.P. The stress state of anisotropic conic shells with thickness varying in two directions. *International Applied Mechanics*. 2000, vol. 35, no. 5, pp. 631–638. <https://doi.org/10.1007/BF02682077>
10. Tovstik P.E., Tovstik T.P. Two-dimensional linear model of elastic shell accounting for general anisotropy of material. *Acta Mechanica*. 2014, vol. 225, no. 3, pp. 647–661. <https://doi.org/10.1007/s00707-013-0986-z>
11. Grigorenko Y.M., Vasilenko A.T., Pankratova N.D. Stress state and deformability of composite shells in the three-dimensional statement. *Mechanics of Composite Materials*. 1985, vol. 20, no. 4, pp. 468–474. <https://doi.org/10.1007/BF00609648>

12. Vasilenko A.T., Sudavtsova G.K. The stress state of stiffened shallow orthotropic shells // *International Applied Mechanics*. 2001. Vol. 37. No. 2. P. 251–262. <https://doi.org/10.1023/A:1011393724113>
13. Nemish Yu.N., Zirka A.I., Chernopiskii D.I. Theoretical and experimental investigations of the stress-strain state of nonthin cylindrical shells with rectangular holes // *Prikladnaya Mekhanika*. 2000. Vol. 36. No. 12. P. 93–98.
14. Rogacheva N.N. The effect of surface stresses on the stress-strain state of shells // *Journal of Applied Mathematics and Mechanics*. 2016. Vol. 80. No. 2. P. 173–181. <https://doi.org/10.1016/j.jappmathmech.2016.06.011>
15. Banichuk N.V., Ivanova S.Yu., Makeev E.V. On the stress state of shells penetrating into a deformable solid // *Mechanics of Solids*. 2015. Vol. 50. No. 6. P. 698–703. <https://doi.org/10.3103/S0025654415060102>
16. Krasovsky V.L., Lykhachova O.V., Bessmertnyi Ya.O. Deformation and stability of thin-walled shallow shells in the case of periodically non-uniform stress-strain state. In: *Proceedings of the 11th Int. Conf. "Shell Structures: Theory and Applications"*. 2018. Vol. 4. P. 251–254. <https://doi.org/10.1201/9781315166605-55>
17. Storozhuk E.A., Chernyshenko I.S., Kharenko S.B. Elastoplastic deformation of conical shells with two circular holes // *International Applied Mechanics*. 2012. Vol. 48. No. 3. P. 343–348. <https://doi.org/10.1007/s10778-012-0525-y>
18. Ivanov V.N., Imomnazarov T.S., Farhan I.T.F., Tiekolo D. Analysis of stress-strain state of multi-wave shell on parabolic trapezoidal plan // *Advanced Structured Materials*. 2020. Vol. 113. P. 257–262. https://doi.ru/10.1007/978-3-030-20801-1_19
19. Gerasimenko P.V., Khodakovskiy V.A. Numerical algorithm for investigating the stress-strain state of cylindrical shells of railway tanks // *Vestnik of the St. Petersburg university: Mathematics*. 2019. Vol. 52. No. 2. P. 207–213. <https://doi.org/10.1134/S1063454119020067>
20. Meish V.F., Maiborodina N.V. Stress state of discretely stiffened ellipsoidal shells under a nonstationary normal load // *Int. Applied Mechanics*. 2018. Vol. 54. No. 6. P. 675–686. <https://doi.org/10.1007/s10778-018-0922-y>
21. Marchuk A.V., Gnidash S.V. Analysis of the effect of local loads on thick-walled cylindrical shells with different boundary conditions // *International Applied Mechanics*. 2016. Vol. 52. No. 4. P. 368–377. <https://doi.org/10.1007/s10778-016-0761-7>
22. Maksimyuk V.A., Mulyar V.P., Chernyshenko I.S. Stress state of thin spherical shells with an off-center elliptic hole // *International Applied Mechanics*. 2003. Vol. 39. No. 5. P. 595–598. <https://doi.org/10.1023/A:1025147927708>
23. Grigorenko Ya.M., Grigorenko A.Ya., Zakhariichenko L.I. Analysis of influence of the geometrical parameters of elliptic cylindrical shells with variable thickness on their stress-strain state // *International Applied Mechanics*. 2018. Vol. 54. No. 2. P. 155–162. <https://doi.org/10.1007/s10778-018-0867-1>
24. Математическое моделирование сложных технологических процессов / В.И. Одинокоев, Б.Г. Каплунев, А.В. Песков, А.В. Баков. М.: Наука, 2008. 176 с.
25. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2012661389. ОДИССЕЙ / В.И. Одинокоев, А.Н. Прокудин, А.М. Сергеева, Г.М. Севастьянов. Зарегистрировано в Реестре программ для ЭВМ 13.12.2012.
12. Vasilenko A.T., Sudavtsova G.K. The stress state of stiffened shallow orthotropic shells. *International Applied Mechanics*. 2001, vol. 37, no. 2, pp. 251–262. <https://doi.org/10.1023/A:1011393724113>
13. Nemish Yu.N., Zirka A.I., Chernopiskii D.I. Theoretical and experimental investigations of the stress-strain state of nonthin cylindrical shells with rectangular holes. *Prikladnaya Mekhanika*. 2000, vol. 36, no. 12, pp. 93–98.
14. Rogacheva N.N. The effect of surface stresses on the stress-strain state of shells. *Journal of Applied Mathematics and Mechanics*. 2016, vol. 80, no. 2, pp. 173–181. <https://doi.org/10.1016/j.jappmathmech.2016.06.011>
15. Banichuk N.V., Ivanova S.Yu., Makeev E.V. On the stress state of shells penetrating into a deformable solid. *Mechanics of Solids*. 2015, vol. 50, no. 6, pp. 698–703. <https://doi.org/10.3103/S0025654415060102>
16. Krasovsky V.L., Lykhachova O.V., Bessmertnyi Ya.O. Deformation and stability of thin-walled shallow shells in the case of periodically non-uniform stress-strain state. In: *Proceedings of the 11th Int. Conference "Shell Structures: Theory and Applications"*. 2018, vol. 4, pp. 251–254. <https://doi.org/10.1201/9781315166605-55>
17. Storozhuk E.A., Chernyshenko I.S., Kharenko S.B. Elastoplastic deformation of conical shells with two circular holes. *International Applied Mechanics*. 2012, vol. 48, no. 3, pp. 343–348. <https://doi.org/10.1007/s10778-012-0525-y>
18. Ivanov V.N., Imomnazarov T.S., Farhan I.T.F., Tiekolo D. Analysis of stress-strain state of multi-wave shell on parabolic trapezoidal plan. *Advanced Structured Materials*. 2020, vol. 113, pp. 257–262. https://doi.ru/10.1007/978-3-030-20801-1_19
19. Gerasimenko P.V., Khodakovskiy V.A. Numerical algorithm for investigating the stress-strain state of cylindrical shells of railway tanks. *Vestnik of the St. Petersburg university: Mathematics*. 2019, vol. 52, no. 2, pp. 207–213. <https://doi.org/10.1134/S1063454119020067>
20. Meish V.F., Maiborodina N.V. Stress state of discretely stiffened ellipsoidal shells under a nonstationary normal load. *International Applied Mechanics*. 2018, vol. 54, no. 6, pp. 675–686. <https://doi.org/10.1007/s10778-018-0922-y>
21. Marchuk A.V., Gnidash S.V. Analysis of the effect of local loads on thick-walled cylindrical shells with different boundary conditions. *International Applied Mechanics*. 2016, vol. 52, no. 4, pp. 368–377. <https://doi.org/10.1007/s10778-016-0761-7>
22. Maksimyuk V.A., Mulyar V.P., Chernyshenko I.S. Stress state of thin spherical shells with an off-center elliptic hole. *International Applied Mechanics*. 2003, vol. 39, no. 5, pp. 595–598. <https://doi.org/10.1023/A:1025147927708>
23. Grigorenko Ya.M., Grigorenko A.Ya., Zakhariichenko L.I. Analysis of influence of the geometrical parameters of elliptic cylindrical shells with variable thickness on their stress-strain state. *International Applied Mechanics*. 2018, vol. 54, no. 2, pp. 155–162. <https://doi.org/10.1007/s10778-018-0867-1>
24. Odinokov V.I., Kaplunov B.G., Peskov A.V., Bakov A.V. *Mathematic Modeling of Complex Technological Processes*. Moscow: Nauka, 2008, 176 p. (In Russ.).
25. Odinokov V.I., Prokudin A.N., Sergeeva A.M., Sevast'yanov G.M. *Certificate of state registration of the computer program no. 2012661389. ODYSSEUS*. Registered in the Register of Computer Programs on 13.12.2012.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Валерий Иванович Одинокоев, д.т.н., профессор, главный научный сотрудник Управления научно-исследовательской деятельностью, Комсомольский-на-Амуре государственный университет
ORCID: 0000-0003-0200-1675
E-mail: 79122718858@yandex.ru

Valerii I. Odinokov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Chief Researcher of the Department of Research Activities, Komsomolsk-on-Amur State University
ORCID: 0000-0003-0200-1675
E-mail: 79122718858@yandex.ru

Алексей Иванович Евстигнеев, д.т.н., профессор, главный научный сотрудник Управления научно-исследовательской деятельностью, Комсомольский-на-Амуре государственный университет
ORCID: 0000-0002-9594-4068
E-mail: diss@knastu.ru

Эдуард Анатольевич Дмитриев, д.т.н., доцент, ректор, Комсомольский-на-Амуре государственный университет
ORCID: 0000-0001-8023-316X
E-mail: rector@knastu.ru

Дарья Витальевна Чернышова, аспирант, Комсомольский-на-Амуре государственный университет
ORCID: 0000-0001-5142-2455
E-mail: daracernysova744@gmail.com

Анна Алексеевна Евстигнеева, студент, Комсомольский-на-Амуре государственный университет
ORCID: 0000-0003-0667-2468
E-mail: annka.ewstic@mail.ru

Aleksei I. Evstigneev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Chief Researcher of the Department of Research Activities, Komsomolsk-on-Amur State University
ORCID: 0000-0002-9594-4068
E-mail: diss@knastu.ru

Eduard A. Dmitriev, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Rector, Komsomolsk-on-Amur State University
ORCID: 0000-0001-8023-316X
E-mail: rector@knastu.ru

Dar'ya V. Chernyshova, Postgraduate, Komsomolsk-on-Amur State University
ORCID: 0000-0001-5142-2455
E-mail: daracernysova744@gmail.com

Anna A. Evstigneeva, Student, Komsomolsk-on-Amur State University
ORCID: 0000-0003-0667-2468
E-mail: annka.ewstic@mail.ru

ВКЛАД АВТОРОВ

CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

В. И. Одинокое – научное руководство, анализ результатов исследований, редактирование и корректировка финальной версии статьи.

А. И. Евстигнеев – формирование концепции статьи, определение цели и задачи исследования, анализ результатов исследований, подготовка текста.

Э. А. Дмитриев – проведение расчетов, их анализ, подготовка и корректировка текста.

Д. В. Чернышова – проведение расчетов, подготовка библиографического списка, обработка графического материала.

А. А. Евстигнеева – проведение расчетов, подготовка и оформление текстового и графического материалов.

V. I. Odinokov – scientific guidance, analysis of research results, editing and correction of the article final version.

A. I. Evstigneev – formation of concept, goal and objectives of the study, analysis of research results, preparation of the text.

E. A. Dmitriev – calculations, their analysis, preparation and correction of the text.

D. V. Chernyshova – calculations, preparation of references, graphic material processing.

A. A. Evstigneeva – calculations, preparation and design of text and graphic material.

Поступила в редакцию 10.06.2021
 После доработки 20.09.2021
 Принята к публикации 01.10.2021

Received 10.06.2021
 Revised 20.09.2021
 Accepted 01.10.2021



Краткое сообщение

УДК 621.926.323

DOI 10.17073/0368-0797-2022-2-145-147



РАСЧЕТ МОЩНОСТИ ДРОБИЛЬНОЙ МАШИНЫ С УПОРАМИ НА ВАЛКЕ

А. Г. Никитин¹, М. Е. Шабунوف¹, П. Б. Герике²

¹ Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

² Институт угля СО РАН (Россия, 650000, Кемерово, Ленинградский пр., 10)

Аннотация. Все предприятия металлургической промышленности производят и используют измельченные материалы, получаемые дроблением. В мировом энергетическом балансе доля производимой энергии, расходуемой на дробление, составляет более 5 %. В настоящей работе рассмотрена схема дробильной машины с упорами на валке, конструкция которой формирует в измельчаемом куске сложное напряженное состояние при одновременном действии нормальных и касательных напряжений. Показано, что при генерации сложного напряженного состояния в дробимом куске хрупкого материала расход энергии меньше на 30–40 %, чем при действии в куске линейного нормального напряжения. Разработана методика определения мощности электродвигателя привода энергосберегающей дробильной машины с упором на валке на этапе проектирования.

Ключевые слова: дробилка, мощность, кусок, напряженное состояние, эквивалентное напряжение, валок, упор

Для цитирования: Никитин А.Г., Шабунов М.Е., Герике П.Б. Расчет мощности дробильной машины с упорами на валке // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 2. С. 145–147. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-2-145-147>

Short report

CALCULATION OF CAPACITY OF CRUSHER WITH STOPS ON A ROLL

A. G. Nikitin¹, M. E. Shabunov¹, P. B. Gerike²

¹ Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654007, Russian Federation)

² Institute Coal of Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (10 Leningradskii Ave., Kemerovo 650000, Russian Federation)

Abstract. All industrial metallurgical enterprises produce and use milled materials obtained by crushing. In the global energy balance, the share of produced energy consumed for crushing is more than 5 %. This paper considers a scheme of the crusher with stops on a roll, the structure of which forms a complex stress state in a crushed piece under one-time action of normal and tangential stresses. It is shown that when generating a complex stress state in a fragmented piece of brittle material, the energy consumption is less by 30–40 % than when acting in a piece of linear normal stress. The authors developed a method for determining capacity of the drive electric motor of an energy-saving crusher with stop on a roll at design stage.

Keywords: crusher, power, piece, stress state, equivalent stress, roll, stop

For citation: Nikitin A.G., Shabunov M.E., Gerike P.B. Calculation of capacity of crusher with stops on a roll. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 2, pp. 145–147. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-2-145-147>

Многие промышленные предприятия металлургической индустрии в той или иной степени производят и используют измельченные материалы, получаемые дроблением. Более 5 % производимой энергии расходуется на дробление [1–5]. В настоящее время чаще всего разрушение хрупких материалов осуществляется в дробильных машинах, работающих на сжатие: щековых, конусных и двухвалковых. В дробимых кусках

генерируются нормальные напряжения. Мощность привода таких дробилок рассчитывается по предельным нормальным напряжениям [6]. Для уменьшения энергоемкости дробильных машин необходимо создавать такие конструкции дробилок, чтобы в разрушаемом куске генерировались не только нормальные, но и касательные напряжения. В этом случае в дробимом куске возникает сложное напряженное состояние. Рас-

чет мощности привода машины следует проводить по эквивалентному предельному состоянию, величина которого меньше, чем при линейном напряженном состоянии [7]. Очевидно, что мощность, затрачиваемая на дробление при создании в куске сложного напряженного состояния, меньше, чем при действии только напряжений сжатия.

Разработана конструкция одновалковой дробилки с принудительной подачей разрушаемого материала в зону дробления [8]. Захват дробимого куска происходит за счет упора, расположенного на валке (см. рисунок), при этом соблюдается условие формирования в измельчаемом куске сложного напряженного состояния, а расход энергии уменьшается на 39 – 40 % [9].

Полная мощность W привода дробильной машины определяется как сумма мощности W_1 , затрачиваемой на диспергирование исходных загружаемых в дробилку кусков, и мощностей на преодоление сил трения, возникающих в процессе работы дробилки между измельчаемым материалом и неподвижной щекой (W_2) и в подшипниках, через которые передается вращение от двигателя к валку (W_3) [10]:

$$W = \frac{W_1 + W_2 + W_3}{\eta}, \quad (1)$$

где η – КПД передачи.

Мощность, затрачиваемая на диспергирование куска, расходуется на преодоление момента силы N_2 , действующей на кусок (см. рисунок):

$$M_1 = N_2 l, \quad (2)$$

где $N_2 = \sigma_{\text{экр}} A$; $\sigma_{\text{экр}}$ – эквивалентное напряжение, действующее при совместном действии нормальных и касательных напряжений; A – площадь поперечного сечения дробимого куска; $l = (R + r) \sin \alpha$ – плечо силы N_2 , равное расстоянию от линии ее действия до центра вращения валка; R – радиус валка.

Следовательно,

$$W_1 = M_1 n K L_k = N_2 l n K L_k, \quad (3)$$

где K – количество кусков, приходящихся на единственный диаметр валка; n – число оборотов валка; L_k – количество кусков, приходящихся на длину валка.

Мощность, затрачиваемая на преодоление сил трения, которые возникают в процессе работы дробилки между измельчаемым материалом и неподвижной щекой, определяется по формуле

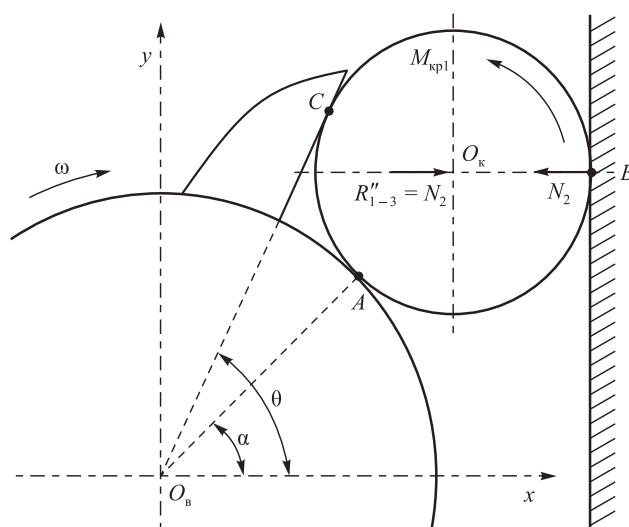


Схема дробильной машины с упорами на валке

Scheme of the crusher with stops on a roll

$$W_2 = 2\pi n N_2 f_2 (R + a) K L_k, \quad (4)$$

где f_2 – коэффициент трения между щекой и дробимым материалом; a – зазор между щекой и валком.

Мощность, затрачиваемая на преодоление сил трения, возникающих в подшипниках, через которые передается вращение от двигателя к валку, определяется

$$W_3 = \pi n d_b N_2 f_3, \quad (5)$$

где f_3 – коэффициент трения в подшипнике; d_b – диаметр шейки валка.

Решение уравнений (3) – (5) относительно соотношения (1) дает значение необходимой для совершения требуемой работы мощности привода:

$$W_{\text{прив}} = \frac{N_2 [l K L_k + 2\pi f_2 (R + a) K L_k + \pi d_b f_3]}{\eta}. \quad (6)$$

Используя полученное соотношение (6), можно определить мощность электродвигателя привода энергосберегающей дробильной машины с упором на валке на этапе проектирования.

Выводы

Разработана методика определения мощности электродвигателя привода энергосберегающей дробильной машины с упором на валке. Предложено использовать разработанную методику на этапе проектирования.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. De la Vergne J.N. *Hard Rock Miner's Handbook*. Edmonton, Alberta, Canada: Stantec Consulting Ltd, 2008. 330 p.
2. Legendre D. *Numerical and Experimental Optimization Analysis of a Jaw Crusher and a Bubble Column Reactor*. Akademi University: Turku, Finland: Åbo Akademi University, 2019. 78 p.
3. Машины и агрегаты металлургических заводов. Т. 1. Машины и агрегаты доменных цехов / А.И. Целиков, П.И. Полухин, В.М. Гребеник и др. М.: Металлургия, 1987. 440 с.
4. Egbe E.A.P., Olugboji O.A. Design, fabrication and testing of a double roll crusher // *International Journal of Engineering Trends and Technology (IJETT)*. 2016. Vol. 35. No. 11. P. 511–515. <https://doi.org/10.14445/22315381/IJETT-V35P303>
5. Evertsson M. Output prediction of cone crushers // *Minerals Engineering*. 1998. Vol. 11. No. 3. P. 215–231. [https://doi.org/10.1016/S0892-6875\(98\)00001-6](https://doi.org/10.1016/S0892-6875(98)00001-6)
6. Масленников В.А. Дробилки, разрушающие материал сжатием // *Известия вузов. Горный журнал*. 1996. № 10–11. С. 124–138.
7. Meriam J.L., Kraige L.G. *Engineering Mechanics*. Hoboken, NJ, USA: John Wiley and Sons, Inc., 2012. 550 p.
8. Пат. 2524536 РФ. Способ дробления в валковой дробилке / А.Г. Никитин, В.И. Люленков, С.А. Лактионов, М.А. Кузнецов, А.Н. Матехина; заявл. 11.03.2013, опубл. 27.07.2014. Бюлл. № 21.
9. Никитин А.Г., Епифанцев Ю.А., Медведева К.С., Герики П.Б. Силовой анализ процесса разрушения хрупких материалов в одновалковой дробильной машине с упором на валке // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2019. Т. 62. № 4. С. 303–307. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-4-303-307>
10. Pytel A., Kiusalaas J. *Engineering Mechanics: Statics*. Stamford, CT, USA: Cengage Learning, 2010. 601 p.
1. De la Vergne J.N. *Hard Rock Miner's Handbook*. Edmonton, Alberta, Canada: Stantec Consulting Ltd, 2008, 330 p.
2. Legendre D. *Numerical and Experimental Optimization Analysis of a Jaw Crusher and a Bubble Column Reactor*. Akademi University: Turku, Finland: Åbo Akademi University, 2019, 78 p.
3. Tselikov A.I., Polukhin P.I., Grebenik V.M., etc. *Machines and Aggregates of Metallurgical Plants. Vol. 1. Machines and Aggregates of Blast Furnace Shops*. Moscow: Metallurgiya, 1987, 440 p. (In Russ.).
4. Egbe E.A.P., Olugboji O.A. Design, fabrication and testing of a double roll crusher. *International Journal of Engineering Trends and Technology (IJETT)*. 2016, vol. 35, no. 11, pp. 511–515. <https://doi.org/10.14445/22315381/IJETT-V35P303>
5. Evertsson M. Output prediction of cone crushers. *Minerals Engineering*. 1998, vol. 11, no. 3, pp. 215–231. [https://doi.org/10.1016/S0892-6875\(98\)00001-6](https://doi.org/10.1016/S0892-6875(98)00001-6)
6. Maslennikov V.A. Compression crushers. *Izvestiya vuzov. Gornyi zhurnal*. 1996, no. 10–11, pp. 124–138. (In Russ.).
7. Meriam J.L., Kraige L.G. *Engineering Mechanics*. Hoboken, NJ, USA: John Wiley and Sons, Inc., 2012, 550 p.
8. Nikitin A.G., Lyulenkov V.I., Laktionov S.A., Kuznetsov M.A., Matekhina A.N. *A method for crushing in a roller crusher*. Patent RF 2524536. *Bulleten' izobretenii*. 2014, no. 21. (In Russ.).
9. Nikitin A.G., Epifantsev Yu.A., Medvedeva K.S., Gerike P.B. Power analysis of the process of brittle materials destruction in universal crushing machine with roll locker. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019, vol. 62, no. 4, pp. 303–307. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-4-303-307>
10. Pytel A., Kiusalaas J. *Engineering Mechanics: Statics*. Stamford, CT, USA: Cengage Learning, 2010, 601 p.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Александр Григорьевич Никитин, д.т.н., профессор кафедры механики и машиностроения, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0001-9198-6386
E-mail: nikitin1601@yandex.ru

Максим Евгеньевич Шабунув, аспирант кафедры механики и машиностроения, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: shabunovme1994@mail.ru

Павел Борисович Герики, к.т.н., доцент, старший научный сотрудник лаборатории угольного машиноведения, Институт угля СО РАН
ORCID: 0000-0003-2085-6108
E-mail: am_besten@mail.ru

Aleksandr G. Nikitin, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Mechanics and Machine Engineering, Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0001-9198-6386
E-mail: nikitin1601@yandex.ru

Maksim E. Shabunov, Postgraduate of the Chair of Mechanics and Machine Engineering, Siberian State Industrial University
E-mail: shabunovme1994@mail.ru

Pavel B. Gerike, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Senior Researcher of Laboratory of Coal Engineering, Institute of Coal, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0003-2085-6108
E-mail: am_besten@mail.ru

Поступила в редакцию 08.04.2021
После доработки 09.09.2021
Принята к публикации 28.09.2021

Received 08.04.2021
Revised 09.09.2021
Accepted 28.09.2021

Над номером работали:

Леонтьев Л.И., главный редактор

Протопопов Е.В., заместитель главного редактора

Ивани Е.А., заместитель главного редактора

Бащенко Л.П., заместитель ответственного секретаря

Потапова Е.Ю., заместитель главного редактора по развитию

Запольская Е.М., ведущий редактор

Киселева Н.Н., ведущий редактор

Расенец В.В., верстка, иллюстрации

Острогорская Г.Ю., менеджер по работе с клиентами

Подписано в печать 25.02.2022. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 9,25. Заказ 14477. Цена свободная.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСиС.
119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4.
Тел./факс: (499) 236-76-17

IZVESTIYA

FERROUS METALLURGY

INTRODUCTION OF TUNGSTEN CARBIDE INTO 08Kh18N10T CORROSION-RESISTANT STEEL AND ITS EFFECT ON MECHANICAL PROPERTIES

MAGNETIZATION OF FERROMAGNETIC CHARGE AT INDUCTION HEATING

FATIGUE FRACTURE OF STEEL WITH FERRITE-MARTENSITE COMPOSITE STRUCTURE

FEATURES OF FORMATION OF DIFFUSION ZONE OBTAINED ON STEEL 20 BY BORIDING IN INDUCTION FURNACE

INFLUENCE OF CARBON AND OXYGEN IMPURITIES ON THE MIGRATION RATE OF $\langle 110 \rangle$ TILT BOUNDARIES IN AUSTENITE

STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF WELDED JOINTS OF HIGH-STRENGTH LOW-ALLOY STEEL FOR ARCTIC PURPOSES

ELEMENTAL AND PHASE COMPOSITION OF ELECTRIC ARC COATING FORMED WITH A FLUX-CORED WIRE OF Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo SYSTEM

COMBINED ELECTRON-ION-PLASMA TREATMENT OF 40Cr STEEL SURFACE

REDISTRIBUTION OF CARBON ATOMS IN RAILS UNDER ULTRA LONG-TERM OPERATION

INFLUENCE OF INTERNAL FACTOR ON CRACK RESISTANCE OF SHELL MOLD BY INVESTMENT MODELS

CALCULATION OF CAPACITY OF CRUSHER WITH STOPS ON A ROLL