

Серия
«ПРОБЛЕМЫ
МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ,
СВАРКИ И ПРОЧНОСТИ
В МАШИНОСТРОЕНИИ»

ИЗВЕСТИЯ



ВОЛГОГРАДСКОГО ГОСУДАРСТВЕННОГО
ТЕХНИЧЕСКОГО УНИВЕРСИТЕТА

Журнал входит в перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:

Председатель

Гуревич Л. М.,
д.т.н., доц.

Лысак В. И., академик РАН, д.т.н.,
засл. деятель науки РФ, проф.

Буренин А. А., чл.-корр. РАН,
д.ф.-м.н. (Институт машиноведения
и металлургии ДВО РАН)

Пустовойт В. Н., д.т.н.,
засл. деятель науки РФ, проф.
(Донской ГТУ)

Трыков Ю. П., д.т.н., засл. деятель
науки РФ, проф.

Багмутов В. П., д.т.н., проф.

Зюбан Н. А., д.т.н., проф.

Матлин М. М., д.т.н., проф.

Кидалов Н. А., д.т.н., проф.

Калита В. И., д.т.н. с. н. с.
(ИМЕТ им. А. А. Байкова РАН)

Арисова В. Н., к.т.н., доц.
(ответственный секретарь)

Международный индекс журнала
ISSN 1990-5297.

Журнал распространяется
по подписке.

Индекс журнала по каталогу
Агентства «Роспечать»
для Российской Федерации –
80811(ОК+ЭК). По вопросам
подписки обращаться
в издательство.

Тел. издательства ВолгГТУ:
(8442) 24-84-06
Факс (8442) 24-84-06
otr@vstu.ru

Научный журнал
Издается с января 2004 г.
Выходит двенадцать раз в год

№ 15 (194)
Декабрь
2016

УЧРЕДИТЕЛЬ:
ФГБОУ высшего образования
«Волгоградский государственный технический университет»

Адрес редакции:
Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28.
Телефон: гл. редактор – (8442) 24-80-00
E-mail: president@vstu.ru

Журнал зарегистрирован в Федеральной службе по надзору в сфере связи,
информационных технологий и массовых коммуникаций (Роскомнадзор)

Свидетельство о регистрации ПИ № ФС77–61113 от 19 марта 2015 г.

Печатается по решению редакционно-издательского совета
Волгоградского государственного технического университета

**Авторское право на журнал в целом принадлежит Учредителю,
на отдельные статьи – сохраняется за автором**

*Перепечатка из журнала «Известия Волгоградского государственного технического
университета» категорически запрещена без оформления договора
в соответствии с действующим законодательством РФ*

*При перепечатке материалов ссылка на журнал «Известия Волгоградского
государственного технического университета» обязательна*

© Волгоградский государственный технический университет,
«Известия Волгоградского государственного технического университета», 2016

Head Editor of the scientific journal “Izvestiya VSTU”:

Novakov I. A. – Academician of RAS, Prof., Doctor of Chemistry, President of VSTU

Editorial board:

Baiburin V. B., D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Prof., Academician of RAS, Honored Scientist of the Russian Federation, State Technical University of Saratov (Saratov, Russia)

Bezyazychny V. F., D. Sc. (Engineering), Prof., Rybinsk State Aviation Technical University named after P.A. Solovyov (Rybinsk, Russia)

Bodrov V. N., D. Sc., Prof., University of Applied Sciences (Berlin, Germany)

Brebels A., PhD, Associate Prof., Faculty of Engineering Science of University of Leuven (Leuven, Belgium)

Burenin A. A., Corresponding Member of RAS, Institute of Machinery and Metallurgy of the FEB RAS (Komsomolsk-on-Amur, Russia)

Golovanchikov A. B., D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU

Grinberg B. A., D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Institute of Metal Physics, Ural Division of RAS (Ekaterinburg, Russia)

Gurevich L. M., D. Sc. (Engineering), Associate Prof. of VSTU

Dobrushin L. D., D. Sc. (Engineering), E.O. Paton Electric Welding Institute of the National Academy of Sciences of Ukraine (Kiev, Ukraine)

Zlotin S. G., D. Sc. (Chemistry), Prof., N.D. Zelinsky Institute of Organic Chemistry Russian Academy of Sciences (Moscow, Russia)

Ivanov A. M., D. Sc. (Engineering), Prof., Moscow Automobile and Road Construction University (MADI) (Moscow, Russia)

Ivashchenko N. A., D. Sc. (Engineering), Prof., Honored Scientist of the Russian Federation, Bauman Moscow State Technical University (Moscow, Russia)

Korolev A. V., D. Sc., Prof., State Technical University of Saratov (Saratov, Russia)

Kuzmin S.V., D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU

Kurayev A. A., D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Prof., Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics (BSUIR) (Minsk, Republic of Belarus)

Lysak V. I., Corresponding Member of RAS, Honored Scientist of the Russian Federation, D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU

Markov V. A., D. Sc. (Engineering), Prof., Bauman Moscow State Technical University (Moscow, Russia)

Merten K., D. Sc. (Engineering), Prof., Institute of Chemical Process Engineering (Stuttgart, Germany)

Navrotskiy A. V., D. Sc. (Chemistry), Prof. of VSTU

Nizhegorodtsev R. M., D. Sc. (Economy), Chief research worker, Institute of Control Sciences V. A. Trapeznikov Academy of Sciences (Moscow, Russia)

Pai V. V., D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Lavrentyev Institute of Hydrodynamics of SB RAS (Novosibirsk, Russia)

Polyanchikov Y. N., D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU

Pustovoit V. N., D. Sc. (Engineering), Prof., Honored Scientist of the Russian Federation, Don State Technical University (Rostov-on-Don, Russia)

Revin A. A., D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU

Rusinov V. L., Corresponding Member of RAS, Institute of Chemical Technology of Ural Federal University (Ekaterinburg, Russia)

Rybin V. V., Corresponding Member of RAS, D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Prof., St. Petersburg Polytechnic University (St.Petersburg, Russia)

Thai Quang Vinh, D. Sc. (Philosophy), Institute of Information Technology (Hanoi, Vietnam)

Truel J.-L., D. Sc. (Economy), Prof., University Paris Est Créteil, Sorbonne, France, Vice-president of International economists club “Kondratiev Circle”

Fedyanov E. A., D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU

Frolov V. A., D. Sc. (Engineering), Prof., “MATI Russian State Technological University named after K.E. Tsiolkovsky” (Moscow, Russia)

Sharipov V. M., D. Sc. (Engineering), Prof., Moscow State Technical University “MAMI” (Moscow, Russia)

Shakhovskaya L. S., D. Sc. (Economy), Prof. of VSTU

Shcherbakov M. V., D. Sc. (Engineering), Prof. VSTU

Sheyin A. G., D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Prof. of VSTU

Yakovlev I. V., D. Sc. (Economy), Lavrentyev Institute of Hydrodynamics of SB RAS (Novosibirsk, Russia)

SERIES «PROBLEMS
OF MATERIALS
SCIENCE, WELDING
AND STRENGTH
IN MECHANICAL
ENGINEERING»

IZVESTIA



VOLGOGRAD STATE TECHNICAL
UNIVERSITY

The Journal is included to the list of peer-reviewed scientific journals and publications of the Higher Attestation Commission (HAC) of the RF for publishing of results of candidates for scientific degrees.

Editorial board:

Chairman

Gurevich L. M.,

D. Sc. (Engineering), Associate Prof.

Lysak V. I., Academician of RAS,
Honored Scientist of the Russian Fed-
eration, D. Sc. (Engineering), Prof.

Burenin A. A., Corresponding Member
of RAS, Dr. Sc. (Physical and Mathe-
matical Sciences), (Institute of Ma-
chinery and Metallurgy of the FEB
RAS, Komsomolsk-on-Amur)

Pustovoit V. N., D. Sc. (Engineering),
Honored Scientist of the Russian Fed-
eration, Prof., (Don State Technical
University, Rostov-on-Don)

Trykov U. P., D.Sc. (Engineering),
Honored Scientist

of the Russian Federation, Prof.

Bagmutov V. P., D. Sc. (Engineering),
Prof.

Zyuban N. A., D. Sc. (Engineering),
Prof.

Matlin M. M., D. Sc. (Engineering),
Prof.

Kidalov N. A., D. Sc. (Engineering),
Prof.

Kalita V. I., D. Sc. (Engineering),
Prof. Chief research worker

(RAS Institute of Metallurgy and Mate-
rial Science named after A. A. Baykov)

Arisova V. N., Cand. Sc. (Engineering),
Associate Prof. (executive secretary)

International index of the journal
ISSN 1990-5297.

The journal is distributed by subscription.
Index of the journal in the catalogue of
the Agency «Rospechat» for the Rus-
sian Federation – 80811(OK+ЭК).
Concerning subscription turn to the
editorial office.

Tel. Of VSTU editorial office:

(+7 8442) 24-84-06

Fax: (+7 8442) 24-84-06

otr@vstu.ru

Scientific journal

Published since January 2004

12 times a year

№ 15 (194) December 2016

FOUNDER:

**FSBEI of Higher Education
«Volgograd State Technical University»**

Editorial office address:

Volgograd, Lenin avenue, 28.

Tel.: Head Editor – (+7 8442) 24-80-00

E-mail: president@vstu.ru

The journal is registered at the Federal Service on Control in the Sphere of Communication,
IT and Mass Communications (Roscomnadzor)
Registration certificate ПИ № ФС77–61113 of March 19, 2015

Is printed according to the decision of editorial-review board of
Volgograd State Technical University

*The copyright for the journal in general belongs to the Founder,
for separate articles – to authors.*

*Reprint from the journal «Izvestia VSTU» is strongly forbidden without conclusion of an
agreement in accordance with the legislation of the RF
When reprinting the materials, the citation to the journal «Izvestia VSTU» is obligatory*

АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

- Агафонова Г. В. 23, 27
Адаменко Н. А. 23, 27
Андроник А. В. 79
Антонов А. А. 102
Арестов А. А. 68
Арисова В. Н. 11, 36
Артемяев А. А. 102
Бадиков К. А. 79
Банников А. И. 52, 59
Баранов Р. В. 137
Барон А. А. 106
Богданов А. И. 7, 44
Бондарева О. П. 110, 114
Вавуленко А. А. 102
Волкова А. Э. 27
Воронина А. В. 31
Габельченко Н. И. 140
Гаманюк С. Б. 119, 128
Гетманский В. В. 79
Гоник И. Л. 110
Гончаров Д. А. 36
Горобцов А. С. 79
Гребнев Ю. В. 117, 126, 134
Грибенюк Н. А. 76
Гуревич Л. М. 11, 52, 59, 63
Гурулев Д. Н. 89
Даненко В. Ф. 63
Дубцов Ю. Н. 102
Жаркова В. Ф. 117, 126
Замотаев Б. Н. 68
Зорин И. В. 102
Зюбан Н. А. 119, 128
Иткис М. Я. 98
Казанкин В. А. 50
Казанкина Е. Н. 50
Казуров А. В. 23
Канавец У. В. 39
Карпова Е. Ю. 134
Кидалов Н. А. 140
Кириличев М. В. 119, 128
Клименко В. И. 71
Колпаков А. А. 117
Королев М. П. 102
Костюков В. А. 98
Котляревская А. В. 39
Кривченко Н. В. 15
Крючков О. Б. 110, 114
Кукса Л. В. 71
Куликова М. А. 50
Кучеренко Е. В. 126
Кушнаренко М. А. 134
Лемякин О. О. 68
Ложкин В. С. 44
Льгин А. С. 15
Маслова А. С. 7
Матлин М. М. 50, 98
Мещерякова О. А. 140
Мионов И. А. 114
Мозгунова А. И. 50
Назаров В. В. 85
Новиков Р. Е. 7, 52, 59
Носенко В. А. 31
Палаткина Л. В. 106, 126
Пермяков И. Л. 52, 59
Перфилов В. А. 39
Петрова В. Ф. 137
Писарев С. П. 36
Платонов М. Ю. 52, 59
Пономарева И. А. 11
Попов А. В. 76
Пузиков А. Я. 119
Ривас Перес Д. Э. 31
Рогозин В. Д. 36
Руцкий Д. В. 119, 128
Савкин А. Н. 79
Садко С. Н. 44
Седов А. А. 79
Седов Э. В. 110, 114
Серов А. Г. 15
Слаутин О. В. 15
Соколов Г. Н. 102
Соколова Е. В. 126, 134
Субботин М. А. 92, 96
Сырмолотов С. М. 96
Тараненко В. Ю. 92, 96
Таубе А. О. 7
Терентьев Д. С. 44
Тескер Е. И. 92, 96
Устинов Н. Н. 102
Федосов Д. А. 128
Фрункин Д. Б. 52, 59
Харламов В. О. 44
Храпов И. О. 39
Цветков Д. А. 68
Чеботарев Н. Б. 27
Шандыбина И. М. 98
Шевцова Л. И. 44
Шинкаренко Н. В. 117
Шморгун В. Г. 7, 15
Щербин Д. В. 11

СОДЕРЖАНИЕ

I. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

<i>Шморгун В. Г., Богданов А. И., Таубе А. О., Новиков Р. Е., Маслова А. С.</i> Исследование жаростойкости слоистого покрытия системы Al-Ni.....	7
<i>Арисова В. Н., Гуревич Л. М., Пономарева И. А., Щербин Д. В.</i> Формирование интерметаллидной зоны на границе двух- и трехслойного магниево-алюминиевого композита.....	11
<i>Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Серов А. Г., Лыгин А. С., Кривченко Н. В.</i> Кинетика взаимодействия сплава Х20Н80 с жидким алюминием.....	15

II. ПОЛИМЕРНЫЕ И ПОРОШКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

<i>Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Казуров А. В.</i> Влияние взрывного прессования на свойства фенолона.....	23
<i>Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Волкова А. Э., Чеботарев Н. Б.</i> Формирование структуры и свойств в прессовках фторопласта-2М при взрывной обработке в ампуле.....	27
<i>Носенко В. А., Ривас Перес Д. Э., Воронина А. В.</i> Морфология и химический состав самосвязанного карбида кремния.....	31
<i>Писарев С. П., Рогозин В. Д., Арисова В. Н., Гончаров Д. А.</i> Электрическое сопротивление композиционных материалов из порошков борида вольфрама и никеля, полученных взрывным прессованием.....	36
<i>Перфилов В. А., Канавец У. В., Котляревская А. В., Храпов И. О.</i> Влияние вида пенообразователя и модифицирующих добавок на прочность и плотность пенофибробетонов.....	39
<i>Шевцова Л. И., Богданов А. И., Садко С. Н., Ложкин В. С., Терентьев Д. С., Харламов В. О.</i> Влияние нагрева на структуру и механические свойства интерметаллида Ni ₃ Al, полученного искровым плазменным спеканием.....	44

III. ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

<i>Матлин М. М., Мозгунова А. И., Казанкина Е. Н., Казанкин В. А., Куликова М. А.</i> Методика неразрушающего определения предела выносливости материала при растяжении-сжатии.....	50
<i>Фрункин Д. Б., Гуревич Л. М., Пермяков И. Л., Платонов М. Ю., Банников А. И., Новиков Р. Е.</i> Моделирование процесса экспандирования сварных прямошовных труб большого диаметра, производимых на АО «Волжский трубный завод».....	52
<i>Фрункин Д. Б., Гуревич Л. М., Пермяков И. Л., Платонов М. Ю., Банников А. И., Новиков Р. Е.</i> Верификация моделирования процесса экспандирования сварных прямошовных труб большого диаметра, производимых на АО «Волжский трубный завод».....	59
<i>Даненко В. Ф., Гуревич Л. М.</i> Влияние угла конуса волокна на напряженное состояние при волочении стальной проволоки.....	63
<i>Замотаев Б. Н., Арестов А. А., Цветков Д. А., Лемякин О. О.</i> Исследование влияния технологических параметров прокатки при комбинированной ВТМО на механические свойства стали 30ХНМС.....	68
<i>Кукса Л. В., Клименко В. И.</i> О роли микромеханизма деформации при исследовании устойчивости сжатых стальных стержней.....	71

<i>Попов А. В., Грибенюк Н. А.</i> Анализ деформаций звеньев регулируемого привода на основе модернизации механизма Беннетта.....	76
<i>Савкин А. Н., Горобцов А. С., Гетманский В. В., Андроник А. В., Седов А. А., Бадиков К. А.</i> Расчет напряженно-деформированного состояния конструктивного элемента автомобиля методом конечных и дискретных элементов.....	79
<i>Назаров В. В.</i> Кинематические соотношения осесимметричного пластического деформирования пористой цилиндрической трубы.....	85
<i>Гурулев Д. Н.</i> Особенности раскатки кольцевой заготовки узким бойком.....	89
<i>Тескер Е. И., Тараненко В. Ю., Субботин М. А.</i> Научно обоснованный подход к проблеме повышения сопротивляемости разрушению и изнашиванию высоконагруженных деталей машинного оборудования в нефтехимии и газовой отрасли.....	92
<i>Тескер Е. И., Тараненко В. Ю., Субботин М. А., Сырмолов С. М.</i> Повышение триботехнических свойств деталей химического и нефтегазового оборудования электроконтактной износостойкой лентой.....	96
<i>Матлин М. М., Шандыбина И. М., Костюков В. А., Иткис М. Я.</i> Особенности проектирования приводов спуско-подъемного комплекса буровой установки.....	98

IV. ВОПРОСЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ, ЛИТЬЯ И СВАРКИ

<i>Антонов А. А., Артемьев А. А., Соколов Г. Н., Дубцов Ю. Н., Зорин И. В., Вавуленко А. А., Королев М. П., Устинов Н. Н.</i> Аргонодуговая наплавка порошковой проволокой с подачей модификатора в сварочную ванну.....	102
<i>Барон А. А., Палаткина Л. В.</i> Влияние параметров структуры серого чугуна на твердость и прочность отливок.....	106
<i>Бондарева О. П., Седов Э. В., Гоник И. Л., Крючков О. Б.</i> Влияние стабилизирующего отжига на структуру и свойства металла околошовной зоны сварных соединений феррито-аустенитной стали 08X18Г8Н2Т.....	110
<i>Крючков О. Б., Миронов И. А., Седов Э. В., Бондарева О. П.</i> Исследование влияния защитных покрытий на угар металла при его нагреве в нагревательных и термических печах.....	114
<i>Гребнев Ю. В., Жаркова В. Ф., Шинкаренко Н. В., Колпаков А. А.</i> Повышение эксплуатационной надежности деталей из литых стальных заготовок.....	117
<i>Гаманюк С. Б., Руцкий Д. В., Зюбан Н. А., Пузиков А. Я., Кириличев М. В.</i> Влияние геометрических параметров слитка на кинетику затвердевания и особенности формирования структуры.....	119
<i>Гребнев Ю. В., Жаркова В. Ф., Палаткина Л. В., Соколова Е. В., Кучеренко Е. В.</i> Дефосфорация стали 110Г13Л в восстановительный период плавки.....	126
<i>Зюбан Н. А., Гаманюк С. Б., Руцкий Д. В., Кириличев М. В., Федосов Д. А.</i> Исследование особенностей расположения оксидных, сульфидных и окисульфидных включений в крупных слитках среднеуглеродистых конструкционных сталей и оценка их влияния на пластические свойства металла.....	128
<i>Гребнев Ю. В., Карпова Е. Ю., Соколова Е. В., Кушнаренко М. А.</i> Исследование возможности повышения механических свойств стали 20Л за счет модифицирования ферротитаном и лигатурой ФС30Р3М30.....	134
<i>Баранов Р. В., Петрова В. Ф.</i> Влияние неметаллических включений на пластические свойства сортового проката.....	137
<i>Мещерякова О. А., Габельченко Н. И., Кидалов Н. А.</i> Исследование дефектного фасонного стального литья из легированной стали 12ДН2ФЛ.....	140
К сведению авторов.....	144

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 621.791

В. Г. Шморгун, А. И. Богданов, А. О. Таубе, Р. Е. Новиков, А. С. Маслова
**ИССЛЕДОВАНИЕ ЖАРОСТОЙКОСТИ СЛОИСТОГО ПОКРЫТИЯ
СИСТЕМЫ Al-Ni***

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Исследовано влияние изотермического отжига при 1100 °С на кинетику фазовых превращений в слоистых покрытиях системы Ni-Al, полученных с помощью технологии, включающей сварку взрывом, обработку давлением и высокотемпературную термообработку. Исследована циклическая жаростойкость покрытия при температуре 1100 °С.

Ключевые слова: жаростойкие покрытия, фазовый состав, диффузионная зона, алюминиды никеля.

V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, A. O. Taube, R. E. Novikov, A. S. Maslova

**INVESTIGATION OF HEAT RESISTANCE OF Al-Ni
LAYERED COATING**

Volgograd State Technical University

The effect of isothermal annealing at 1100°C on the kinetics of phase transitions in the coatings system Ni-Al, obtained by the complex technology, is studied. Investigated cyclic heat resistance of the coating at 1100°C.

Keywords: heat-resistant coatings, phase composition, the diffusion zone, nickel aluminides.

Введение

Рост рабочих температур деталей и узлов энергомашиностроения обуславливает необходимость разработки эффективной защиты их поверхности от высокотемпературного окисления.

Среди жаростойких покрытий, обеспечивающих защиту материалов в окислительных средах при температурах до 1200 °С, весьма эффективными являются покрытия из алюминидов никеля, высокие защитные свойства которых основаны на способности поверхностного слоя этих покрытий окисляться с образованием защитной пленки на основе оксида алюминия Al₂O₃.

В работах [1, 2] предложен технологический процесс получения жаростойких слоистых Ni/Ni₂Al₃ покрытий, в которых каждый слой несет определенную функциональную нагрузку: слой никеля предотвращает проникновение атомов алюминия в основу и обеспечивает высокую адгезию покрытия к подложке, а алю-

минид никеля защищает основу от окисления за счет образования оксидной пленки Al₂O₃.

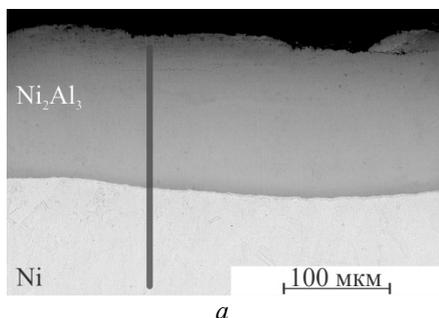
В процессе эксплуатации таких покрытий из-за имеющегося градиента концентраций должно происходить диффузионное перераспределение алюминия и никеля по толщине покрытия, что в итоге может привести к снижению содержания алюминия в поверхностном слое ниже критического, необходимого для формирования защитной пленки Al₂O₃. В этой связи для оценки жаростойкости слоистых покрытий особенно важно знать фазовый и химический состав поверхностных слоев на всех этапах его жизненного цикла.

Целью данной работы явилось исследование жаростойкости слоистого Ni/Ni₂Al₃ покрытия при нагревах, имитирующих эксплуатационные.

Материалы и методы исследования

Исследования проводили на биметаллических образцах - никель НП2 + алюминид никеля

Ni_2Al_3 с толщинами 2 мм и ~ 100 мкм соответственно, полученных на режимах, приведенных в [1, 2].



Микроструктура и распределение химических элементов по толщине биметалла представлена на рис. 1.

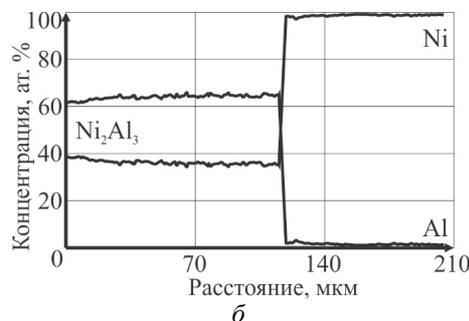


Рис. 1. СЭМ-изображения (а) и фазовый состав (б) исходного покрытия

Исследование жаростойкости проводили в соответствии с ГОСТ 9.312–89 «Единая система защиты от коррозии и старения. Покрытия защитные. Методы определения жаростойкости» и ГОСТ 6130–71 «Металлы. Методы определения жаростойкости» при $1100\text{ }^\circ\text{C}$ с выдержкой 1–500 ч по увеличению массы образца. Привес массы никеля определялся по формуле:

$$\delta_{Ni} = \frac{m_i - m_n}{S},$$

где δ_{Ni} – привес массы никеля ($\text{г}/\text{м}^2$), m_i – масса образца после i -го нагрева (г), m_n – начальная масса образца (г), S – площадь поверхности образца (м^2).

Привес массы покрытия определялся по формуле:

$$\delta_n = \frac{(m_i - m_n) - \delta_{Ni} \cdot S_N}{S_n},$$

где δ_n – привес массы покрытия ($\text{г}/\text{м}^2$), m_i – масса образца после i -го нагрева (г), m_n – начальная масса образца (г), S_{Ni} – площадь поверхности никеля в образце (м^2), S_n – площадь поверхности покрытия в образце (м^2).

Химический состав структурных составляющих диффузионной зоны определяли энергодис-

персионным анализом на растровом двухлучевом электронном микроскопе системы Versa 3D.

Результаты исследования

Выдержка в течение 1–10 ч приводит к образованию на границе $\text{Ni}/\text{Ni}_2\text{Al}_3$ двух дополнительных визуально различимых прослоек, химический состав которых (никеля до ~ 60 ат. % и ~ 75 ат. %) соответствуют фазам NiAl и Ni_3Al (рис. 2 б, з).

При увеличении времени выдержки до 100 ч прослойка Ni_2Al_3 исчезает, NiAl – растет. Толщина Ni_3Al при этом практически не меняется (рис. 2, е), а со стороны никеля появляется область твердого раствора $\text{Ni}(\text{Al})$ переменной концентрации.

После 500-часовой выдержки наблюдается рост толщины прослойки Ni_3Al (рис. 2, з). Ее рост происходит не линейно, а с образованием «усов», растущих поперек покрытия. Область твердого раствора $\text{Ni}(\text{Al})$ расширяется.

Снижение содержания алюминия в поверхностном слое приводит к трансформации его фазового состава: $\text{Ni}/\text{Ni}_2\text{Al}_3 \rightarrow \text{Ni}/\text{NiAl}/\text{Ni}_2\text{Al}_3 \rightarrow \text{Ni}/\text{NiAl} \rightarrow \text{Ni}/\text{Ni}_3\text{Al} \rightarrow \text{Ni}(\text{Al})$, что согласуется с ранее полученными результатами [3–5].

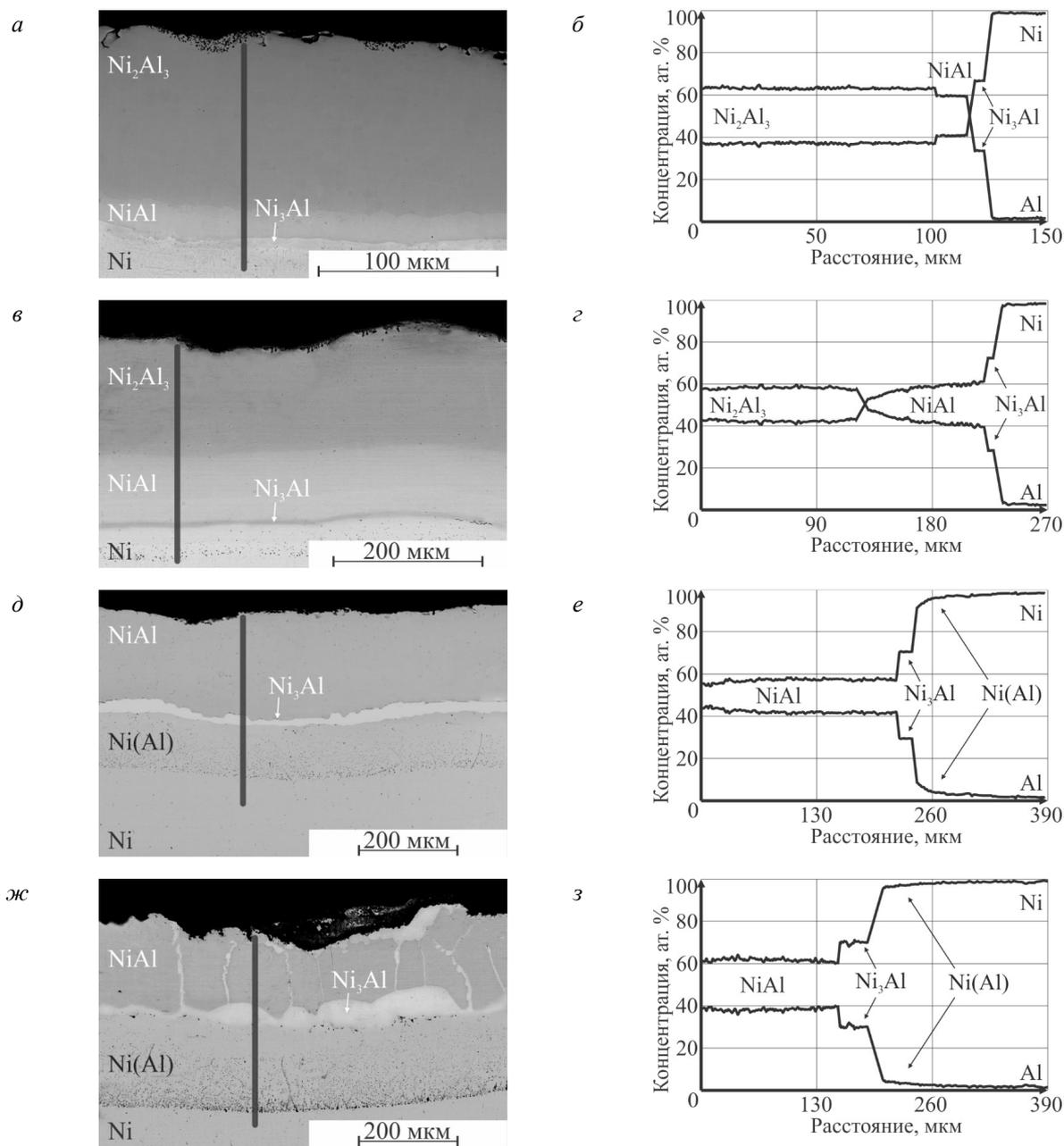


Рис. 2. СЭМ-изображения и фазовый состав покрытия и после ТО 1100 °С:
 1 ч (а, б), 10 ч (в, з), 100 ч (д, е), 500 ч (ж, з)

Результаты исследования жаростойкости образцов из сплава НП2 и образцов с интерметаллидным покрытием при температуре 1100 °С представлены на рис. 3. Его анализ показывает, что привес массы в сплаве НП2 больше, что связано с более интенсивным образованием оксидов.

Согласно ГОСТ 9.312–89, коррозионная долговечность защитного покрытия оценивается по изменению содержания компонентов, определяющих его жаростойкость за период испы-

таний. В данном покрытии таковым является алюминий, изменение содержания которого во временном диапазоне 1–500 ч представлено на рис. 4. Видно, что на первом этапе (1–25 ч) происходит быстрое снижение содержания алюминия ~ с 60 до 45 %, что связано с его участием в диффузионных процессах при взаимодействии с подложкой из НП2 и образованием оксидной пленки. К 50 ч снижение концентрации Al замедляется и далее остается практически на одном уровне (~38 %).

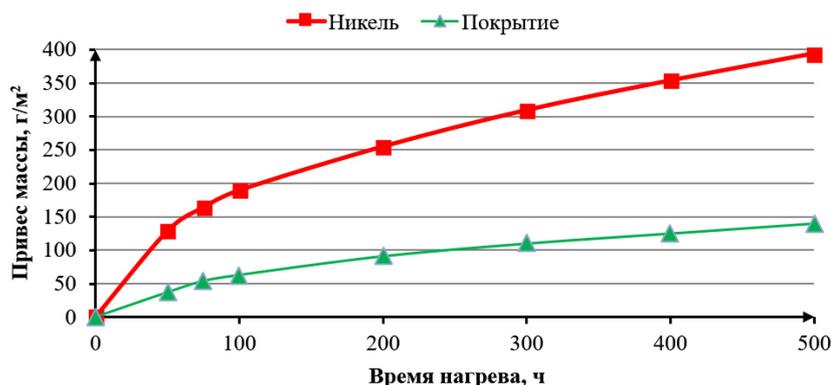


Рис. 3. Привес массы Ni и покрытия с течением времени при температуре 1100 °C

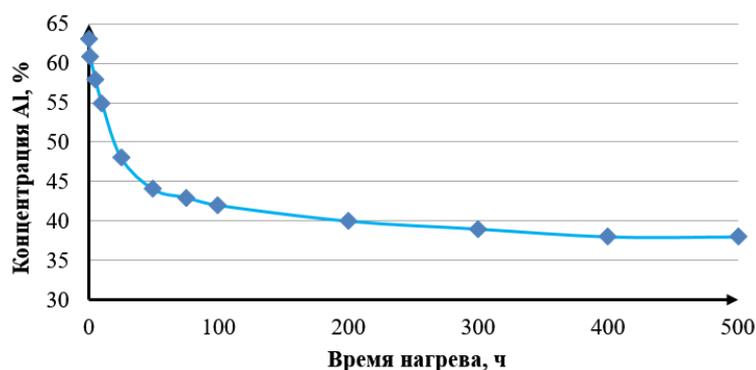


Рис. 4. Изменение концентрации Al с течением времени при температуре 1100 °C

Согласно литературным данным, для стабильного формирования оксидной пленки необходима концентрация алюминия ~ 13 % [6]. Таким образом, в исследованном временном интервале необходимая концентрация алюминия, определяющая жаростойкость исследуемого покрытия (за счет образования оксидов), сохраняется, обеспечивая поддержание его работоспособности.

Выводы

1. Температурное воздействие на слоистое покрытие Ni/Ni₂Al₃ при 1100 °C в течение 100 ч приводит к трансформации его фазового состава Ni/Ni₂Al₃ → Ni/NiAl/Ni₂Al₃ → Ni/NiAl → Ni/Ni₃Al → Ni(Al) за счет снижения содержания алюминия в поверхностном слое и увеличения содержания никеля. В исследованном временном интервале (до 500 ч) концентрация алюминия, определяющая жаростойкость покрытия за счет образования оксидов, практически не меняется, обеспечивая поддержание его работоспособности.

2. Сравнительные исследования циклической жаростойкости образцов из сплава НП2 и образцов с интерметаллидным покрытием при температуре 1100 °C показали более низ-

кий привес массы (на 63 %) в слоистом покрытии по сравнению с чистым никелем.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шморгу́н, В. Г. Комплексная технология получения покрытий из алюминидов никеля на поверхности стальных изделий / В. Г. Шморгу́н // Известия вузов. Черная металлургия. – 2014. – № 5. – С. 64–65.
2. Шморгу́н, В. Г. Структура и свойства покрытий из интерметаллидных Ni-Al соединений, полученных по комплексной технологии / В. Г. Шморгу́н [и др.] // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 5 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2011. – Т. 5.
3. Шморгу́н, В. Г. Влияние высокотемпературной термообработки на трансформацию структуры гибридных покрытий Ni/Ni₂Al₃ / В. Г. Шморгу́н [и др.] // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 6 / ВолгГТУ – Волгоград, 2012. – Т. 9.
4. Трансформация химического и фазового составов слоистых покрытий систем Al–Ni и Al–Ni–Cr после высокотемпературных нагревов / В. Г. Шморгу́н, А. И. Богданов, А. Ол. Таубе, А. Г. Серов // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2016. – № 1. – С. 51–59.
5. Shmorgun V. et al. The evolution of phase transformation in Ni/Ni₃Al laminated composite under high temperature treatments // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – IOP Publishing, 2016. – Т. 116. – №. 1. – С. 012015.
6. Susan D. F., Marder A. R. Ni–Al composite coatings: diffusion analysis and coating lifetime estimation // Acta materialia. – 2001. – Т. 49. – №. 7. – С. 1153–1163.

УДК 62-419.5:620.172.224:519.876.5

В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, И. А. Пономарева, Д. В. Щербин

ФОРМИРОВАНИЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОЙ ЗОНЫ НА ГРАНИЦЕ ДВУХ- И ТРЕХСЛОЙНОГО МАГНИЕВО-АЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Исследовано влияние термической обработки на характер изменения структуры, микромеханических свойств и фазового состава диффузионной зоны двух- и трехслойного магниево-алюминиевого композиционного материала, полученного сваркой взрывом.

Ключевые слова: магний, алюминий, термообработка, микротвердость, интерметаллиды, фазы.

L. M. Gurevich, V. N. Arisova, I. A. Ponomareva, D. V. Sherbin

FORMATION INTERMETALLIC ZONE ON THE BORDER OF THE TWO- AND THREE LAYER MAGNESIUM – ALUMINIUM COMPOSITE

Volgograd State Technical University

The effect of heat treatment on the behavior of the structure micromechanical properties and phase composition of the diffusion zone two and three-layer magnesium aluminum composite material produced by explosion welding.

Keywords: magnesium, aluminium, heat treatment, microhardness, intermetallic, fases.

Разработка и создание принципиального нового класса конструкционных материалов – слоистых металлических композитов обуславливает необходимость поиска новых систем, обеспечивающих реализацию новых конструктивных решений и повышенных физико-механических свойств создаваемых материалов [1–3]. Важное место в этой области занимают получаемые сваркой взрывом (СВ) слоистые металлические композиционные материалы (СКМ), широко применяемые в различных отраслях промышленности. Система Mg-Al является одной из перспективных в области создания СКМ. Получаемые полуфабрикаты требуют дополнительной механической и термической обработки. В композите, состоящем из разнородных металлов возможно протекание диффузионных процессов, и как следствие, образование промежуточных прослоек на границе соединения при последующих нагревах. Это может привести к изменению служебных свойств композиционного материала. Соединения магний-алюминий остаются мало изученными по вопросам кинетики роста интерметаллидной прослойки, которая образуется в результате нагрева.

Целью данной работы являлось исследование влияния температурно-временных условий процесса на структуру, микромеханические свойства и фазовый состав полученного сваркой взрывом двух- и трехслойного магниево-алюминиевого композиционного материала.

Двухслойный композиционный материал МА2-1-АД1 был получен СВ по параллельной схеме на оптимальном режиме, гарантирующем реализацию максимальной прочности соединения с толщиной магниевого слоя 3,2 мм и алюминиевого – 2,5 мм. Сварку взрывом трехслойных заготовок АД1–МА2-1–АД1 с толщинами слоев, соответственно, 1,5; 2,0 и 2,5 мм проводили по одновременной схеме на оптимальном режиме (скорости соударения $v_{c1}=550$, $v_{c2}=580$ м/с, скорость точки контакта $v_k=2500$ м/с), гарантирующем реализацию прочности соединения, соответствующей наименее прочному из соединяемых металлов – алюминию АД1. Сваренные заготовки размерами 200×120×6 мм, механически обрезали по периметру для устранения краевых дефектов. Отжиг магниево-алюминиевого КМ осуществляли в печи СНОЛ–1.6.2.51/11–ИЗ при температуре 400°С в течение 4–16 ч. Металлографические исследования микроструктуры производили на микроскопе “Olympus BX–61” при увеличениях от ×50 до ×500. Распределение фазового состава по сечению, перпендикулярному границе соединения, исследовали с помощью рентгеноструктурного анализа. Рентгено съемка проводилась на дифрактометре ДРОН-3 в K_α -излучении медного анода с никелевым фильтром.

Установлено, что на свойства слоистых интерметаллидных композитов существенное влияние оказывает формирование околошовной зоны, особенности образования интерметаллидных

© Арисова В. Н., Гуревич Л. М., Пономарева И. А., Щербин Д. В., 2016

* Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РФФИ 16-08-00216_а.

фаз, а также факторы, способствующие их возникновению и интенсивному росту. В [4] приведены результаты исследований формирования структуры околошовной зоны в двухслойном магниевом-алюминиевом композите. В данной работе приведены сравнительные данные по изменению структуры и фазового состава при термообработке двухслойных и трехслойных композитов.

Металлографическим анализом показано, что после СВ на границе двух- и трехслойного магниевом-алюминиевого композита интерметаллидные фазы отсутствуют (рис. 1, а). Визуальное сравнение верхней и нижней зон волнообразования трехслойного композита демонстрирует их существенное различие. Верхняя гра-

ница соединения алюминия и магния имеет плохо развитый волновой профиль без заметной пластической деформации металлов в околошовной зоне. Участки оплавленного металла по протяженности относительно длины сварного соединения отсутствуют. Нижняя граница имеет волновой профиль с незначительным количеством оплавленного металла. Такое отличие свидетельствует о разной величине энергии пластической деформации W_2 на верхней и нижней границах свариваемых металлов.

Нагрев при температуре 400 °С с выдержкой 4–16 ч приводит к тому, что в зоне соединения происходит формирование и рост участков интерметаллидной прослойки (рис. 1, б, в).

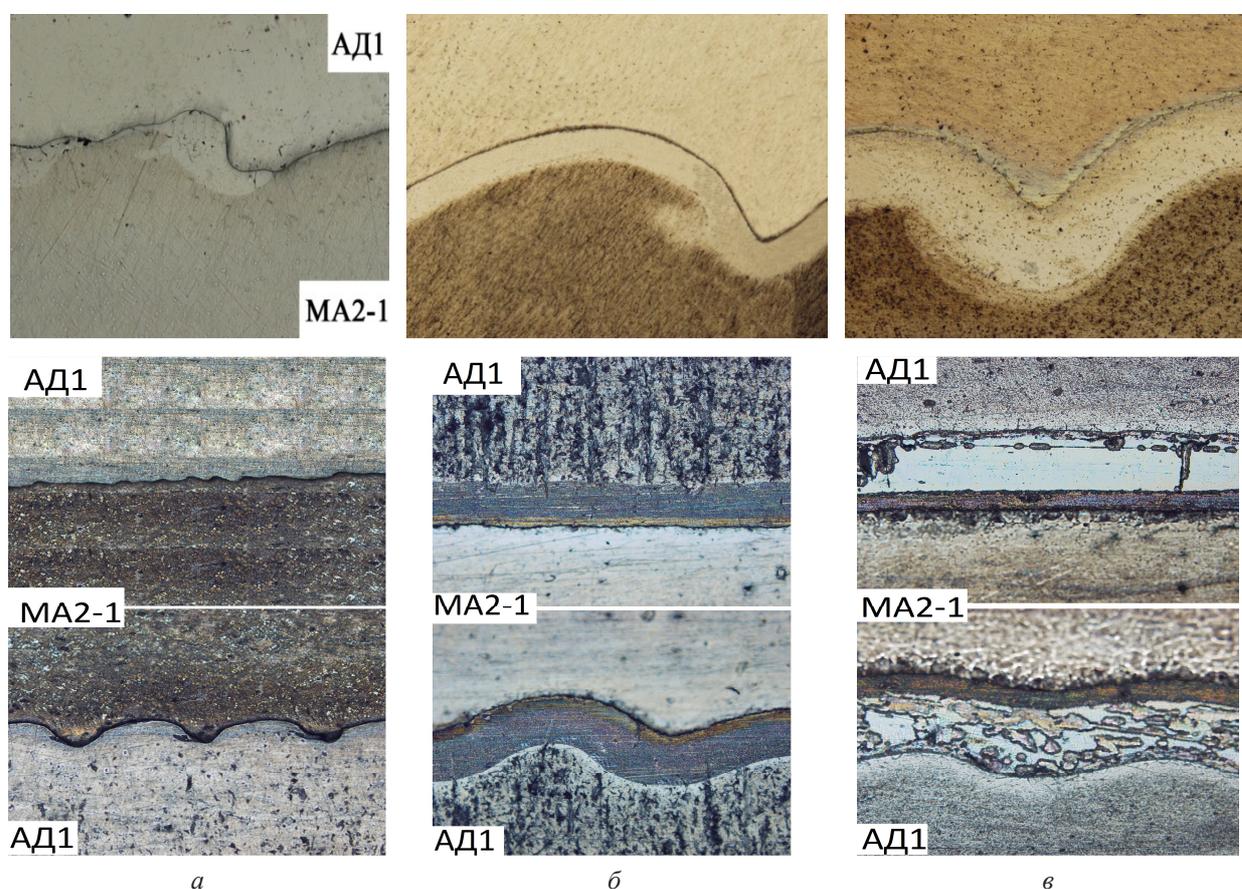


Рис. 1. Микроструктура композиционного материала MA2-1-AD1 и AD1-MA2-1-AD1 после: а – сварки взрывом; б – отжига 400 °С, 4 ч; в – отжига 400 °С, 16 ч. Увеличение $\times 200$

Металлографические исследования термообработанных образцов позволили построить температурно-временную зависимость образования интерметаллидов (рис. 2).

Установлено, что при увеличении времени ТО при отжиге 400 °С в течение 4–16 ч происходит рост диффузионной прослойки в двухслойном композите MA2-1 – AD1 до 230 мкм, в трехслойном КМ AD1-MA2-1-AD1 на каждой

границе КМ до 250–260 мкм. При этом толщины прослоек имеют практически одну и ту же величину. Это объясняется тем, что увеличение энергии пластической деформации W_2 при СВ практически не сказывается на интенсивности диффузии при последующей ТО. Диффузионная прослойка растет вглубь AD1, то есть градиент реактивной диффузии направлен в сторону алюминия.

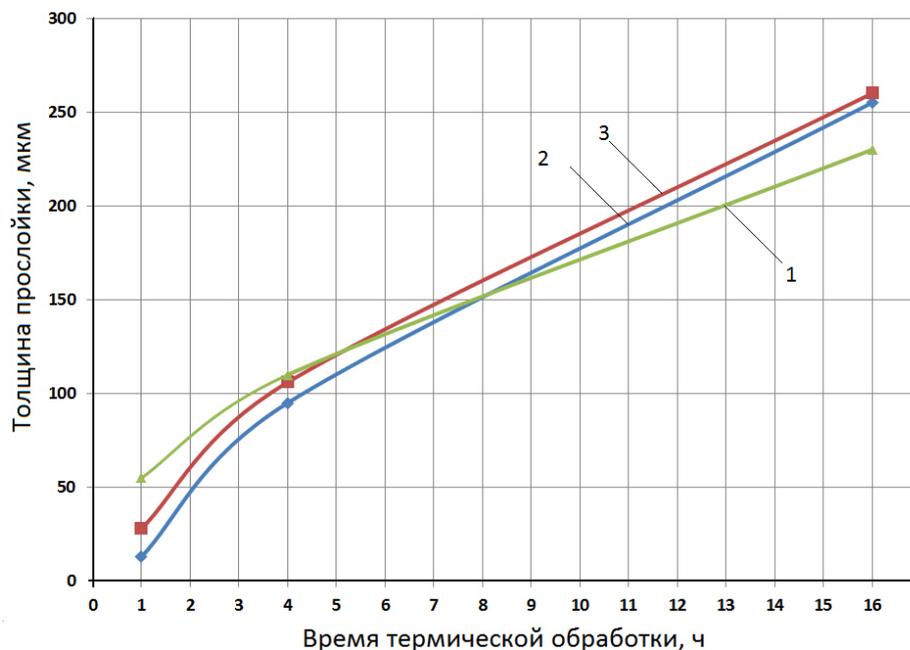


Рис. 2. Зависимость толщины диффузионной прослойки от времени выдержки (1 ч, 4 ч, 16 ч) при отжиге 400 °С: 1 – толщина прослойки КМ МА2-1 – АД1; 2 – верхняя граница КМ АД1 – МА2-1- АД1; 3 – нижняя граница КМ АД1 – МА2-1–АД1

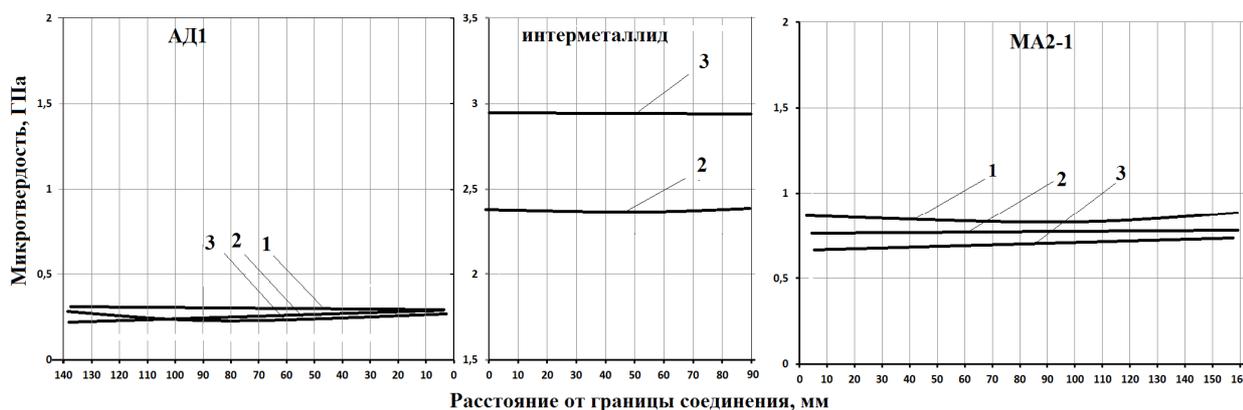


Рис. 3. Зависимость микротвердости после различных температурно-временных условий трехслойного композита: 1 – сварки взрывом; 2 – отжига 400 °С, 4 ч; 3 – отжига 400 °С, 16 ч

Установлено, что микротвердость двух-слойного магниев-алюминиевого КМ после СВ со стороны алюминия составляет 0,3 ГПа, по МА2-1 – 0,8 ГПа (рис. 3, кривая 1).

Отжиг при 400 °С в течение 4–16 ч понижает микротвердость МА2-1 до 0,6 ГПа в околошовной зоне, и практически не изменяет твердость алюминия (рис. 3, а, кривая 2, 3). Микротвердость диффузионной прослойки после отжига 400 °С, 16 ч составляет 3 ГПа.

Исследования распределения микротвердости в слоях композита АД1–МА2-1–АД1 показали, что в состоянии после сварки взрывом максимальное упрочнение магния и алюминия происходит в околошовной зоне (рис. 4, а).

Твердость алюминия достигает 0,5 ГПа вблизи верхней границы соединения и 0,53 ГПа у нижней границы, сплава МА2-1 превышает 1 ГПа.

С увеличением температуры и времени ТО микротвердость в поперечном сечении исследуемых образцов снижается до значений, соответствующих отожженному состоянию, при одновременном ее увеличении в ОШЗ вблизи границ соединения. Такой рост микротвердости свидетельствует о преимущественной диффузии магния в алюминий и формировании в нем интерметаллидной прослойки. Нагревы при 400°С в диапазоне от 4 до 16 ч снижают твердость алюминия до 0,4 ГПа и магния до 0,5 ГПа.

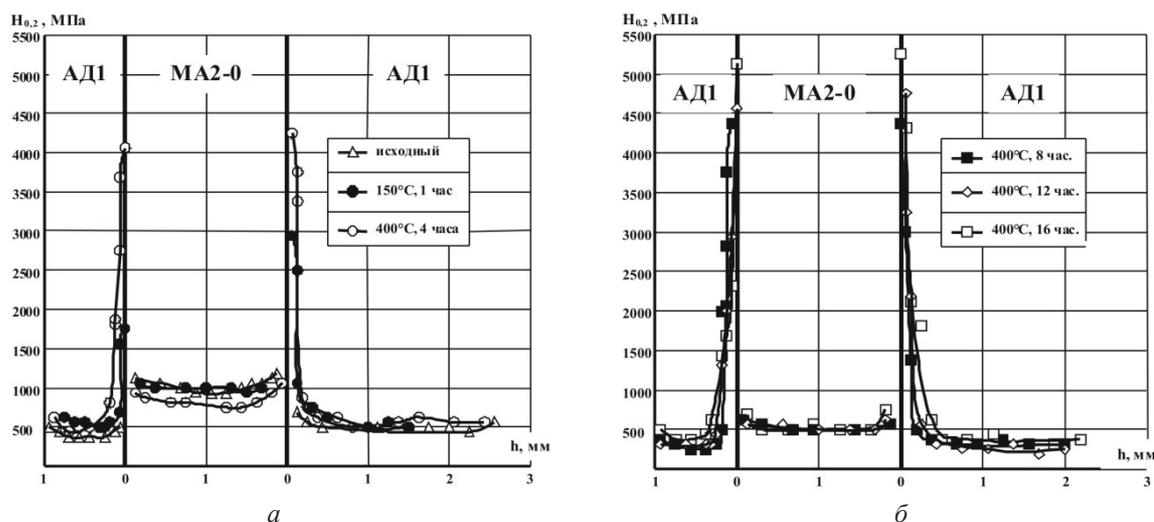


Рис. 4. Распределение микротвердости по поперечному сечению композиционного материала АД1-МА-2-1-АД1 при различных времени выдержки и температуре

В ходе работы проводился рентгеноструктурный анализ для определения фазового состава диффузионной прослойки. Для исследования бы-

ли взяты образцы КМ двухслойного МА2-1-АД1 и трехслойного АД1-МА2-1-АД1, отожженные в течение 16 ч при температуре 400 °С.

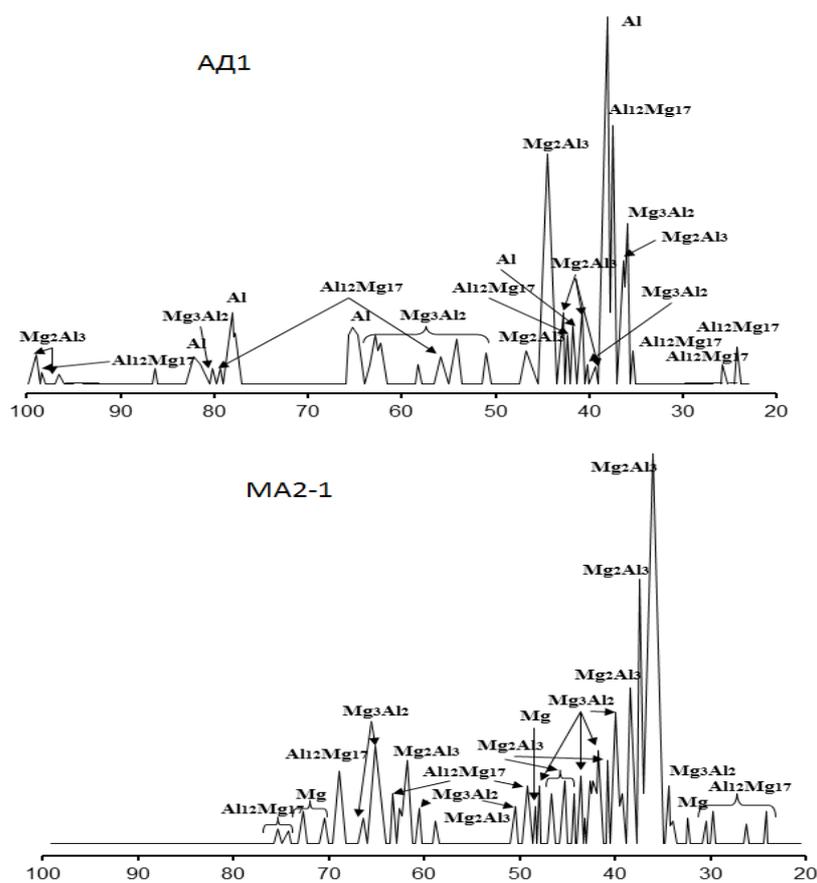


Рис. 5. Дифрактограмма линий после отжига 400 °С, 16 ч в динтерметаллидной прослойке со стороны алюминия и магния

Рентгеноструктурным анализом установлен фазовый состав диффузионных прослоек, обра-

зующихся в двухслойном и трехслойном КМ при термообработке: со стороны алюминия

и магния присутствуют интерметаллидные фазы: Mg_2Al_3 , $Al_{12}Mg_{17}$, Mg_3Al_2 (рис. 5). Установлено, что образовавшаяся диффузионная прослойка состоит преимущественно из Mg_2Al_3 . Она имеет свою собственную кристаллическую решетку и обладает неметаллическими свойствами. Фазовый состав, образовавшийся в интерметаллидной прослойке как в двухслойном, так и в трехслойном магниевом-алюминиевом композите одинаков.

Таким образом, в результате исследования микроструктуры и микромеханических свойств диффузионной прослойки установлено, что она обладает высокой твердостью (от 2 до 5 ГПа), имеет сложный фазовый состав, что будет оказывать существенное влияние на физико-механические и служебные свойства исследуемой магниевом-алюминиевой композиции.

Выводы

1. Показано, что нагрев сваренного взрывом композита приводит к формированию диффузионных прослоек в зоне соединения, которые с повышением температуры до 400 °С и времени выдержки до 16 ч увеличиваются в размерах

и срастаются в одну сплошную диффузионную прослойку.

2. Установлено, что толщина и микротвердость интерметаллидной зоны композиционного материала зависит от температуры и времени выдержки термообработки.

3. Рентгеноструктурным анализом установлен фазовый состав диффузионных прослоек, образующихся в КМ при термообработке: со стороны алюминия и магния присутствуют интерметаллидные фазы: Mg_2Al_3 , $Al_{12}Mg_{17}$, Mg_3Al_2 .

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Трыков, Ю. П. Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов: монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгул // Металлургия, 2004. – 230 с.
2. Трыков, Ю. П. Композиционные переходники: монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев; ВолгГТУ. – Волгоград: РПК "Политехник", 2007. – 328.
3. Трыков, Ю. П. Диффузия в слоистых композитах: монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова; ВолгГТУ. – Волгоград, 2006. – 403 с.
4. Арисова, В. Н. Влияние термической обработки на механические свойства и фазовый состав магниевом-алюминиевого композита, полученного сваркой взрывом / В. Н. Арисова, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин, И. А. Пономарева, А. Е. Кондаков // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2015. – № 5 (719). – С. 47–50.

УДК 620.22

В. Г. Шморгул, О. В. Слаутин, А. Г. Серов, А. С. Лыгин, Н. В. Кривченко

КИНЕТИКА ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ СПЛАВА Х20Н80 С ЖИДКИМ АЛЮМИНИЕМ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Приведены результаты исследований кинетики взаимодействия сплава Х20Н80 с жидким алюминием в зависимости от разной скорости охлаждения. Изучены структура и фазовый состав диффузионной зоны на границе твердо-жидкого материала.

Ключевые слова: кинетика, диффузионная зона, фазовый состав, алюминиды никеля.

V. G. Shmorgun, O. V. Slautin, A. G. Serov, A. S. Lygin, N. V. Krivchenko

KINETICS INTERACTION WITH ALLOY Cr20Ni80 IN LIQUID ALUMINUM

Volgograd State Technical University

Results alloy interaction kinetics studies with molten aluminum H20N80 depending on different cooling rate. The structure and phase composition of the diffusion zone on the border of a solid-liquid material.

Keywords: kinetics, diffusion zone, phase composition, nickel aluminides.

Введение

Алюминий имеет низкую плотность, но не обладает достаточной прочностью, что ограничивает его использование в качестве конструкционного материала [1]. Алюминиевые сплавы часто подвергаются армированию волокнами, в том числе методом заливки [2]. В литературе

практически не встречаются данные по армированию алюминия нихромовой проволокой, поэтому целью настоящей работы явилось исследование структуры и фазового состава диффузионной зоны, формирующейся при взаимодействии проволоки из сплава Х20Н80 с жидким алюминием.

Материалы и методы исследования

Проволоку из сплава X20H80 диаметром $\approx 0,75$ мм погружали в расплав алюминия температурой 740 °С, который после 10-минутной выдержки охлаждали со скоростью ≈ 30 °С / мин, $1,5$ °С / мин и $0,8$ °С / мин (рис. 1).

Температуру расплава и скорость его охлаждения контролировали с помощью хромель-алюмелевой термопары, подключенной к измеритель-регулятору «ЭЛЕМЕР Т-51».

Металлографические исследования осуществляли на модульном моторизованном оптическом микроскопе «Olympus BX61» с фиксацией микроструктур цифровой камерой DP-12 при увеличениях $\times 200$ и $\times 500$.

Химический состав образовавшихся диффузионных зон определяли электронно-оптическими исследованиями на растровом двухлучевом электронном микроскопе системы Versa 3D.

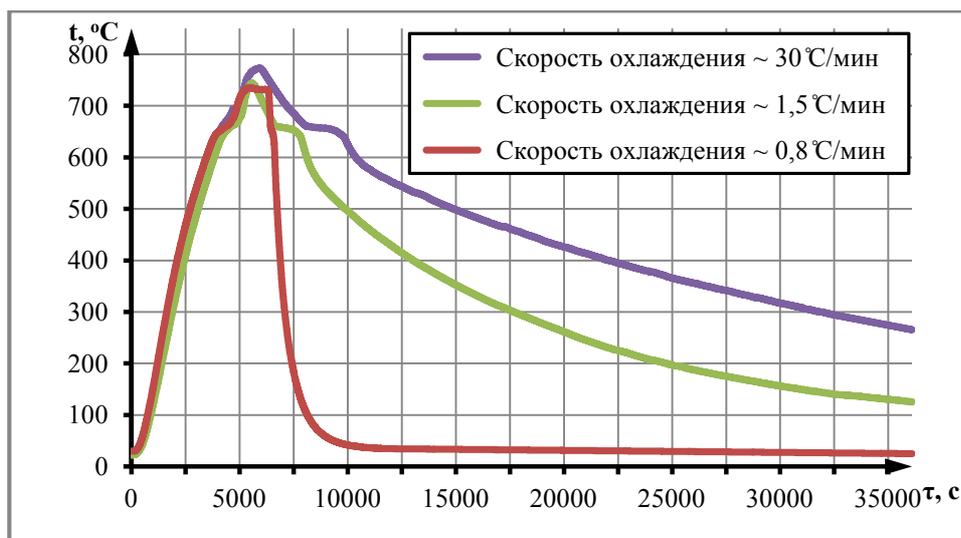


Рис. 1. Термические циклы при взаимодействии алюминиевого расплава с проволокой из сплава X20H80

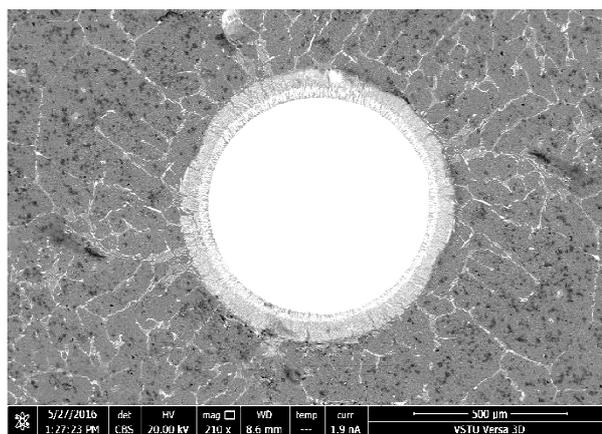
Результаты исследований и их обсуждение

Анализ микроструктуры зоны диффузионного взаимодействия (ДЗ) проволоки из сплава X20H80 с расплавом алюминия после охлаждения

со скоростью 30 °С/мин (рис. 2) позволил выявить на межслойной границе X20H80-алюминий четыре прослойки суммарной толщиной ≈ 90 мкм.



a



б

Рис. 2. Микроструктура (*a*) $\times 100$ и СЭМ изображение (*б*) зоны диффузионного взаимодействия на межслойной границе X20H80-алюминий после охлаждения со скоростью ~ 30 °С/мин

С помощью энергодисперсионного анализа (рис. 3, *б-г*) установлено, что в прилегающей

к X20H80 прослойке толщиной $\sim 0,7$ мкм (рис. 3, *a*) концентрация Ni понижается с 36 до ~ 18 %, Cr —

с 20 до ~12 %, а концентрация Al повышается с 44 до 70 % (рис. 3, *а*, табл. 1). Согласно изотермическому разрезу трехкомпонентной диаграммы состояния Al-Ni-Cr [3,4], данный диапазон принадлежит областям со следующим фазовым составом: два твердых раствора Cr(Al), Al(Cr)

и два интерметаллида - NiAl₃ и Ni₂Al₃.

Во второй прослойке, толщиной 10–15 мкм, распределение химических элементов следующее: ~ Ni 15 %, Cr 9–12 % и Al 76-73 % (рис. 4, *а*), что соответствует твердому раствору на основе интерметаллида NiAl₃ (рис. 4, *б* (точка 3), табл. 1).

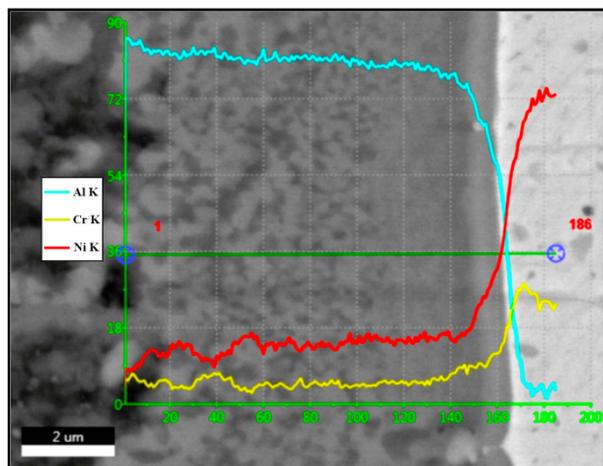
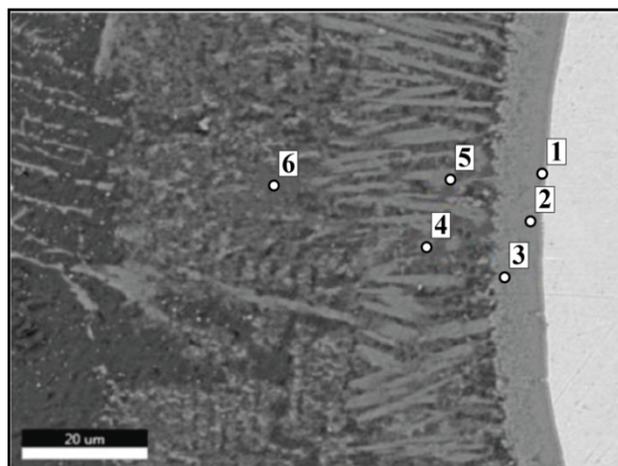
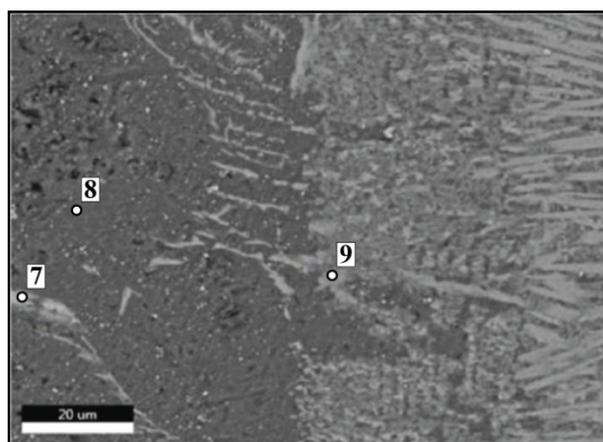
*а**б**в*

Рис. 3. Кривые распределения химических элементов в ДЗ, сформированной на границе X20H80-алюминий при охлаждении расплава со скоростью ~30 °С/мин (*а*), и точки определения их соотношения (*б, в*)

В третьей прослойке идентифицированы вытянутые включения интерметаллида CrAl₇ (толщиной ~25–30 мкм) твердый раствор Cr(Al) и мелкодисперсные включения NiAl₃ (рис. 3, *б* (точки 4 и 5), табл. 1).

Четвертая прослойка состоит из разориентированных зерен неправильной формы толщиной ~40 мкм. Их мозаика различна. Одни, более темные, представляют собой твердый раствор на основе CrAl₇ (рис. 2, 3, *б* (точка 6), табл. 1), а более светлые (рис. 2, 3, *б* (точка 9), табл. 1) – на основе NiAl₃.

Далее расположен закристаллизовавшийся расплав алюминия, в котором после неравновесной кристаллизации образовалась неравновесная эвтектика – интерметаллидный ободок по границам дендритных ячеек, состоящий из

эвтектических (достаточно грубых) включений фазы NiAl₃ (рис. 2, 3, *б* (точки 7 и 8), табл. 1).

Уменьшение скорости охлаждения до 1,5 °С/мин приводит к интенсификации диффузионных процессов и растворению большего объема X20H80 (рис. 4). В результате формируется ДЗ толщиной ~360 мкм, которую визуальнo можно разделить на три прослойки (рис. 4, *а, б*). Первую – со стороны X20H80 толщиной ~0,8–1 мкм, в свою очередь, визуальнo можно разделить на две, хотя их химический состав близок и различается по мере удаления от X20H80 лишь по Ni (47 и 37 %) и Al (40 и 50 %). Согласно изотермическому разрезу диаграммы состояния Al-Ni-Cr состав этой прослойки соответствует твердому раствору Cr(Al) и интерметаллидам NiAl₃ и Ni₂Al₃ (рис. 4, *б*, табл. 2 точки 1, 2).

Таблица 1

**Результаты микроанализа химического состава в различных точках ДЗ
(охлаждение расплава ~30 °С/мин)**

Зона анализа	Элементы	Содержание элемента, мас%	Возможная ошибка	Фазовый состав
16	Ni	38,01	2,46	Cr(Al)+Ni ₂ Al ₃ +Al(Cr)
	Cr	15,86	2,47	
	Al	46,14	6,66	
26	Ni	30,81	2,41	Cr(Al)+NiAl ₃ +Ni ₂ Al ₃
	Cr	7,09	3,36	
	Al	62,1	5,74	
36	Ni	26,06	2,59	Cr(Al)+NiAl ₃
	Cr	7,63	3,33	
	Al	66,3	5,36	
46	Ni	19,5	3,11	Cr(Al)+NiAl ₃
	Cr	6	4,68	
	Al	74,5	4,92	
56	Ni	3,74	7,44	CrAl ₇
	Cr	9,99	2,91	
	Al	86,26	2,86	
66	Ni	–	–	CrAl ₇
	Cr	14,48	2,56	
	Al	85,52	2,69	
7в	Ni	30,09	2,32	NiAl ₃
	Cr	–	–	
	Al	69,91	5,29	
8в	Ni	–	–	Al
	Cr	–	–	
	Al	100	1,1	
9в	Ni	21,5	2,85	NiAl ₃
	Cr	2,5	7	
	Al	76	4,96	

Вторая прослойка толщиной ~25 мкм, представляет собой смесь твердых растворов Cr(Al), Al(Cr) и интерметаллида NiAl₃ (рис. 4, б, в, табл. 2 точки 3, 4). При удалении от X20H80, содержание Al и Cr в этой прослойке повышается с 50 до 64 % и с 6 до 9 %, соответственно, а Ni – снижается до 10 %.

Третья прослойка с толщиной ~ 320–330 мкм имеет игольчатую структуру, ориентированную к поверхности проволоки (рис. 4, а, з). Химический состав игл соответствует твердому раствору на основе интерметаллида CrAl₇ (рис. 4 з, табл. 2, точка 5), а сами иглы окружены смесью Al и CrAl₇ (рис. 4, з, табл. 2, точки 6, 7).

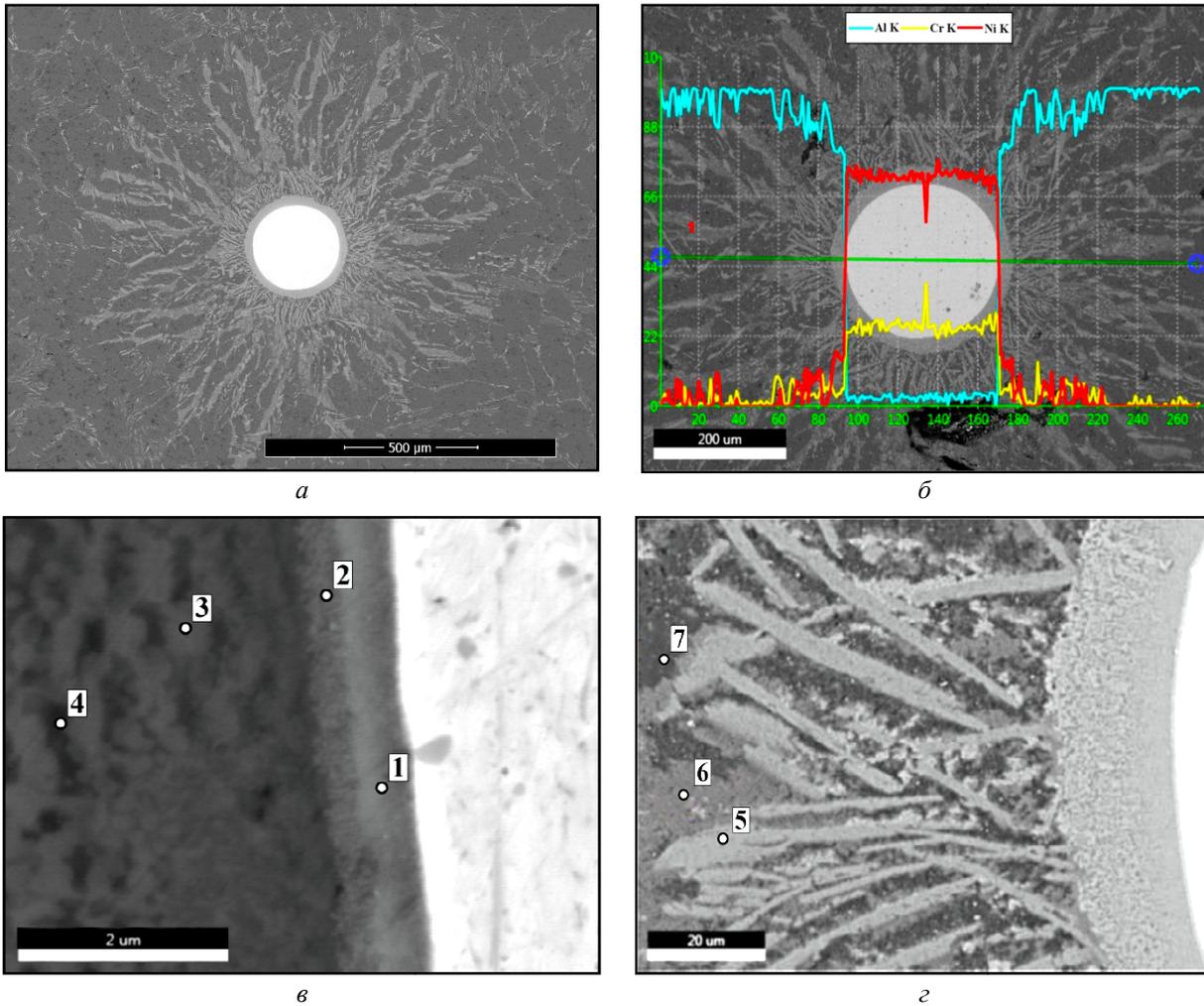


Рис. 4. СЭМ изображение (а), кривые распределения химических элементов (б) и точки определения химических элементов (в, з) в ДЗ после охлаждения расплава со скоростью ~1,5 °С/мин

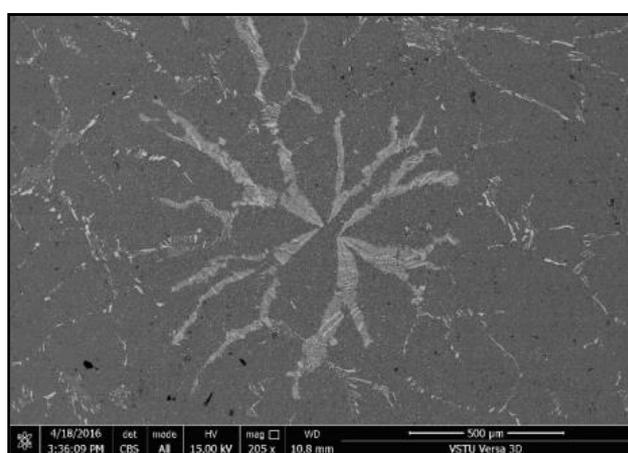
Таблица 2

Результаты микроанализа химического состава в различных точках ДЗ (охлаждение расплава ~1,5 °С/мин)

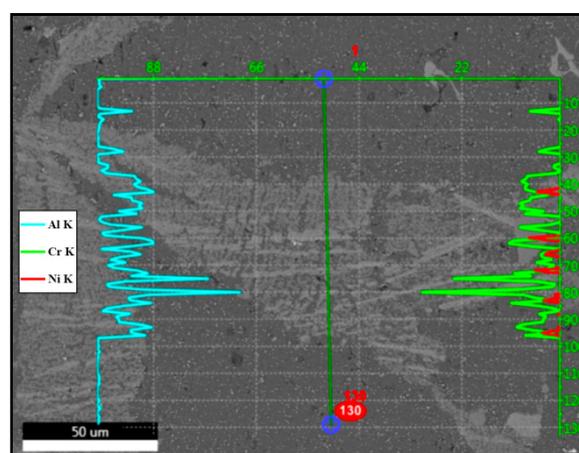
Зона анализа	Элементы	Содержание элемента, мас.%	Возможная ошибка	Фазовый состав
1в	Ni	47,01	2,46	Cr(Al)+NiAl ₃ +Ni ₂ Al ₃
	Cr	13,21	2,83	
	Al	39,77	7,22	
2в	Ni	36,89	2,56	Cr(Al)+NiAl ₃ +Ni ₂ Al ₃
	Cr	12,77	2,86	
	Al	50,34	6,53	
3в	Ni	31,68	2,61	Cr(Al)+NiAl ₃ +Al(Cr)
	Cr	6,69	3,92	
	Al	61,63	5,83	
4в	Ni	27,31	2,7	Cr(Al)+NiAl ₃ +Al(Cr)
	Cr	9,19	3,38	
	Al	63,5	5,6	

Окончание табл. 2

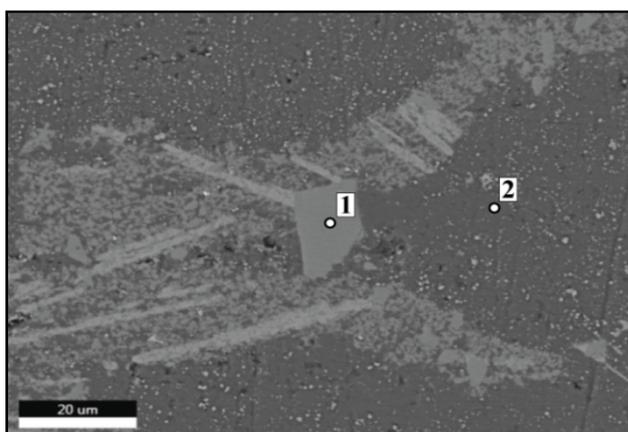
Зона анализа	Элементы	Содержание элемента, мас. %	Возможная ошибка	Фазовый состав
5г	Ni	7,3	3,11	CrAl ₇
	Cr	6,1	4,68	
	Al	86,6	4,92	
6г	Ni	–	–	CrAl ₇
	Cr	17,17	2,59	
	Al	82,86	2,98	
7г	Ni	–	–	Al
	Cr	–	–	
	Al	100	1,12	



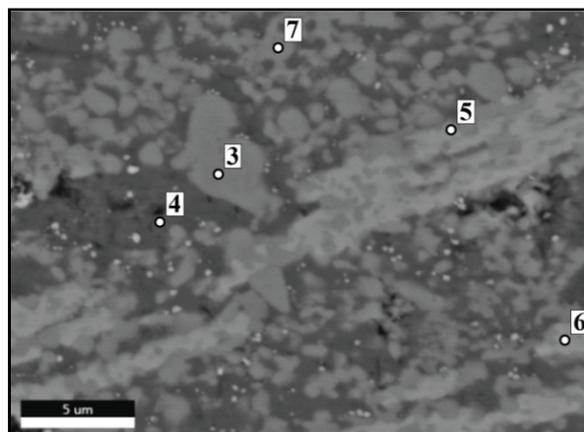
а



б



в



г

Рис. 5. СЭМ изображение (а) зоны «локального легирования» хромом и никелем, распределение химических элементов в лепестках лучеобразной формы (б) и точки определения химических элементов (в, г) после охлаждения расплава со скоростью 0,8°С/мин

Медленное охлаждение со скоростью ~0,8 °С/мин привело к полному растворению в расплаве алюминия проволоки из сплава Х20Н80 (рис. 5, а) и образованию на ее месте лепестков дендритного типа. Окончание этих лепестков, как правило, заостренное, в виде

клиньев (рис. 5, а). Их максимальный диаметр ≈ 1,4–1,5 мм.

Анализ распределения химических элементов показал (рис. 5, а), что лепестки имеют переменный химический состав (рис. 5, б). Внутри наблюдаются отдельно рассредоточенные

интерметаллиды CrAl₇ (рис. 5 (е), точка 1; (з), точка 3, 7, табл. 3) и NiAl₃, межлепестковое пространство заполнено чистым алюминием (рис. 5 (в), точка 2; (г), точка 4, табл. 3).

За пределами лепестковой зоны расположен

закристаллизовавшийся расплав алюминия, в котором после неравновесной кристаллизации образовался интерметаллидный ободок по границам зерен, состоящий из грубых включений NiAl₃ (рис. 6).

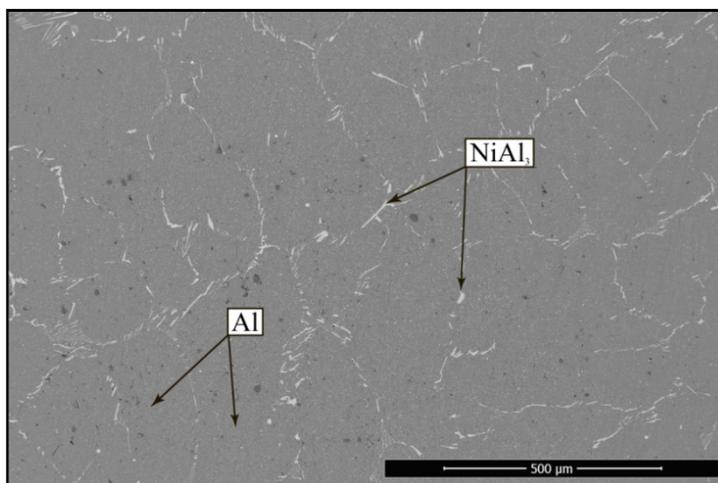


Рис. 6. СЭМ изображение структуры легированного алюминия

Металлографический анализ в поперечных сечениях полученного после кристаллизации алюминиевого цилиндра показал, что процесс

диффузионного взаимодействия проволоки из X20H80 с алюминиевым расплавом идентичен по всей ее длине.

Таблица 3

Результаты микроанализа химического состава в различных точках (охлаждение алюминиевого расплава со скоростью ~0,8 °C/мин)

Зона анализа	Элементы	Содержание элемента, мас.%	Возможная ошибка	Фазовый состав
1в	Ni	–	–	CrAl ₇
	Cr	22,5	2,96	
	Al	77,5	2,77	
2в	Ni	–	–	Al
	Cr	–	–	
	Al	100	1,41	
3г	Ni	–	–	CrAl ₇
	Cr	21,87	2,78	
	Al	78,13	2,92	
4г	Ni	–	–	Al
	Cr	–	–	
	Al	100	1,41	
5г	Ni	11	5,24	NiAl ₃
	Cr	11	3,31	
	Al	78	3,74	

Окончание табл. 3

Зона анализа	Элементы	Содержание элемента, мас.%	Возможная ошибка	Фазовый состав
6г	Ni	11	5,39	NiAl ₃
	Cr	10	3,63	
	Al	79	3,73	
7г	Ni	–	–	CrAl ₇
	Cr	16,12	3,03	
	Al	83,88	2,56	

Вывод

Варьирование скоростью охлаждения алюминиевого расплава с помещенной в него проволокой из сплава X20H80 позволяет регулировать количество растворенного в алюминии никеля и хрома и получать заданный объем диффузионных зон интерметаллидного состава.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Трыков, Ю. П. Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов : монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун. – М. : Metallurgizdat, 2004. – 230 с.
2. Батаев, А. А. Композиционные материалы: строение, получение, применение : учеб. / А. А. Батаев, В. А. Батаев. – Новосибирск : Изд-во НГТУ, 2002. – 384 с.
3. Шморгун, В. Г. Исследование диффузионных процессов в биметалле X20H80+AD1 / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин, А. Ол. Таубе, В. М. Бакунцева // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 5 (160) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 14–17.
4. Shmorgun, V.G. Investigation of the Phase Composition of the Diffusion Zone in the Al-Ni-Cr Composite Material / Shmorgun V.G., Taube A.O., Krohalev A.V. // Applied Mechanics and Materials. - 2015. - Vol. 698 (2015). - С. 430-433.

ПОЛИМЕРНЫЕ И ПОРОШКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 678.743:539.2

Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. В. Казуров

ВЛИЯНИЕ ВЗРЫВНОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СВОЙСТВА ФЕНИЛОНА*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mvpol@vstu.ru

Проведены сравнительные исследования влияния статического и взрывного прессования различной интенсивности на свойства фенилона. Оценена теплостойкость и термостойкость материалов после прессования и последующего спекания.

Ключевые слова: фенилон, взрывное прессование, теплостойкость, термостойкость.

N. A. Adamenko, G. V. Agafonova, A. V. Kazurov

EFFECT OF EXPLOSIVE PRESSING ON THE PROPERTIES PHENYLONE

Volgograd State Technical University

Comparative study of the effect of static and explosive compaction of varying intensity on the properties phenylone. Estimated thermal resistance and the heat resistance material after pressing and subsequent sintering.

Keywords: phenylone, explosive pressing, heat resistance, temperature resistance.

Введение

Применение фенилона для изготовления деталей и узлов, работающих при повышенных температурах, подвергающихся жестким режимам эксплуатации, обусловлено высокой твердостью, жесткостью и прочностью, хорошими антифрикционными и другими свойствами [1–4]. Он эффективен, а нередко и незаменим в производстве различных уплотнений для запорной арматуры, систем пневмо- и гидроавтоматики, уплотнительных колец для шаровых затворов и задвижек [1, 5]. Значительная химическая стойкость фенилона позволяет использовать его в качестве вкладышей подшипников, торцевых уплотнителей и подпятников в аппаратах химической технологии для работы в агрессивных средах.

Фенилоны на основе сополимеров типа П, С1, С2, СА используются для формования изделий и производятся крупными производителями в России (ОАО “Полимерсинтез”) и за рубежом (Du Pont, Biesterfeld Plastic, Schulman, Solvay Kunststoff). Практически нет работ по изучению фенилона С3, имеющего высокую термостойкость, а по прочности уступающего

лишь лучшим маркам армированных пластических масс. Этому полимеру вследствие повышенной жесткости цепей макромолекул и сильного межмолекулярного взаимодействия свойственна низкая деформируемость в области температур размягчения и текучести, и их близость к температурам деструкции, что затрудняет переработку его в изделия обычными способами [1, 3].

Перспективным способом получения заготовок из трудноперерабатываемых термостойких полимеров и их композиций с высокими физико-механическими свойствами является взрывное прессование (ВП) [6–8].

Цель данной работы – исследование влияния взрывного прессования на свойства фенилона С3.

Материалы и методы исследования

В данной работе в качестве исследуемого материала применялся трудноперерабатываемый ароматический полиамид – фенилон С3 в виде мелкодисперсного порошка с размером частиц 8–10 мкм и насыпной плотностью 0,4 Мг/м3.

В работе взрывное прессование осуществлялось плоским нагружением скользящей ударной волной. Параметры взрывного нагружения определяются типом и высотой заряда ВВ, в качестве которых использовались смеси взрывчатых вещества (ВВ) в различном соотношении, что обеспечивало изменение скорости детонации от 1680 до 3800 м/с. При этом в соответствии с расчетом параметров нагружения давление ударной волны составляло 0,7–3,8 ГПа [9]. Сравнительные исследования образцов проводили после статического (СП) давлением 250 МПа и взрывного прессования, до и после спекания при температуре 360 °С.

Исследование теплофизических характеристик и деформируемости в широком интервале температур проводили на термомеханическом анализаторе Нурегіон 402 F1/F3 путем измерения глубины пенетрации индентора (диаметром 1,0 мм) в исследуемый образец размером 5x5 мм, высотой 2 мм, с нагрузкой 1 Н и скоростью нагрева 5 °С/мин. Относительную деформацию ε определяли, как отношение глубины пенетрации к исходной высоте образца.

Дифференциальнотермический (ДТА) и термогравиметрический (ТГА) анализы проводили с использованием дериватографа Q-1500 со скоростью равномерного нагрева 10°С/мин. Температуры размягчения (стеклования, плавления, термодеструкции) определяли по характерным изгибам термомеханических, дифференциальнотермических и термогравиметрических кривых. Приведенные кривые получены при аппроксимации экспериментальных данных для 3 одинаковых образцов.

Микротвердость измерялась на твердомере ПМТ-3 при нагрузке 0,2 Н.

Результаты исследований

Термомеханические испытания показали, что прессовки СЗ как после СП, так и ВП (Р от 0,7 до 3,8 ГПа) при нагреве до 260 °С расширяются, о чем свидетельствует появление отрицательных деформаций (-2 – -11 %) на термомеханических кривых (рис. 1, а, табл. 1). Полимер, независимо от вида прессования, до температуры размягчения, обусловленной переходом из стеклообразного в высокоэластическое состояние в интервале температур 210–270 °С, расширяется вследствие своего жесткоцепного строения. При этом уровень максимальных деформаций образцов, обусловленный структурной организацией аморфного СЗ достигает -11,3 % при ВП давлением 0,7. Повышение давления ВП до 2,2 ГПа уменьшает максимальные деформации образца с -11,3 до -3,5 %, что обусловлено ориентацией молекул при интенсивном ударном воздействии [9], способствующей кристаллизацией СЗ и снижению деформаций при нагреве.

После ВП давлением 3,8 ГПа отрицательных деформаций при нагреве образцов не наблюдается, а деформации обусловлены пенетрацией индентора. Взрывное воздействие давлением 3,8 ГПа вызывает в полимерной прессовке более высокий уровень напряжений, возможно частичную деструкцию полимера, что снижает межмолекулярное взаимодействие и плотность прессовки, сопровождается снижением температуры размягчения t_p до 260 °С.

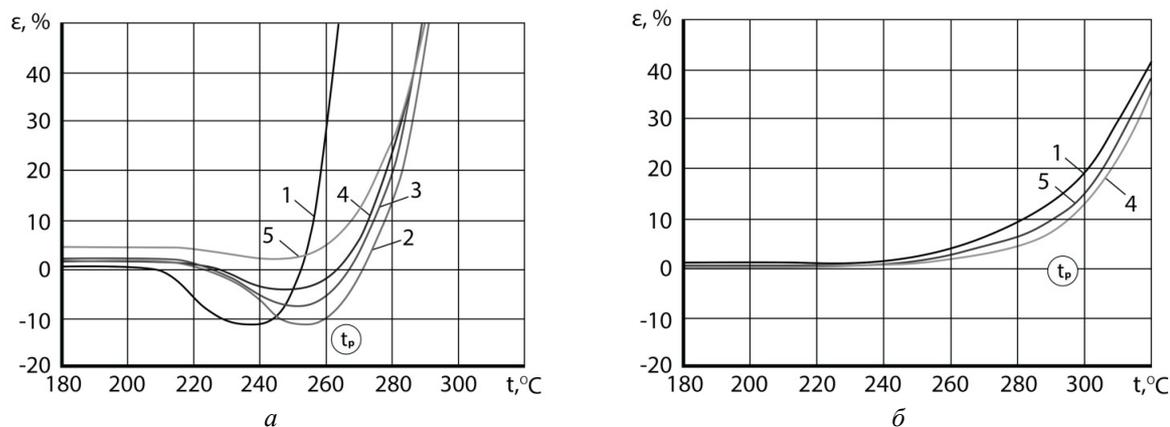


Рис. 1. Термомеханические кривые фенилона СЗ после прессования (а) и последующего спекания (б):
1 – СП; 2 – ВП Р=0,7 ГПа; 3 – ВП Р=1,3 ГПа; 4 – ВП Р=2,2 ГПа, 5 – ВП Р=3,8 ГПа

Независимо от давления ВП наблюдается смещение t_p на 20–25 °С в область более высоких

температур, что обусловлено различными условиями деформирования полимерных частиц

при статическом и динамическом прессовании. Процесс ударно-волнового прессования полимера происходит в адиабатическом режиме, уплотнение частиц происходит с огромной скоростью, что способствует их дроблению, а в результате переукладки и трения поверхно-

стей частиц друг о друга возникают локальные температуры, которые способствуют их взаимодействию, росту числа химических связей, определяющих уровень взаимодействия частиц порошка.

Таблица 1

Термомеханические характеристики фенилона СЗ после СП и ВП при различных давлениях

Вид обработки	$t_p, ^\circ\text{C}$	Относительная деформация (%) при температурах, $^\circ\text{C}$				
		200	220	240	260	280
СП ($P=0,25$ ГПа)	245	0,3	-5,3	-11,3	28,3	–
ВП ($P=0,7$ ГПа)	265	1,9	1,3	-6,5	-10,3	12,9
ВП ($P=1,3$ ГПа)	270	0,8	0,8	-5,4	-5,4	19,2
ВП ($P=2,2$ ГПа)	270	0,8	0,4	-3,5	-1,9	23,0
ВП ($P=3,8$ ГПа)	260	4,1	4,1	2,5	5,0	26,3
СП ($P=0,25$ ГПа) +спекание	255	–	–	6,4	16,4	54,6
ВП ($P=2,2$ ГПа) +спекание	300	–	–	1,0	1,9	4,9
ВП ($P=3,8$ ГПа) +спекание	292	–	–	1,25	3,19	6,85

Спекание приводит к монолитизации материала, сохраняя эффекты, имеющие место после взрыва, снижает их деформируемость (рис. 1, б, табл. 1), что дает возможность повышения физико-механических свойств и работоспособности изделий, испытывающих многократные циклы нагрева и охлаждения. После спекания СЗ не зависимо от вида прессования на ТМК не наблюдается отрицательных деформаций, связанных с расширением образца. При этом СЗ, подвергнутый ВП с последующим спеканием характеризуется меньшими деформациями и более высокой температурой размягчения (на 37–45 $^\circ\text{C}$) по сравнению со статически спрессованным, что свидетельствует о повышении теплостойкости полимера с максимумом t_p после ВП давлением 2,2 ГПа и последующего спекания.

Анализ кривых ДТА (рис. 2, а, табл. 2) позволил установить, что температура стеклования и начало термодеструкции, визуализирующиеся, соответственно, в виде первого и второго эндоэффекта, после ВП повышаются на 5–10 $^\circ\text{C}$ по сравнению со СП ($t_c = 245$ $^\circ\text{C}$, $t_{Td} = 345$ $^\circ\text{C}$). После ВП наблюдается изменение хода кривых

ДТА при температурах 400 $^\circ\text{C}$ (кривая 3) и 410 $^\circ\text{C}$ (кривая 2) появляется новый слабовыраженный эндоэффект, который может быть связан с плавлением образовавшихся при взрыве кристаллитов [3]. Величина эндопика вероятно мала из-за идущего при этих температурах процесса термодеструкции.

Повышение давления ВП до 2,2 ГПа привело к снижению температурных характеристик полимера на 5–7 $^\circ\text{C}$ (рис. 2), что связано с формированием более дефектной структуры материала и подтверждалось результатами РСА [9].

Анализ зависимости потери массы образцов от температуры (рис. 2, б) показал, что термодеструкция у обработанного взрывом фенилона протекает подобно исходному полимеру. Для всех исследуемых образцов до температуры 350 $^\circ\text{C}$ масса остается практически неизменной, потеря которой, обусловленная деструкцией полимера, начинается при 338 $^\circ\text{C}$ у исходного фенилона, а после взрывной обработки – при 352–355 $^\circ\text{C}$. При этом после ВП 10 % (t_{10}) потеря массы (t_{10}) сдвигается на 20 $^\circ\text{C}$ в сторону более высоких температур (табл. 2).

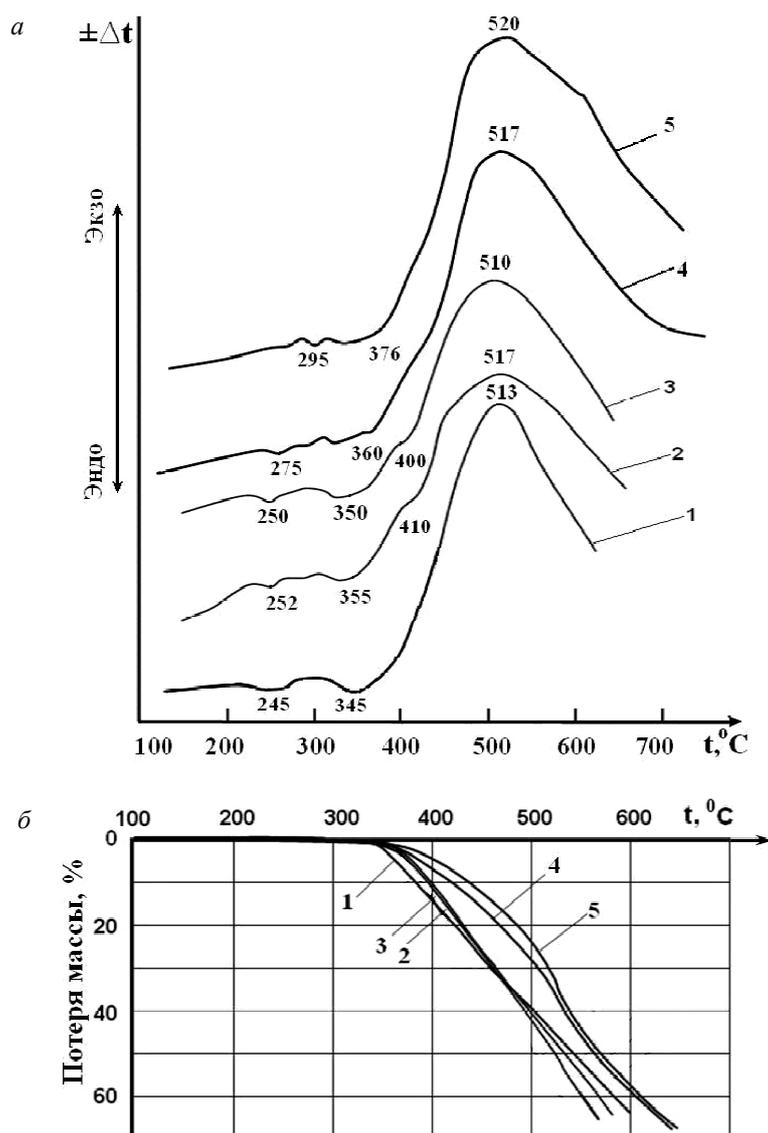


Рис. 2. Кривые ДТА (а) и ТГА (б) фенилона С3, после статического (1, 4) и взрывного (2, 3, 5) прессования до (1, 2, 3) и после спекания (4, 5): 2, 5 – 0,7 ГПа; 3 – 2,2 ГПа

Таблица 2

Термические характеристики фенилона С3 после различных обработок

Вид обработки	t_p , °C	t_0 , °C	t_{10} , °C	t_{20} , °C	t_{30} , °C	t_{40} , °C	t_{50} , °C	$E_{\text{акт.}}$, КДж/моль
СП (P=0,25 ГПа)	245	338	380	414	475	512	545	16,42
СП (P=0,25 ГПа) +спекание	275	360	424	481	517	543	574	32,66
ВП (P=2,2 ГПа)	250	352	392	436	476	495	525	20,81
ВП (P=2,2 ГПа)	252	355	400	429	478	500	532	19,72
ВП (P=2,2 ГПа) +спекание	295	376	447	494	520	544	576	36,81

Последующее спекание монолитизирует материал, снижает его дефектность, что способствует повышению температурных характеристик полимера как после СП, так и ВП. Однако соответствующие значения у обработанного взрывом фенилона выше, чем у статически

спрессованного на 10–20 °C (рис. 2, а, табл. 2), что обусловлено уменьшением подвижности молекулярных цепей полимера после взрывного прессования и свидетельствует о повышении его теплостойкости и термостойкости.

Выводы

1. Взрывное прессование термостойкого стеклообразного полимера СЗ давлением от 0,7 до 2,2 ГПа и последующее спекание способствуют снижению термических деформаций и повышению температуры размягчения полимеров на 37–45 °С за счет усиления межмолекулярного взаимодействия

2. Произошедшие при ВП давлением от 0,7 до 1,3 ГПа изменения в фенилоне способствуют повышению его теплостойкости и термостойкости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Михайлин, Ю. А. Термоустойчивые полимеры и полимерные материалы / Ю. А. Михайлин. – СПб. : Профессия, 2006. – 624 с.
2. Соколов, Л. Б. Термостойкие и высокопрочные материалы на основе ароматических полиэфиров и полиамидов / Л. Б. Соколов [и др.] // Пластмассы. – 1982. – № 9. – С. 15–17.
3. Соколов, Л. Б. Термостойкие ароматические полиамиды / Л. Б. Соколов [и др.]. – М. : Химия, 1975. – 256 с.
4. Буря, А. И. Применение полимерных материалов и композитов на их основе в конструкциях автомобилей /

А. И. Буря, О. П. Чигвинцева. – Днепропетровск : Пороги, 2005. – 144 с.

5. Петрова, Г. Н. Литые термопластические материалы авиакосмического назначения / Г. Н. Петрова, Э. Я. Бейдер // Российский химический журнал. – 2010. – Т. LIV. № 1. – С. 41–45.

6. Structure and property formation of composite materials on the basis of polytetrafluoroethylene under the explosive processing / Н.А. Адаменко, А.В. Казуров, Г.В. Агафонова, С.М. Рыжова, А.Э. Герасимук // Procedia Engineering. Vol. 113 : Oil and gas engineering (OGE-2015), Omsk, Russian Federation, 25-30 April 2015 : proceedings / ed. by A.V. Myshlyavtsev [etc.]; Omsk State Technical University. – [Elsevier publishing], 2015. – P. 418-422.

7. Shock Wave Treatment of Polytetrafluoroethylene: Structure and Properties / А.Э. Волкова, Н.А. Адаменко, Г.В. Агафонова, А.В. Казуров // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – Vol. 116, No. 1. – 4 p.

8. Адаменко, Н. А. Свойства полимерных материалов, полученных взрывным прессованием / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. В. Фегисов, А. А. Неберкутин, В. Н. Яро-славкин // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 4 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2010. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 4). – С. 55–58.

9. Адаменко, Н. А. Влияние взрывной обработки на свойства и строение фенилона / Н. А. Адаменко, Н. Х. Нгуен, В. Н. Арисова, А. Г. Стецюк // Материаловедение. – 2009. – № 11. – С. 44–49.

УДК 678-19:621.777.044.2

Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. Э. Волкова, Н. Б. Чеботарев

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ В ПРЕССОВКАХ ФТОРОПЛАСТА-2М ПРИ ВЗРЫВНОЙ ОБРАБОТКЕ В АМПУЛЕ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mvpol@vstu.ru

Исследовано влияние взрывной обработки в цилиндрической ампуле на структуру, химический состав и теплостойкость фторопласта-2М. Показано, что повышение давления в центре прессовки приводит к неоднородности и нестабильности по всем исследуемым показателям.

Ключевые слова: фторопласт-2М, теплостойкость, взрывная обработка, энергодисперсионный анализ, термомеханический анализ.

N. A. Adamenko, G. V. Agafonova, A. E. Volkova, N. B. Chebotarev

FORMATION OF STRUCTURE AND PROPERTIES IN THE COMPACT OF PVD-2M IN EXPLOSIVE TREATMENT IN AMPOULE

Volgograd State Technical University

The influence of explosive treatment in a cylindrical ampoule on the structure, the chemical composition and thermal resistance of the PVD-2M is researched. It is shown that the increase of pressure in the center of the pressing causes of heterogeneity and instability in all studied parameters.

Keywords: PVD-2M, thermal resistance, the explosive treatment, energy dispersive analysis, thermomechanical analysis.

Введение

Известно, что по масштабам производства и объемам потребления поливинилиденфторид

(фторопласт-2М, Ф-2М) и его сополимеры занимают второе место среди фторполимеров после фторопласта-4. В России материал активно

используется для защитных футеровок насосного оборудования и запорной арматуры на станциях водоочистки и ТЭЦ. Преимущества основных свойств защиты техники на основе Ф-2М состоят в наибольшей среди фторполимеров прочности и твердости в сочетании с хемостойкостью и негорючестью [1]. Комплекс этих свойств находит применение при перекачке жидких сред с частицами абразива в сочетании со стойкостью по отношению к различным окислителям и ультрафиолету. Увеличиваются также заказы на производство пленок из Ф-2М и покрытий из фторопласта Ф-2М методом напыления для химзащиты рабочих колес насосов, малогабаритного емкостного оборудования [2].

Вместе с увеличивающимся спросом на прочный фторполимер растут и требования к совершенствованию свойств материала. Промышленности необходимы модификации твердого, легко поддающегося обработке и напылению, материала. В данном исследовании для модифицирования Ф-2М выбрана взрывная обработка (ВО) в цилиндрической ампуле, отличающаяся от других способов модифицирования своей эффективностью.

ВО фторполимеров в цилиндрических ампулах является самым простым и надежным методом интенсивного ударного нагружения полимерных порошков. Однако большое влияние оказывает давление ВО [3]. Если давление в ударном фронте (УФ) недостаточно, то в процессе продвижения фронта к центру образца его конфигурация имеет форму "бутылочного горлышка", сердцевина образца при этом не уплотнена. При повышении давления в ударном фронте (УФ) от поверхности ампулы к центру прессовки конфигурация фронта ударной волны приобретает вид параболоида, в результате чего возникает так называемая «центральная зона» в сердцевине образца. Если давление в УФ очень велико, может произойти образование «диска Маха» и, как следствие, получение отверстия в центре цилиндрического тела. Кроме того повышение давления, наряду с увеличением сжимаемости вещества, приводит к росту касательных напряжений, повышению интенсивности пластической деформации и, как следствие, к значительным локальным перегревам, приводящим к деструкции полимера.

Таким образом, активация материала при движении ударной волны во фторполимере сменяется созданием новой структуры в условиях высоких остаточных температур, механи-

ческих и пластических деформаций [4]. Исследования закономерностей изменения структуры и свойств Ф-2М, деструктированного при ВО, позволяет выявить оптимальный интервал давлений для реализации свойств, требуемых для создания изделий из чистого фторполимера, либо металлокомпозитов из неплавких, химически устойчивых, биоинертных, теплостойких полимеров с повышенными прочностными свойствами. Раскрытие закономерностей структурообразования в Ф-2М открывает перспективы создания технологии контролируемой активации полимерных порошков при воздействии энергии взрыва для создания более универсального материала.

Методика проведения исследований

В качестве прессуемого порошка был выбран промышленный порошок Ф-2М (поливинилиденфторид, ТУ 6-05-1781-76). В результате ВО порошка в замкнутом объеме ампулы со скачкообразным ростом давления ВО с 0,6 ГПа до 2 ГПа были получены цилиндрические прессовки. Исследование образцов производилось после ВО и последующего спекания при 200 °С.

Микроструктурное исследование производили на оптическом микроскопе Olympus 61BX при 150-тикратном увеличении и методом сканирующем электронном микроскопе Versa-3D Dual Beam при увеличениях в 100–120 тысяч раз [5]. Энергодисперсионный анализ (ЭДА) проводился на энергодисперсионном спектрометре EDAX Apollo X, установленном в виде приставки на микроскопе Versa-3D DualBeam. Совместное исследование теплофизических характеристик с деформируемостью полимерных материалов проводилось при помощи термомеханических испытаний на анализаторе Netzsch TMA 402 F1/F3 HyperionB в интервале от комнатной температуры до 220 °С. В экспериментах применяли цилиндрические образцы высотой 3 мм, что обеспечивало довольно однородный прогрев в термическом блоке при скорости нагрева 2 град/мин [6].

Результаты исследований и их обсуждение

Внешний визуальный осмотр и исследования микроструктуры прессовки Ф-2М после ВО показали, что в результате конвергенции ударных волн в центре ампулы произошла реализация различных механизмов уплотнения порошка и структурообразования. Образцы имеют потемневшую пористую центральную часть и серую корку по краям. Так как Ф-2М обладает

большой жесткостью и температурой плавления (165 °С) ниже, чем для термостойкого Ф-4, деструктивные процессы сопровождались плавлением и вспениванием материала в центре, и оплавлением на границе контакта со стальной ампулой [1]. Границы разделения структур четко видны уже при оптическом увеличении (рис. 1, а, б, в).

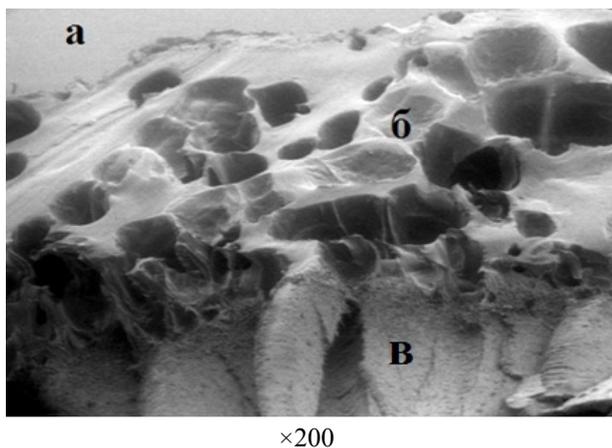


Рис. 1. Микроструктура прессовки Φ-2М после ВО в цилиндрической ампуле:
а – периферийная часть (P=0,6–0,8 ГПа);
б, в – центральная часть (P=2 ГПа)

При ударном воздействии давлением 0,6–0,8 ГПа на жесткий Ф-2М происходит одновременно квазистатическое уплотнение с дроблением частиц, оплавлением краев образовавшихся агломератов и их сварка. Совокупность этих процессов приводит к формированию на периферии однородной структуры (рис. 2, а), состоящей из сваренных между собой частиц, оплавленных в результате реализации в материале высоких температур и давлений.

В центральной части прессовки структура меняется (рис. 2, б, в) по мере приближения к оси УФ. Оплавленная структура с порами диаметром 600–2500 нм (рис. 2, б), напоминающая трековые мембраны, полученные бомбардировкой высокоэнергетическими ионами сменяется фибриллярной структурой в самом центре прессовки (рис. 2, в), что аналогично структурам центральной зоны для фторопласта-4 [7]. Такой механизм изменения структуры обусловлен схлопыванием пор по мере движения УФ к центру прессовки с последующим формированием ориентированной волокнистой структуры [8]. На поверхности цилиндрического образца Φ-2М образуется корка (рис. 2, г), структура которой немного отличается от структуры светлой периферийной части образца.

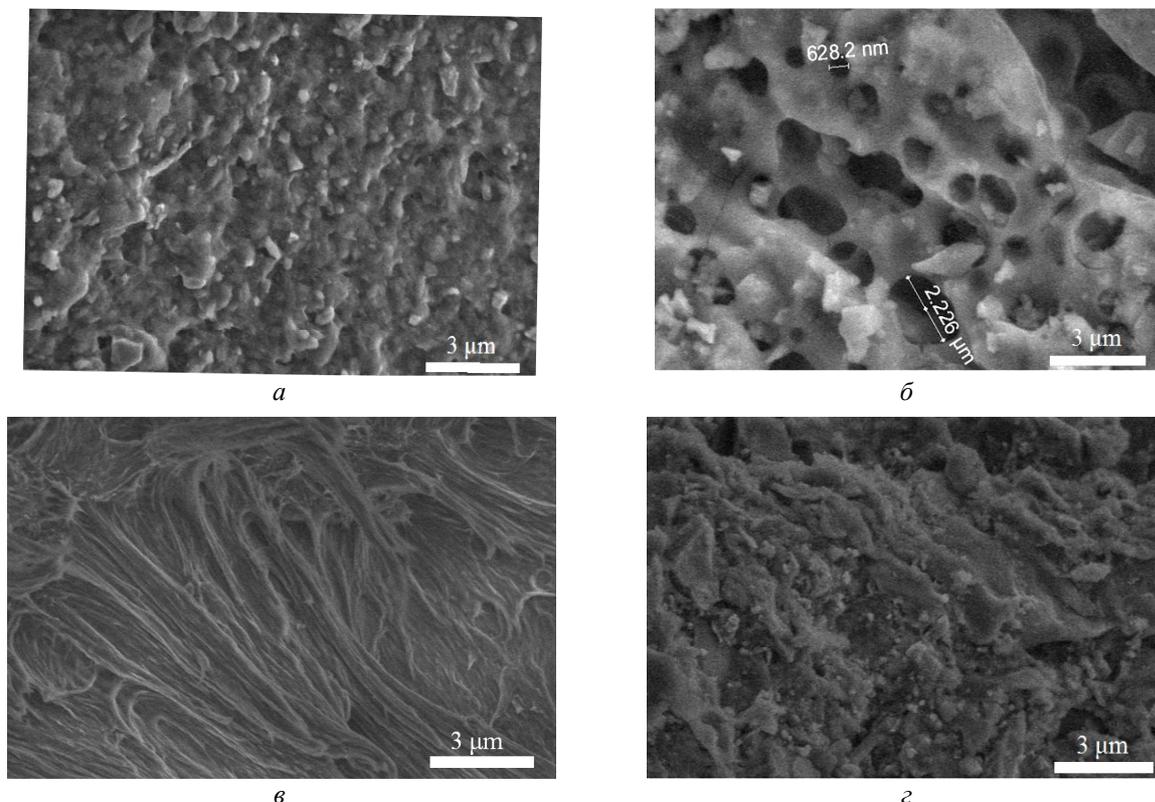


Рис. 2. СЭМ-изображения Φ-2М после ВО в цилиндрической ампуле:
а – периферийная часть (P=0,6–0,8 ГПа); б – пористая часть (2 ГПа);
в – центральная часть (P=2 ГПа); г – корка на поверхности прессовки

Энергодисперсионный анализ (табл. 1) показывает, что в состав центральной части входят углерод, фтор, а в периферийную часть и кислород. Наличие кислорода в составе периферийной светлой части объясняется недостаточной степенью уплотнения, что не позволяет вытеснить атомы кислорода из обрабатываемого порошка при взрыве.

Таблица 1

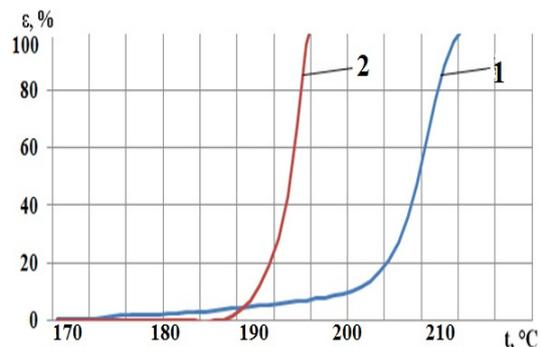
Данные энергодисперсионного анализа в Ф-2М после ВО

Элемент	Атомные %		
	периферия	центр, пористая часть	центр, фибриллы
C	71,01	69,7	70,31
F	21,61	30,3	29,69
O	7,38	–	–
Total	100.00	100.00	100.00

Фторопласт-2М при комнатной температуре находится в высокоэластическом состоянии, что характеризуется относительно высокой подвижностью сегментов макромолекул. При нагреве происходит постепенное изменение конформации макромолекул, до момента плавления его кристаллической части [3]. Температура стеклования его аморфной ниже комнатной температуры ($-33\text{ }^{\circ}\text{C}$).

Результаты термомеханического анализа (ТМА, рис. 3, табл. 2) подтверждают большую стабильность структуры периферийной части

прессовки. Однородный, не деструктурированный материал плавится при более высоких температурах ($206\text{ }^{\circ}\text{C}$) и соответственно обладает большей теплостойкостью. Плавление образцов сопровождается сквозным внедрением пенетратора, что говорит о переходе материала в вязкотекучее состояние. Плавление центральной части прессовки начинается на 15 градусов раньше ($191\text{ }^{\circ}\text{C}$), поэтому такой материал более эффективен при переработке и напылении [4].

Рис. 3. ТМК прессовки Ф-2М после ВО: 1 – периферия ($P=0,6-0,8\text{ ГПа}$); 2 – центральная часть ($P=2\text{ ГПа}$)

Характер кривой и степень относительной деформации практически одинаковы по величине, происходит сдвиг кривой в сторону больших температур для более равномерного и стабильного по структуре материала периферийной зоны. На абразивный износ при повышенных температурах рекомендуется применять материал полученный при давлениях $0,6-0,8\text{ ГПа}$ до температур, не превышающих $200\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Таблица 2

Термомеханические свойства Ф-2М после ВО

№ п/п	Зона прессовки Ф-2М	Плавление		Относительная деформация ϵ (%) при температурах, $^{\circ}\text{C}$				
		$t_0, ^{\circ}\text{C}$	$\epsilon, \%$	100	130	160	190	220
1	периферия	206	19	0	0	0	12.3	100
2	центр	191	20	0.6	1	1	5.2	-

Выводы

1. Неоднородное распределение параметров УФ при ВО в цилиндрической ампуле приводит к нестабильности структуры, и формированию различных механизмов уплотнения Ф-2М. В пределах одной прессовки обнаружены однородная структура периферии и пористая оплавленная часть, напоминающая губку, сменяющаяся плотной волокнистой ориентированной структурой

2. В результате не достаточного уплотнения периферийной части прессовки среди химических элементов в материале обнаружен кислород, который вытесняется с ростом параметров ВО.

3. Большей теплостойкостью обладает более однородный материал периферийной части прессовки, полученный при давлениях $0,6-0,8\text{ ГПа}$, что перспективно для применения при наплавке покрытий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Головкин, Г. С. Научные основы производства изделий из термопластичных композиционных материалов / Г. С. Головкин, В. П. Дмитренко. – М. : РУСАКИ - 2005. – 472 с.
2. Михайлин, Ю. А. Термоустойчивые полимеры и полимерные материалы / Ю. А. Михайлин. – СПб. : Профессия – 2006. – 624 с.
3. Адаменко, Н. А. Взрывная обработка металлополимерных композиций : монография / Н. А. Адаменко, А. В. Фетисов, А. В. Казуров. – Волгоград : Волгогр. науч. изд-во, 2007. – 240 с.
4. Адаменко, Н. А. Формирование структурной неоднородности при взрывном прессовании фторполимеров / Н. А. Адаменко, А. Э. Герасимук, Г. В. Агафонова // Дизайн. Материалы. Технология. - 2015. - Т. 5, № 40. - С. 12-14.
5. Влияние взрывной обработки на строение и свой-

ства политетрафторэтилена / Л. Н. Игнатъева [и др.] // Вестник ДВО РАН (Вестник Дальневосточного отделения РАН). - 2013. - № 5. - С. 44-52.

6. Structure and property formation of composite materials on the basis of polytetrafluoroethylene under the explosive processing / N. A. Adamenko, A. V. Kazurov, G. V. Agafonova, S. M. Rizhova, A. E. Gerasimuk // Procedia Engineering. - 2015. - Vol. 113. - С. 418-422.

7. Структурные изменения фторопласта при взрывном прессовании в цилиндрических ампулах / Н. А. Адаменко [и др.] // Физика и химия обработки материалов. - 2000. - №5. - С. 54-57.

8. Адаменко, Н. А. Исследование свойств фторопласта-4 по объему прессовки после взрывной обработки в ампуле / Адаменко Н. А., Волкова А. Э., Чеботарев Н. Б. // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 8 (168) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 31–34.

УДК 666.76

В. А. Носенко¹, Д. Э. Ривас Перес², А. В. Воронина¹

**МОРФОЛОГИЯ И ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ
САМОСВЯЗАННОГО КАРБИДА КРЕМНИЯ**

¹ Волжский политехнический институт (филиал) ВолгГТУ

² ОАО «Волжский абразивный завод», г. Волжский

e-mail: nosenko@volpi.ru

Приведены данные о морфологии и химическом составе самосвязанного карбида кремния, полученного методом реакционного спекания. Химический состав определяли методами аналитической химии и локальным микрорентгеноспектральным анализом в отдельных точках, сканированием по линии поверхности шлифа и скола материала.

Ключевые слова: самосвязанный карбид кремния, химический состав, микрорентгеноспектральный анализ, морфология поверхности.

V. A. Nosenko¹, D. E. Rivas Peres², A. V. Voronina¹

**THE MORPHOLOGY AND CHEMICAL COMPOSITION
OF THE SELF-BONDED SILICON CARBIDE**

¹ Volzhsky Polytechnical Institute (branch) FGBOU VO

«Volgograd State Technical University», g. Volzhsky

² JSC «Volzhsky Abrasive factory», g. Volzhsky

The data on the morphology and chemical composition of the self-bonded silicon carbide, obtained by reaction sintering. The chemical composition was determined by analytical chemistry methods and local microprobe analysis at certain points, by scanning through the surface of the ground and the cleaved material.

Keywords: self-bonded silicon carbide, chemical composition, electron microprobe analysis, surface morphology.

Высокопрочная конструкционная керамика на основе тугоплавких соединений используется в различных сферах экономики и области их применения постоянно расширяются. В последнее время на рынке огнеупорной продукции наибольшую популярность получили огнеупоры из самосвязанного карбида кремния (СКК). Изделия из СКК устойчивы к перепадам температур, обладают высокой термической и корро-

зионной стойкостью, что существенно повышает их надежность и долговечность в экстремальных условиях эксплуатации [1, 2]. Одной из особенностей использования высокопрочной керамики является ее способность выдерживать интенсивные динамические нагрузки. К числу таких материалов в первую очередь относится высокопрочная керамика из карбида бора, оксида алюминия и карбида кремния. Это опреде-

лило еще одно направление использования - ударостойкие преграды, способные эффективно противостоять поражающему воздействию стрелкового оружия (бронезелеты, бронезащиты транспортных средств) [3-5].

Значимыми факторами при выборе керамического материала являются масса, технологичность и себестоимость производства. Поэтому в определенных условиях преимущество приобретает СКК, технология производства которого свободным спеканием намного дешевле изделий из карбида бора, получаемых методом горячего прессования в пресформах из специального графита или газостатическим спеканием в газостатах с большим объемом камер [5].

Одним из критериев качества изделий из СКК является плотность материала. Наиболее эффективными считаются керамические материалы, плотность которых не менее $3,05 \text{ г/см}^3$ [6]. Существенное влияние на плотность оказывают удельный вес исходного брикета смеси порошков карбида кремния, количество свободного углерода в заготовке и содержания свободного (несвязанного) кремния в готовом изделии.

Цель данной работы заключалась в исследовании морфологии и химического состава готового изделия из самосвязанного карбида кремния.

Методика исследований.

Самосвязанный карбид кремния получали сращиванием зерен первичного карбида кремния вторичным карбидом кремния, образующимся в процессе реакционного спекания. В качестве связующего материала при изготовлении заготовок изделия использовали бакелит. Смешивание исходных материалов, содержащих шлифовальные порошки крупной и мелкой зернистости, углеродосодержащий материал и бакелит осуществляли смесительной машине ЗЛ-100ИРУ. Заготовки изделий размером $100 \times 100 \times 8,5$ мм формовали в одноместной пресс-форме на гидропрессе мод. ДГ-2432 усилием 160 тонн. Полимеризация заготовок осуществлялась в бакелизаторе (модель ОАО «ВАЗ»). Выдержка при максимальной температуре 120°C составляла 12 часов. Длину, ширину и высоту пластин измеряли штангенциркулем (ГОСТ 166), массу пластин – на электронных весах ОНАУS Valor 3000 V31XН2.

Реакционный обжиг заготовок выполняли в индукционной печи ИШН 6,8/22-2,4 ИИ, Температуру обжига измеряли инфракрасным тер-

мометром MLG 225 Laborant. Массу кремния, используемого для образования вторичного карбида кремния, определяли по массе углерода, содержащегося в полимеризованной заготовке с учетом оседания части кремния на деталях жаропрочной оснастки.

Технология подготовки исходного карбида кремния и схема укладки заготовок при силицирующем обжиге рассмотрены в работах [7, 8].

Содержание свободного углерода определяли по ГОСТ 26564.2, свободного кремния – по ГОСТ 26564.4, карбида кремния – по ГОСТ 26327, кажущуюся и открытую пористость – по ГОСТ 2409.

Локальные изменения химического состава поверхности исследовали методом микрорентгеноспектрального анализа на специально подготовленных шлифах и поверхности скола, полученного при разрушении готового изделия.

Для приготовления шлифа из готового изделия алмазным кругом вырезали образец размером $10 \times 10 \times 8,5$ мм и закрепили в металлической струбине. Поверхность размером $10 \times 8,5$ мм обработали на плоскошлифовальном станке кругом из кубического нитрида бора, последовательно изменяя глубину шлифования от 5 до 1 мкм/дв. ход стола. На глубине шлифования 1 мкм/дв. ход стола с поверхности образца удаляли припуск 10 мкм. Затем поверхность обрабатывали на двухшпиндельном полировальном станке мод. Forcipol 2V шлифовальными шкурками из карбида кремния. Зернистость шкурки последовательно изменяли от F180 до F600. Продолжительность полирования на каждой шкурке 15–20 мин.

Заключительное полирование выполняли специальным алмазным эластичным диском и войлочным диском с подачей жидкости, содержащей алмазный порошок зернистостью 1 мкм.

Результаты исследований

Кажущаяся плотность полимеризованных заготовок изделия составила около $2,0 \text{ г/см}^3$. После проведения силицирующего обжига кажущаяся плотность возросла до $3,06\text{--}3,10 \text{ г/см}^3$, открытая пористость была в интервале от 0,4 до 0,7 %.

Содержание свободного кремния определяли газообъемным методом, основанным на измерении объема водорода, выделяющегося при взаимодействии свободного кремния, содержащегося в изделии, с раствором гидроокиси натрия, эквивалентного массовой доле свободного кремния. В исследованных изделиях масса свободного кремния составляла 8–11 %.

Содержание свободного углерода определяли гравиметрическим методом. Установлено, что максимальная концентрация углерода не превышала 1 %. Содержание карбида кремния, находили фотоколориметрическим методом. В исследованных образцах концентрация SiC изменялась от 88 до 91 %.

Перед исследованием химического состава на микроскопе Versa 3D образцы подвергали ультразвуковой очистке в водяной ванне на приборе Elmasonic S400H. Образец помещали в стакан со спиртом, который крепили в водяной ванне. Очистка образцов выполнена в режиме частотной модуляции (sweep), обеспечивающего равномерное распределение ультра-

звука в жидкости, продолжительность обработки – 20 мин.

На поверхности шлифа можно выделить две фазы, отличающиеся цветом: светло- и темно-серая (рис. 1, а). При съемке под углом $\alpha=45^\circ$ и увеличении 2400 крат поверхность шлифа выглядит более рельефной, особенно в центральной части. Можно предположить, что это новый синтезированный карбид кремния.

Для определения химического состава некоторых выделенных фаз при увеличении 2400 крат сделан химический анализ в двух точках, обозначенных на рис. 1, в соответственно *Spot 1* (фаза темно-серого цвета) и *Spot 2* (фаза светло-серого цвета).

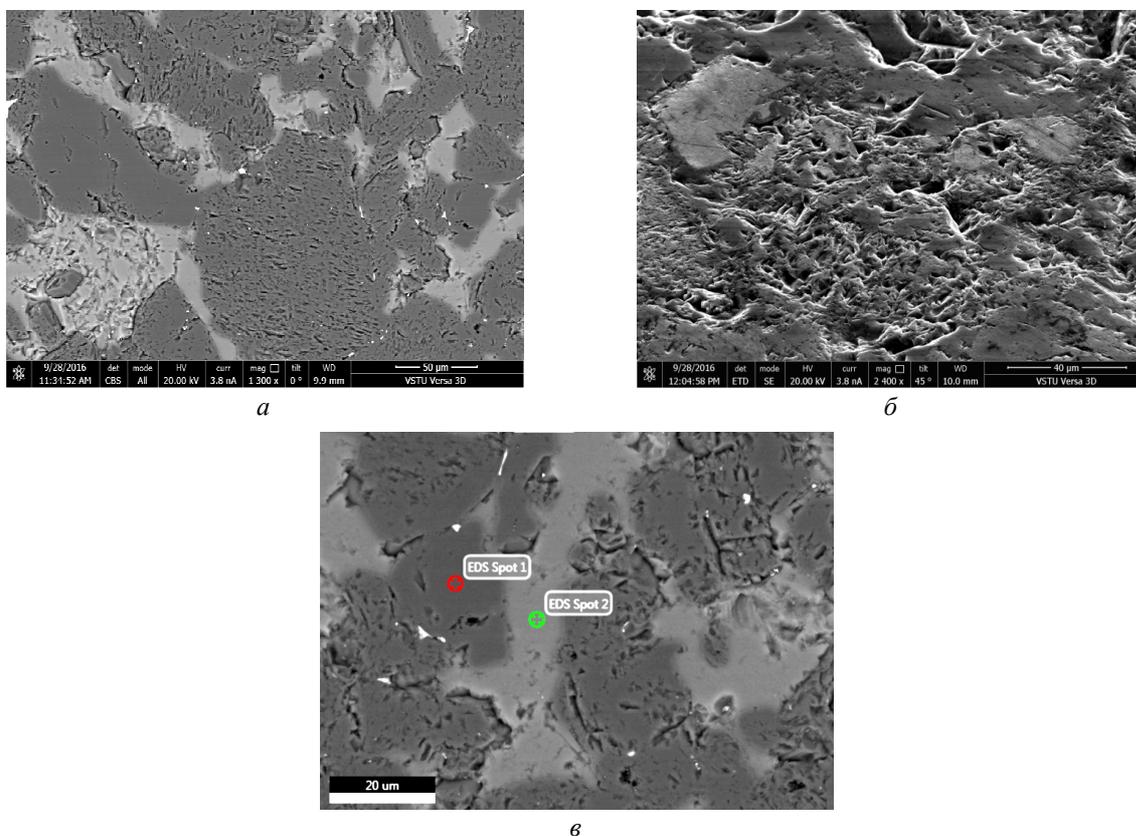


Рис. 1. Поверхность шлифа при увеличении 1300 крат, $\alpha=0^\circ$ (а), 2400 крат, $\alpha=45^\circ$ (б) и 2400 крат, $\alpha=0^\circ$ с выделенными точками химического анализа (в)

Микрорентгеноспектральный анализ здесь и далее выполнен при ускоряющем напряжении 20 Кв. Спектрограмма химического состава в точке 1 приведена на рис. 2, а.

Фаза темно-серого цвета представляет собой карбид кремния. Атомарные концентрации кремния и углерода с учетом доверительных интервалов почти одинаковы (рис. 2, б). На один атом кремния приходится один атом углерода, что соответствует химической формуле

карбида кремния – SiC. Фаза светло-серого цвета почти на 97 % атом. состоит из кремния. Содержание углерода не превышает 3 % атом.

Концентрацию химических элементов измеряли по линии сканирования АВ (рис. 3, а), проведенной через все фазы светло-серого цвета и частично через примыкающие к ней фазы темно-серого цвета. Длина трассы сканирования – 32,2 мкм, шаг сканирования – 0,1 мкм, количество измеренных точек по трассе скани-

рования – 322. При сканировании более темной фазы обнаружены два химических элемента –

кремний и углерод, на светлой фазе – в основном кремний (рис. 3, б).

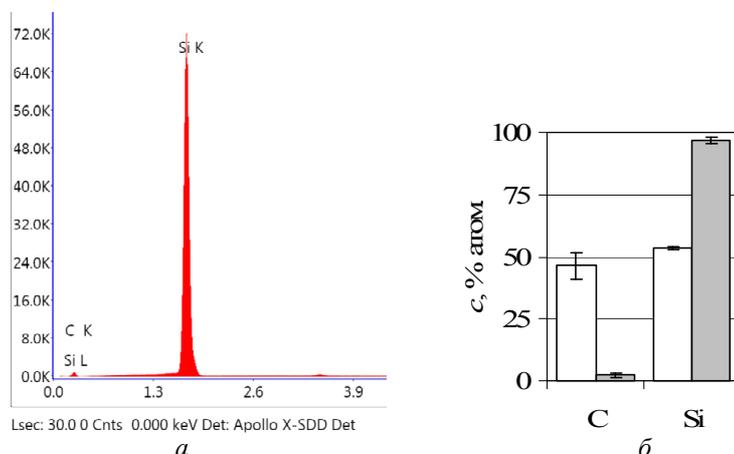


Рис. 2. Спектрограмма (а) и диаграмма (б) химического состава поверхности шлифа:
□ – точка 1 (Spot 1); ■ – точка 2 (Spot 2)

В соответствии с границами фаз линия сканирования разделена на три участка: l_1 – 0–9,7 мм, l_2 – 9,8–20,6 мм, l_3 – 20,7–32,1 мм. С учетом доверительного интервала значимого различия в средних концентрациях соответственно углерода и кремния в линиях l_1 и l_3 нет (таблица). Средняя атомарная концентрация кремния на данных участках почти в три раза выше средней концентрации углерода. Так как в молекуле

карбида кремния содержится по одному атому кремния и углерода, получаем, что на участках l_1 и l_3 кроме карбида кремния присутствие избыточный кремний в концентрации около 50 % атом. Следует ожидать, что участки поверхности с избыточным содержанием кремния представляют собой синтезированный вторичный карбид кремния, содержащий избыточные атомы кремния.

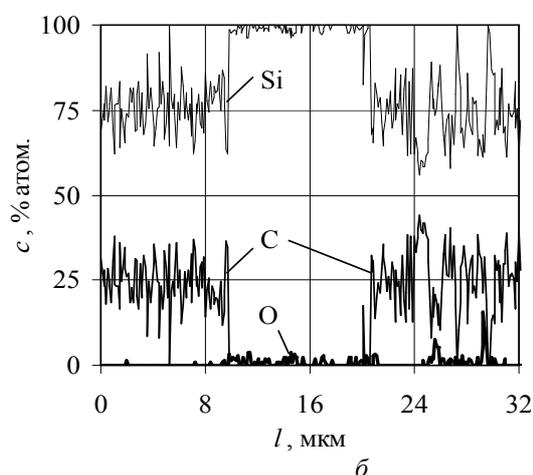
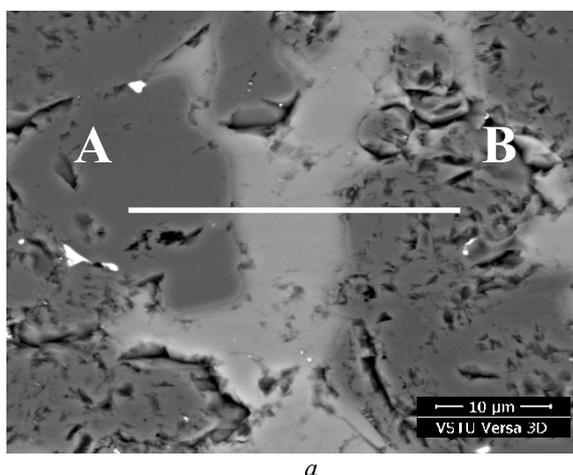


Рис. 3. Исследование химического состава поверхности при сканировании по линии:
а – электронная фотография поверхности; б – изменение концентрации химических элементов по линии сканирования

При одинаковой средней концентрации химических элементов на участках l_1 и l_3 дисперсии концентраций значительно различаются: на участке l_3 дисперсия концентраций кремния и углерода почти в 2 раза выше, чем на участке l_1 . Одной из причин большого разброса концен-

траций является более развитая поверхность шлифа на участке l_3 .

Движущей силой процесса спекания с физической точки зрения является снижение свободной энергии многофазной системы в результате образования каркаса карбида кремния

с большой площадью участков контакта. Образованию вторичного карбида кремния предшествует растворение углерода в расплаве кремния и последующий его изотермический пере-

нос под действием градиента концентраций через расплав к карбидным зернам. Кроме жесткого карбидного скелета в избыточном кремнии образуется твердый раствор углерода [5].

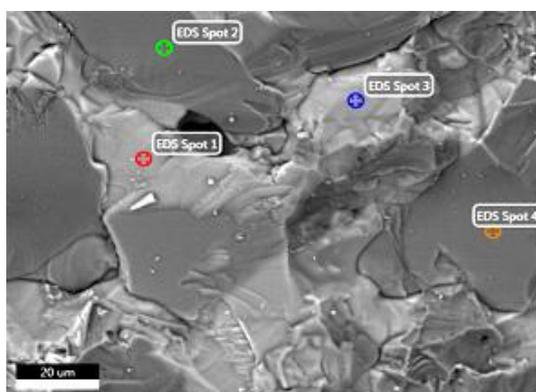
Среднее, дисперсия и доверительный интервал концентрации химических элементов по участкам линии сканирования

Статистические параметры		Среднее, % атом.			Дисперсия, (% атом.) ²			Доверит. интервал, % атом.		
Трасса, мкм		<i>l</i> ₁	<i>l</i> ₂	<i>l</i> ₃	<i>l</i> ₁	<i>l</i> ₂	<i>l</i> ₃	<i>l</i> ₁	<i>l</i> ₂	<i>l</i> ₃
Химические элементы	C	24,1	0,2	25,6	47,99	2,89	94,47	1,4	0,3	1,8
	O	0,1	0,8	1,0	0,17	1,16	5,02	0,1	0,2	0,4
	Si	75,8	99,0	73,4	48,72	3,77	92,84	1,4	0,3	1,8

В рассматриваемых примерах на поверхности шлифа присутствуют участки, где концентрация кремния достигает 97–99 % атом. (см. рис. 2 и 3), что свидетельствует о возможности дальнейшего совершенствования рецептуры и технологии с целью получения более равномерного состава материала.

Химический состав материала исследовали на поверхности скола (рис. 4, а). Поверхность скола также как и поверхность шлифа имеет фазы, по крайней мере, двух оттенков. Концентрацию химических элементов измеряли в раз-

личных точках поверхности. Как и на поверхности шлифа, на поверхности скола светлая фаза состоит в основном из кремния (концентрация 95–98 % атом.). Концентрация углерода в рассматриваемых точках 1 и 3 от 2 до 4 % атом. Концентрация кислорода в светлой фазе около 0,5–0,6 % атом. Фаза темного цвета состоит из кремния и углерода в атомарном соотношении 38–45 % атом. углерода и 54–62 % атом. кремния. С учетом доверительного интервала приблизительно одинаковое атомарное содержание углерода и кремния получено в точке 4.



Report spots 2.pdf
а

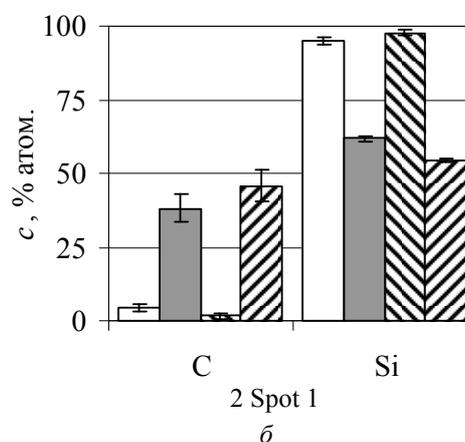


Рис. 4. Состояние поверхности скола (а) и концентрация химических элементов в различных точках (б): □ – точка 1 (Spot 1); ■ – точка 2 (Spot 2); ▨ – точка 3 (Spot 3); ▩ – точка 4 (Spot 4)

Результаты, полученные на поверхности скола материала, в целом совпадают с результатами химического анализа поверхности шлифа.

Выводы

1. На поверхности СКК по цвету выделяют-ся две фазы: темно-серого и светло-серого цвета. По состоянию поверхности выделенные фазы разделяются на относительно ровные и с развитым рельефом.

2. Фаза темно-серого цвета представляет собой карбид кремния, так как приблизительно в одинаковом атомарном соотношении состоит их кремния и углерода. Фаза светло-серого цвета почти на 97 атом. % состоит из кремния. В фазе темно-серого цвета, непосредственно примыкающей к фазе светло-серого цвета, может содержаться избыточный кремний.

3. Наличие фаз с содержанием до 97 % атом. кремния и фаз вторичного карбида кремния, содержащих избыточный кремний, свидетельствуют о необходимости доработки рецептуры и технологии изготовления СКК.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Войцены, В. С.* Перспективы использования SiC/SiC-композитов в термоядерных реакторах (по анализу международных баз данных INIS, MSC1, INSPEC) / В. С. Войцены, А. Г. Шепелев, Т. А. Пономаренко // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. – 2007. – № 2 (90). – С. 160–163.
2. *Параносенков, В. П.* Самосвязанный карбид кремния ОТМ-923. Производство / В. П. Параносенков, А. А. Чикина, И. Л. Шкарупа // Огнеупоры и техническая керамика. – 2004. – № 2. – С. 23–25.
3. *Rozenberg O. A., Maystrenko A. L., Kulich V. G., Shestakov S. I.* Peculiarities of manufacturing and properties of high-density silicon carbide-based armored ceramics //

Proc. 5th Int. Armament Conf., Waplevo, Poland, 2004. – P. 11.

4. *Neshpor V. S., Zaitsev G. P., Maystrenko A. L. et al.* The armour ceramics ballistic efficiency evaluation // Abstr. 8th CIMTEC-World Ceramics Congress and Forum on New Materials, Florencia, Italy, June 28 – July 4, 1994. – P. 102.

5. *Майстренко, А. Л.* Формирование высокоплотной структуры самосвязанного карбида кремния / А. Л. Майстренко, В. Г. Кулич, В. Н. Ткач // Сверхтвердые материалы. – 2009. – № 1. – С. 18–35.

6. *Вишняков, Л. Р.* Вплив конструктивно-технологічних факторів на властивості високоенергостійких бронелементів на основі кераміки / Л. Р. Вишняков, О. В. Мазна, А. В. Нешпор и др. // Проблемы прочности. – 2004. – № 6. – С. 128–135.

7. *Ривас Перес, Д.Э.* Химическая подготовка карбида кремния для получения огнеупорных изделий / Д.Э. Ривас Перес, В.А. Носенко, Д.В. Данилов // Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии. – № 2 (316). – 2016. – С. 37–40.

8. *Ривас Перес, Д.Э.* Влияние схемы укладки заготовок на качество силицирующего обжига / Д.Э. Ривас Перес, В.А. Носенко, Д.В. Данилов // Главный механик. – № 9 (159). – 2016. – С. 36–38.

УДК 621.762

С. П. Писарев, В. Д. Рогозин, В. Н. Арисова, Д. А. Гончаров

ЭЛЕКТРИЧЕСКОЕ СОПРОТИВЛЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ИЗ ПОРОШКОВ БОРИДА ВОЛЬФРАМА И НИКЕЛЯ, ПОЛУЧЕННЫХ ВЗРЫВНЫМ ПРЕССОВАНИЕМ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv @ vstu.ru

Исследовано влияние термической обработки на электрическое сопротивление композиционных материалов из смесей порошков боридов вольфрама и никеля, полученных взрывным прессованием в металлических ампулах. Установлено, что термическая обработка приводит к существенным изменениям их электрических свойств.

Ключевые слова: взрывное прессование, борид вольфрама, никель, термическая обработка, электрическое сопротивление.

S. P. Pisarev, V. D. Rogozin, V. N. Arisova, D. A. Goncharov

ELECTRICAL RESISTANCE OF COMPOSITE MATERIALS OF POWDER BORIDE OF TUNGSTEN AND NICKEL PRODUCED BY EXPLOSIVE PRESSING

Volgograd State Technical University

The effect of heat treatment on the electrical resistance of composite materials from mixtures of powders of tungsten and nickel boride obtained by explosive pressing in metal ampoules was investigated. It was found that heat treatment leads to significant changes in their electrical properties.

Keywords: explosive pressing, tungsten boride, nickel, thermal treatment, electrical resistance.

В настоящее время при получении композиционных материалов (КМ) на основе никеля и тугоплавких соединений в виде карбидов, боридов и других тугоплавких соединений часто используют методы высокоскоростного прессования с использованием пороховых баллистических установок, например, как в работах

[1–3]. Такими методами обычно получают прессовки в виде пластин или дисков сравнительно небольших размеров и они совершенно непригодны для получения длинномерных изделий, например, в виде стержней. В связи с этим в данной статье приведены результаты работы по созданию схемы взрывного прессова-

ния для получения КМ в виде стержней их борида вольфрама (W_2B_5) и никеля (Ni) и исследованию влияния термической обработки (ТО) на их электрическое сопротивление (ЭС).

При проведении исследований, как и в работе [3] использовались порошки W_2B_5 и Ni в состоянии поставки без специальных технологических добавок. У порошка W_2B_5 средний размер частиц был 5–10 мкм, а у порошка Ni марки ПНЭ – 30–50 мкм. Из указанных порошков приготавливали три смеси с содержанием W_2B_5 12,5, 25 и 50 % вес. с насыпной плотностью 3550, 3670 и 3900 кг/м³ соответственно. Полученными смесями заполняли стальные ампулы из стали 12X18H10T с наружным диаметром 14 мм, внутренним – 12 мм, длиной 230 мм. Ампулы располагали вплотную друг к другу в виде пакетов (по шесть ампул в каждом) на стальных основаниях, размещенных на песчаном грунте. По обеим сторонам каждого

пакета из ампул устанавливали вспомогательные металлические стержни для устранения краевых эффектов. На наружные поверхности каждого пакета из ампул устанавливали металлические пластины с зарядами взрывчатого вещества (ВВ) из аммонита 6ЖВ. Инициирование детонации в зарядах ВВ осуществляли с помощью электродетонаторов, направление детонации – вдоль ампул с прессуемыми порошками. Расчет импульсов давления прессования в каждой порошковой смеси производили с помощью усовершенствованной компьютерной методики [4]. Максимальное давление в каждой из них было в пределах 1,4–1,5 ГПа (рис. 1).

После взрывного прессования с помощью механической обработки удаляли с поверхностей прессовок стальные оболочки и, в результате, получали КМ в виде стержней длиной около 200 мм с плотностью, близкой к предельной, с поперечными сечениями эллиптической формы.

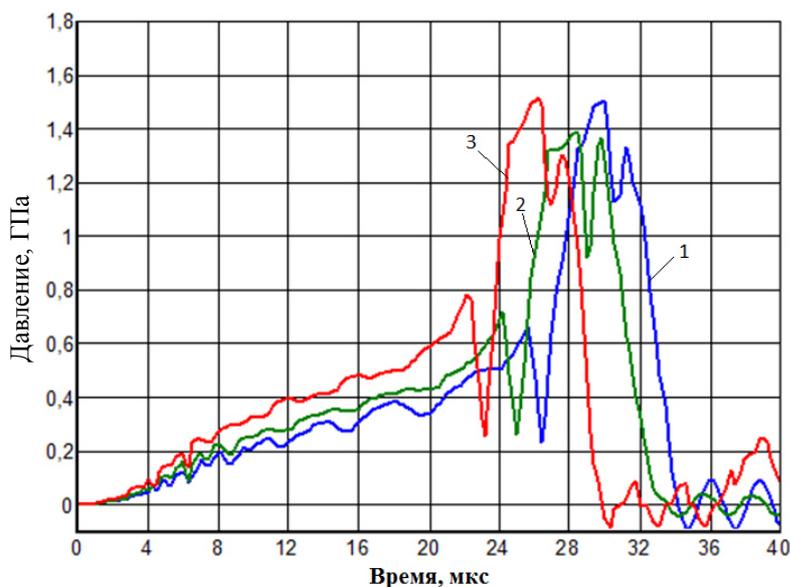


Рис. 1. Импульсы давления в прессуемых смесях порошков:
1 – содержание W_2B_5 – 12,5%; 2 – 25%; 3 – 50 %

ТО прессовок проводили герметичных стальных ампулах в электрической печи при температуре 500 и 600 °С в течение 1 ч, с последующим охлаждением с печью.

Температурные зависимости ЭС прессовок до и после ТО получали по методике, описанной в работе [1]. Предельная температура нагрева образцов составляла 250 °С. Измерение электрического сопротивления проводили по методу амперметра-вольтметра. Для этого использовали стабилизированный источник постоянного тока Б5-50 и милливольтметр В7-40. При проведении

экспериментов сначала определяли ЭС образцов при комнатной температуре R_0 и в нагретом состоянии R_t , а затем определяли величину $\Delta R = R_t - R_0$, после чего строили зависимости $\Delta R/R_0$ от температуры. На рис. 2 в качестве примера приведены температурные зависимости ЭС до и после ТО для КМ, содержащих 25 % W_2B_5 .

Анализ полученной температурной зависимости ЭС у КМ, не подвергнутого ТО (кривая 1 на рис. 2), показал, что до температуры 50 °С ЭС изменяется незначительно, а затем наблюдается непрерывный его рост.

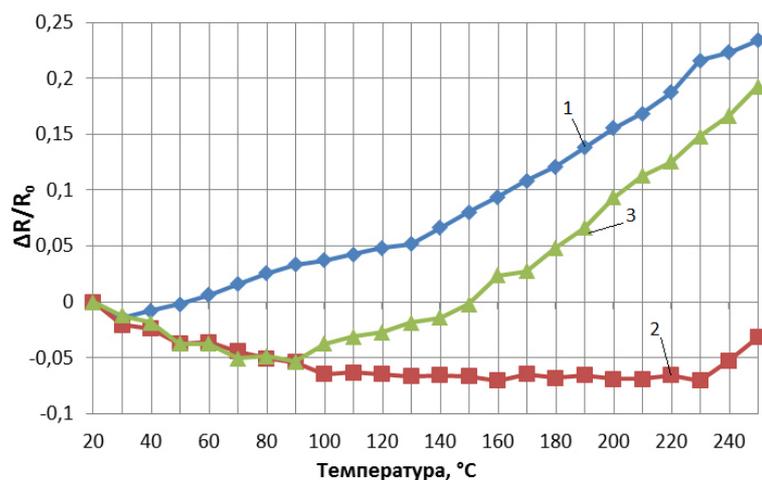


Рис. 2. Температурные зависимости ЭС у КМ, содержащих 25 % W_2B_5 : кривая 1 – до ТО, 2 – после ТО при 500 °C; 3 – после ТО при 600 °C

После ТО при 500 °C до температуры 100 °C происходит непрерывное снижение ЭС (кривая 2 на рис. 2), что характерно для полупроводниковых материалов, затем, до температуры 230 °C, ЭС остается практически неизменным, как у термостабильного сплава – константана, а при повышении температуры до 250 °C наблюдается рост ЭС. После ТО при 600 °C до температуры 90 °C (кривая 3 на рис. 2), как и после ТО при 500 °C происходит непрерывное снижение ЭС, а при дальнейшем повышении температуры происходит непрерывный рост ЭС, как у металлов.

При анализе температурных зависимостей ЭС до и после ТО у КМ, содержащих 12,5 и 50 % W_2B_5 также выявлены диапазоны температур, где ЭС растет с ростом температуры, остается практически неизменным или непрерывно снижается.

Выводы

1. Установлена возможность получения методом взрывного прессования КМ в виде стержней из борида вольфрама и никеля, пригодных для практического использования.

2. Установлено весьма существенное влияние термической обработки на температурные зависимости ЭС у исследуемых КМ, что позво-

ляет получать материалы со стабильным ЭС, со снижающимся или с увеличивающимся с ростом температуры, что может быть использовано при создании электрических устройств, электрических контактов, датчиков температуры и т.п.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Писарев, С. П. Электрическое сопротивление и тонкая структура порошковых прессовок из TiC и Ni, полученных высокоскоростным прессованием / С. П. Писарев, В. Д. Рогозин, В. Н. Арисова, П. В. Шевченко // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. научн. ст. № 5 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2011. – Вып. 5. – С. 40–43.
2. Писарев, С. П. Влияние ударно-волнового воздействия на тонкую структуру порошковых композиций из карбида циркония и кобальта / С. П. Писарев, В. Д. Рогозин, В. Н. Арисова, И. А. Пономарева // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. научн. ст. № 10 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2008. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 2). – С. 49–52.
3. Рогозин, В. Д. Ударное прессование порошковых смесей W_2B_5+Ni / В. Д. Рогозин, С. П. Писарев, В. Н. Арисова, М. С. Круглов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. научн. ст. № 11 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2009. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 3). – С. 47–49.
4. Рогозин, В. Д. Взрывная обработка порошковых материалов : моногр. / В. Д. Рогозин ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2002. – 136 с.

УДК 691.32:620.191.33

В. А. Перфилов, У. В. Канавец, А. В. Котляревская, И. О. Храпов

ВЛИЯНИЕ ВИДА ПЕНООБРАЗОВАТЕЛЯ И МОДИФИЦИРУЮЩИХ ДОБАВОК НА ПРОЧНОСТЬ И ПЛОТНОСТЬ ПЕНОФИБРОБЕТОНОВ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: vladimirperfilov@mail.ru

Представлены результаты экспериментальных исследований по определению влияния пенообразователей «ПО-6» и ПБ-2000», а также пластифицирующих добавок на прочность и плотность пенофибробетон.

Ключевые слова: пенообразователи, суперпластификаторы, пенофибробетон, прочность, плотность.

V. A. Perfilov, V. W. Kanavets, A. V. Kotlyarevskaya, I. O. Hrapov

INFLUENCE OF THE TYPE OF FROTHER AND THE MODIFYING ADDITIVES ON DURABILITY AND DENSITY PENOFIBROBETONOV

Volgograd State Technical University

Results of pilot studies on definition of influence of PO-6 frothers and PB-2000", and also the plasticizing additives on durability and density of penofibrobeton are presented.

Keywords: frothers, supersofteners, penofibrobeton, durability, density.

Введение

Основными физико-механическими свойствами ячеистых пенобетонов являются плотность, теплопроводность и прочность [1–8]. Для повышения прочности без значительного повышения плотности в состав смеси вводят полимерные и базальтовые фибровые волокна, скрепляющие межпоровое пространство «цементной матрицы». Снижение плотности непосредственно зависит от размера и количества пор в структуре затвердевшего бетона. С этой целью применяют различные виды пенообразователей. Необходимо было изучить совместное влияние разных видов пенообразователей, фибровых волокон и пластифицирующих добавок на прочность и плотность пенофибробетон.

Материалы и методы исследования

В качестве порообразователей использовали: пенообразователь «ПБ-2000», разработанный по ТУ 2481-185-05744685-01 и пожарную пену общего назначения «ПО-6» в соответствии с ГОСТ Р 50588-93.

Подвижность бетонной смеси регулировалась с помощью применения следующих пластифицирующих добавок: «Д-11», «С-3», «Полипласт СП-3», «Супранафт», «Мурапласт ФК 88 (050)», «Полипласт СП-4», «Sika ViscoCrete 5-800», «SikaPlast 2135».

В качестве вяжущего применялся портландцемент ЗАО «Осколцемент» марки ЦЕМ I

42,5 Н (ПЦ М500 Д0), мелкий заполнитель был представлен кварцевым песком ЗАО «Орловский песчаный карьер» с модулем крупности 1,91. Пространственно армирующим компонентом являлась известная полипропиленовая фибра марки «ВСМ» (волокно строительное микроармирующее), которая вводилась в смесь в количестве 0,9 кг/м³. Подбор составов пенофибробетон для изготовления стандартных образцов-балочек размером 40x40x160 мм осуществлялся с помощью компьютерной программы [7].

Технология приготовления заключалась в следующем. Первоначально выбранный пенообразователь «ПО-6» интенсивно перемешивали с небольшим количеством воды затворения с получением густо-вспененной массы. Для максимальной растворимости выбранный пластификатор в количестве 0,5 % от массы цемента перемешивали с водой в ультразвуковой ванне марки «JP-020» в течение 1 минуты при температуре 45 °С. Далее в смесителе принудительного действия совместно с растворенным пластификатором смешивались сухие компоненты смеси и в подготовленную массу вводили пену с последующим окончательным перемешиванием.

Твердение полученных образцов осуществлялось в естественных условиях, и в возрасте 28 суток были произведены испытания на прочность, результаты которых представлены в табл. 1.

Таблица 1

Комплексное влияние пенообразователя «ПО-6» и суперпластификаторов на прочностные свойства и плотность пенофибробетонов с применением полипропиленовой фибры

Наименование добавки	Расплав цементного теста, мм	Плотность, кг/м ³	Прочность пенофибробетона, МПа	
			изгиб	сжатие
Эталон	118	723	3,01	4,21
Sika Plast 2135	117	712	3,15	4,41
VC 5-800	117	676	3,54	5,78
Супранафт	120	682	2,91	4,27
Мурапласт	115	664	3,11	4,33
СПЗ	118	708	2,51	4,47
СП4	116	672	3,62	5,83
СЗ	116	702	3,18	4,63
Д11	116	691	3,21	5,17

Результаты и их обсуждение

Анализ результатов, указанных в табл. 1, показал, что образцы пенофибробетонов, имеющих в своем составе пластифицирующие добавки: «Sika ViscoCrete 5-800» и «Полипласт СП-4», отличались более высокими значениями прочности. При испытании на сжатие прочность пенофибробетонов по сравнению с эталонными образцами возросла на 37–38 %, а прочность на изгиб – на 17–20 %. Применение других вышеуказанных пластифицирующих добавок показало незначительное увеличение прочностных характеристик.

Изучение микроструктуры образцов из пенофибробетона производилось с помощью цифрового стереомикроскопа «Альтами LCD».

Микрофотография структуры и разрушенный образец пенофибробетона с использованием пенообразователя «ПО-6» и пластифицирующей добавки «Полипласт СП-4» представлены на рис. 1 и 2.

Применение пенообразователя «ПО-6» в ячеистобетонной смеси способствовало образованию большого количества, в основном, замкнутых сферических равномерно расположенных пор. Межпоровая структура скреплена цементно-песчаной матрицей, пространственно армированной полимерными фибровыми волокнами.

В процессе испытаний образцов пенофибробетона на растяжение при изгибе полного разрушения не происходило (см. рис. 2). Входящие в состав бетона полимерные волокна за счет своего хаотичного пространственного расположения при разрушении образца на части оказывали значительное сопротивление приложенным нагрузкам.

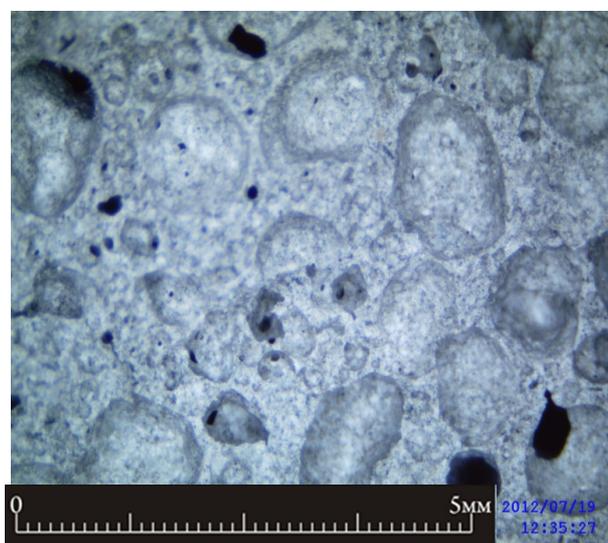


Рис. 1. Микроструктура пенофибробетона с пенообразователем «ПО-6»



Рис. 2. Разрушенный образец пенофибробетона с использованием полипропиленовой фибры, суперпластификатора «Полипласт СП-4» и пенообразователя «ПО-6»

Для дальнейших испытаний аналогичных составов пенофибробетонов использовался известный пенообразователь «ПБ-2000». Технология приготовления смеси подчинялась предложенному ранее алгоритму. Однако в процессе получения вспененной массы потребовалось увеличение расхода воды затворения и использование большего времени на процесс перемешивания до достижения максимальной кратности и стабильности пены.

В процессе перемешивания в смесителе принудительного действия всех подготовленных компонентов наблюдалось некоторое оседание смеси, что потребовало дополнительного более интенсивного и длительного перемешивания всего объема раствора. Приготовленные образцы после окончательного затвердевания в естественных условиях в течение 28 суток были испытаны на прочность. Результаты испытаний представлены в табл. 2.

Таблица 2

Комплексное влияние пенообразователя «ПБ-2000» и модифицирующих добавок на прочностные свойства и плотность пенобетонов с применением полипропиленовой фибры вой фибры

Наименование добавки	Расплав цементного теста, мм	Плотность кг/м ³	Прочность пенофибробетона, МПа	
			изгиб	сжатие
Эталон	118	783	3,00	4,14
Sika Plast 2135	117	746	3,31	4,79
VC 5-800	120	689	3,63	5,42
Супранафт	120	697	3,29	4,51
Мурапласт	116	712	3,35	4,6
СПЗ	117	722	3,51	4,55
СП4	116	693	3,67	5,48
СЗ	119	702	3,39	4,92
Д11	117	719	3,27	4,7

Максимальные значения прочностных показателей вновь были получены у образцов с использованием пластифицирующих добавок «Sika ViscoCrete 5-800» и «ПОЛИПЛАСТ СП-4». При этом прочность на сжатие возросла на 25–26 %, а на изгиб – на 21–22 % по отношению к эталонным образцам без применения пластифицирующих добавок. По сравнению с результатами, полученными у образцов, изготовленных на пенообразователе «ПО-6» с таким же пластификаторами прочность на сжатие значительно ниже при примерно одинаковой плотности.

Микрофотография структуры пенофибробетона с использованием пенообразователя «ПБ-2000» представлена на рис. 3.

Анализ микроструктуры пенофибробетона, изготовленного с использованием пенообразователя «ПБ-2000», показал наличие большого количества, в основном, неравномерно расположенных остроугольных открытых пор. Возможно, это связано с контракцией смеси ввиду недостаточной стабильности пенного раствора. В результате на поверхности пор образуется дополнительная концентрация напряжений,

приводящая при действии нагрузки к снижению прочности пенобетона.

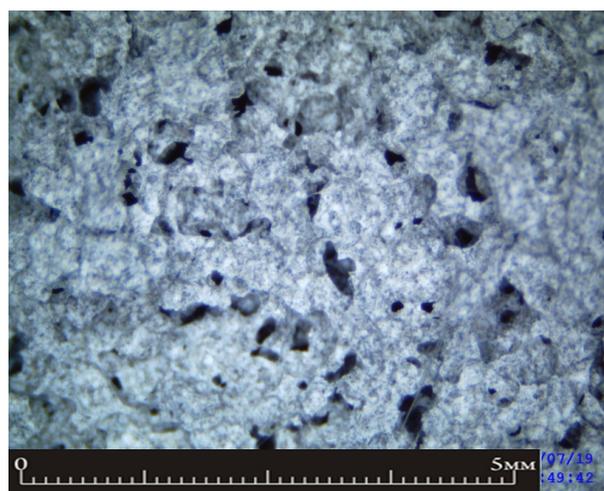


Рис. 3. Микроструктура пенофибробетона с пенообразователем «ПБ-2000»

Дальнейшей программой исследований предусматривалось определение физико-механических свойств ячеистых бетонов аналогичных составов с использованием базальтовой фибры.

В результате проведенных заранее предварительных испытаний было установлено оптимальное содержание базальтовой фибры, которое составило 1,0 кг/м³. Технология приготовления смеси и методы последующих испытаний затвердевших образцов были аналогичны тем, которые

применялись при получении пенофибробетонов с использованием полимерной фибры.

Результаты испытаний образцов-балочек размером 40x40x160 мм с использованием пластифицирующих добавок, пенообразователя «ПО-6» и базальтовой фибры представлены в табл. 3.

Таблица 3

Влияние пенообразователя «ПО-6» и пластифицирующих добавок на прочность и плотность ячеистых бетонов с применением базальтовой фибры

Наименование	Расплав цементного теста, мм	Плотность кг/м ³	Прочность пенофибробетона, МПа	
			изгиб	сжатие
Эталон	115	727	3,03	4,33
Sika Plast 2135	118	704	3,33	5,11
VC 5-800	113	664	3,75	5,43
Супранафт	113	683	3,31	4,47
Мурапласт	113	677	3,37	4,62
СПЗ	116	681	3,58	4,51
СП4	118	667	3,77	5,48
СЗ	118	679	3,47	4,88
Д11	114	660	3,36	4,69

Результаты испытаний показали, что наибольшие значения прочностных показателей были получены у образцов, имеющих в своем составе пластифицирующие добавки «Sika ViscoCrete 5-800» и «Полипласт СП-4». При этом прочность на сжатие увеличилась на 25–27 %, а на изгиб – на 24 % по отношению к прочности эталонных образцов.

Аналогичные испытания были проведены на образцах, приготовленных с использованием пенообразователя «ПБ-2000». В процессе приготовления пенофибробетонов с указанным пенообразователем наблюдалось увеличение расхода воды затвердения при полу-

чении равноподвижных смесей.

Результаты испытаний образцов представлены в табл. 4.

Из полученных данных, представленных в табл. 4, видно, что максимальные значения прочности также получены у образцов пенофибробетонов с использованием пластифицирующих добавок «Sika ViscoCrete 5-800» и «Полипласт СП-4». Прочность на сжатие при применении первой добавки увеличилась на 28 %, а на изгиб – на 22,6 %. Применение добавки «Полипласт СП-4» способствовало повышению прочности на сжатие на 29,2 %, а на изгиб – на 26,2 % по сравнению с эталонными образцами.

Таблица 4

Влияние пенообразователя «ПБ-2000» и пластифицирующих добавок на прочность и плотность ячеистых бетонов с применением базальтовой фибры

Наименование	Расплав цементного теста, мм	Плотность кг/м ³	Прочность пенофибробетона, МПа	
			изгиб	сжатие
Эталон	115	733	3,01	4,21
Sika Plast 2135	117	711	3,37	5,14
VC 5-800	114	672	3,69	5,39
Супранафт	113	688	3,39	4,42
Мурапласт	113	682	3,41	4,6
СПЗ	117	693	3,6	4,48
СП4	118	669	3,8	5,44
СЗ	117	681	3,5	4,9
Д11	115	664	3,41	4,71

При исследовании топологии поверхности скола полученных образцов из пенофибробетона с использованием суперпластификаторов «Sika ViscoCrete 5-800» и «Полипласт СП-4» и пенообразователей «ПБ-2000» и «ПО-6» применяли сканирующий зондовый микроскоп «Nanoeducator (NT-MDT)». Использование указанного оптического прибора способствовало определению микро- и нанорельефа поверхности. Микрофотографии, представленные на рис. 4 и 5, показывают общий вид нанорельефа поверхности скола полученных образцов пенофибробетона. Верхние точки рельефа выделяются светло-желтыми цветами, а нижние – темно-красными.

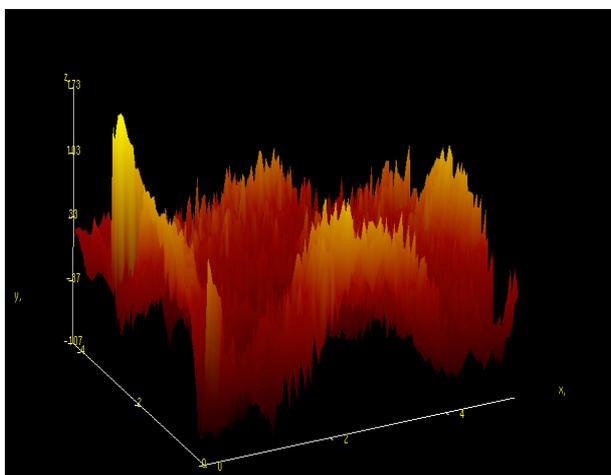


Рис. 4. Топология поверхности скола образца пенофибробетона с пенообразователем «ПО-6». Размер скана: 5,0 x 4,5 мкм

Анализ микрофотографий, представленных на рис. 4, показал, что использование пенообразователя «ПО-6» способствует образованию относительно упорядоченной по высоте рельефа поверхности скола образцов размером до 150 нм.

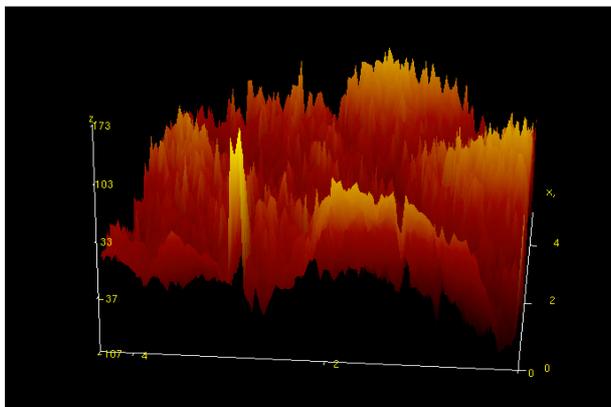


Рис. 5. Топология поверхности скола образца пенофибробетона с пенообразователем «ПБ-2000». Размер скана: 5,0 x 4,5 мкм

Представленная на рис. 5 микроструктура образца из пенофибробетона с использованием пенообразователя «ПБ-2000» отличается несколько большей высотой рельефа (шероховатостью), которая достигает 180 нм. Также наблюдается неупорядоченная микроструктура пенофибробетона с большим количеством мелких слабосвязанных мелких пор.

Выводы

Таким образом, в результате проведенных научных исследований установлено, что использование пластифицирующих добавок «Sika ViscoCrete 5-800» и «Полипласт СП-4» совместно с пенообразователями «ПБ-2000» и «ПО-6» независимо от вида применяемых фибровых волокон способствовало увеличению значений прочности на сжатие и изгиб при относительно стабильных параметрах плотности пенофибробетонов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Перфилов, В. А.* Применение модифицирующих микроармирующих компонентов для повышения прочности ячеистых материалов / В. А. Перфилов, А. В. Аткина, О. А. Кусмарцева // Известия вузов. Строительство. – № 9. – Новосибирск, 2010. – С. 11–14.
2. *Перфилов, В. А.* Фибробетоны с высокодисперсными волокнистыми наполнителями / В. А. Перфилов, А. В. Аткина, О. А. Кусмарцева // Малоэтажное строительство : технологии и материалы, проблемы и перспективы развития в Волгоградской области : международная науч.-практич. конф. в рамках Национального проекта «Доступное и комфортное жилье гражданам России». – Волгоград : ВолгГАСУ, 2009. – С. 89–91.
3. *Перфилов, В. А.* Применение волокнистых наполнителей и суперпластификаторов для повышения прочности пенобетонов / В. А. Перфилов, А. В. Котляревская // Надежность и долговечность строительных материалов, конструкций и оснований фундаментов : 6-я Международная конф. – Волгоград : ВолгГАСУ, 2011. – С. 251–252.
4. *Перфилов, В. А.* Сырьевая смесь для изготовления ячеистых материалов и способ ее приготовления / В. А. Перфилов, А. В. Котляревская, О. А. Кусмарцева // Патент на изобретение № 2422408 ; бюл. № 18 от 27.06.2011.
5. *Перфилов, В. А.* Керамзитобетонный блок с высокими теплозащитными свойствами / В. А. Перфилов, В. И. Лепилов // Известия вузов. Северо-Кавказский регион. Сер.: Технические науки. – 2008. – № 6. – С. 116–120.
6. *Перфилов, В. А.* Пенофибробетонные блоки пониженной теплопроводности для ограждающих конструкций / В. А. Перфилов, В. И. Лепилов, А. В. Котляревская // Качество внутреннего воздуха и окружающей среды : 10-я Международная науч. конф. – Волгоград: ВолгГАСУ, 2012. – С. 439–444.
7. *Перфилов, В. А.* Расчет фибробетона с нанодобавкой / В. А. Перфилов, С. П. Митяев // Свидетельство. о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2009612195 от 29.4.2009.
8. *Котляревская, А. В.* Пенофибробетоны с применением микропрочнителей и модифицирующих добавок : дис. ... канд. техн. наук / Котляревская А. В. – Волгоград, 2013. – 161 с.

УДК 621.791

*Л. И. Шевцова¹, А. И. Богданов², С. Н. Садко¹, В. С. Ложкин¹,
Д. С. Терентьев¹, В. О. Харламов²*

**ВЛИЯНИЕ НАГРЕВА НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ
СВОЙСТВА ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Ni₃Al,
ПОЛУЧЕННОГО ИСКРОВОМ ПЛАЗМЕННЫМ СПЕКАНИЕМ***

¹Новосибирский государственный технический университет

²Волгоградский государственный технический университет

e-mail: edeliya2010@mail.ru

В данной работе изучено влияние отжига при температурах 800, 900 и 1000 °С на структуру и механические свойства интерметаллида Ni₃Al стехиометрического состава и Ni₃Al с добавлением 0,1 % (мас.) бора, полученных по технологии искрового плазменного спекания. Предварительно исходные порошки никеля, алюминия и бора механоактивировались. Относительная плотность спеченных образцов находится в диапазоне 97–99 % от теоретической плотности Ni₃Al. С использованием РЭМ было установлено, что при нагреве образцов, полученных спеканием механоактивированной смеси порошков никеля и алюминия без бора и с 0,1 % (мас.) бора, в структуре материала увеличивается количество кристаллов интерметаллида Ni₃Al кубической формы, окруженных вязкой фазой γ-твердого раствора. Наибольшее значение микротвердости (6840 МПа) зафиксировано у компактов из Ni₃Al после отжига при 900 °С. При температуре отжига 1000 °С начинается процесс коагуляции частиц Ni₃Al. Такой процесс сопровождается снижением уровня микротвердости алюминид никеля до 6370 МПа. Аналогичная зависимость изменения микротвердости наблюдается и для образца из алюминид никеля, модифицированного бором. Наибольший уровень микротвердости такого материала составляет 5440 МПа при нагреве до 900 °С.

Ключевые слова: интерметаллид, алюминид никеля, порошки, искровое плазменное спекание, структура, микротвердость, отжиг.

*L. I. Shevtsova¹, A. I. Bogdanov², S. N. Sadko¹, V. S. Lozhkin¹,
D. S. Terentyev¹, V. O. Kharlamov²*

**EFFECT OF HEATING ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL
PROPERTIES OF THE INTERMETALLIC Ni₃Al,
OBTAINED BY SPARK PLASMA SINTERING**

¹Novosibirsk State Technical University

²Volgograd State Technical University

This paper deals with influence of annealing at temperatures of 800, 900 and 1000 °C on the structure and mechanical properties of the monophasic intermetallic Ni₃Al and with addition of 0.1 wt.% B obtained by spark plasma sintering technology. The powders of nickel, aluminum and boron were mechanically activated before sintering. The relative density of the samples is in the range 97-99% of the theoretical density of nickel aluminide. Using scanning electron microscopy, the authors determined that heating of the samples obtained by sintering a mixture of a mechanically activated nickel alumina without and with 0.1 wt.% B powders particles in the structure of the material increases the number of intermetallic Ni₃Al cubic crystal form, surrounded by a viscous solid γ-phase solution. The highest value of the microhardness (6840 MPa) recorded in compacts of Ni₃Al after annealing at 900 °C. At an annealing temperature of 1000 °C, begins the process of coagulation Ni₃Al particles. After annealing at 1000 °C the hardness of the test samples is reduced. The hardness of the nickel aluminide is reduced to 6370 MPa. A similar dependence of the microhardness is observed for a sample of nickel aluminide modified by boron. The highest level of microhardness of the material is 5440 MPa while heating to 900 °C.

Keywords: intermetallic, nickel aluminide, powders, spark plasma sintering, structure, micro-hardness, annealing.

Введение

Интерметаллид Ni₃Al обладает высоким комплексом физико-химических и механических свойств, что на сегодняшний день играет большую роль в области современного материаловедения и машиностроения. Алюминид

Ni₃Al привлекает особое внимание научных исследователей благодаря характерной для него аномальной зависимости предела текучести от температуры нагрева. Кроме того, алюминид никеля имеет высокие характеристики жаростойкости и жаропрочности, относительно низ-

кую плотность и высокую коррозионную стойкость. Однако, для Ni_3Al характерны низкие значения пластичности при комнатной температуре, что ограничивает его широкое применение в промышленности. Соединение Ni_3Al (γ' -фаза) является основной упрочняющей фазой для сплавов на никелевой основе. Перспективным считается применение интерметаллида Ni_3Al и сплавов на его основе в авиа-, ракетно- и автомобилестроении [1–4].

Повышения механических свойств исследуемого интерметаллида можно достичь за счет уменьшения размера зерна, легированием и термообработкой (ТО) [1, 3, 4–7]. Достичь уменьшения размера зерна возможно механической активацией (МА) порошков. Механическая активация – физический метод воздействия на реакционную способность твердых тел, при котором происходят процессы пластической деформации и диспергирования [6–8]. Положительное влияние на пластичность соединения Ni_3Al оказывает бор, что связано с его сегрегацией по границам зерен [2, 4, 8]. Однако добавление бора к алюминиду никеля считается эффективным при условии, что % (мас.) бора не превышает 0,2, при этом содержание алюминия должно составлять менее 25 % (ат.) [2]. Использование термической обработки (отжиг при различных температурах) способствует снижению или даже полному снятию внутренних напряжений, возникающих после механической обработки [5, 9–12].

Одним из эффективных методов получения бездефектных заготовок из интерметаллидов является искровое плазменное спекание (SPS). Суть метода заключается в одновременном пропускании импульсов постоянного тока через образец и приложении к нему одноосного давления. Продолжительность процесса спекания составляет всего несколько минут, что позволяет сохранить исходную структуру спекаемого материала [8, 13–22]. Более подробно особенности процесса SPS описаны в работах [13, 16].

Целью данной работы являлось исследование структуры и механических свойств компактов из интерметаллида Ni_3Al без бора и с добавлением 0,1 % (масс.) бора, полученных методом SPS, после отжига при 800, 900 и 1000 °С.

Материалы и методы исследования

Для получения монофазного алюминида никеля Ni_3Al были использованы порошки никеля марки ПНК УТЗ (99,85 % Ni) и алюминия марки ПА-4 (98 % Al) со средним размером

частиц 10 мкм и 60 мкм соответственно. Для получения соединения Ni_3Al , модифицированного бором, использовали аморфный бор в количестве 0,1 % (мас.).

Предварительную активацию реакционных смесей проводили в планетарной шаровой мельнице АГО-2 с водяным охлаждением в атмосфере аргона в течение 3 мин. Центробежное ускорение шаров составляло 40 g. Более подробно о режимах механической активации для порошков никеля и алюминия описано в [6, 7, 17].

Порошковые смеси спекали на установке Labox-1575 (пр. Япония) в Институте гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН. Для спекания использовали графитовую прессформу, внутренний диаметр которой составляет 30 мм. Температура спекания была равной 1100 °С, а давление прессования 40 МПа. Нагрев осуществлялся со скоростью 100 °С/мин, время выдержки составило 5 мин. Обоснование выбора режимов спекания представлено в работах [16, 19].

Плотность спеченных материалов определяли методом гидростатического взвешивания. Для определения фазового состава спеченных образцов использовали рентгеновский дифрактометр ARL X'TRA. Источником рентгеновского излучения являлась медная трубка. Дифракционные картины регистрировали с шагом $\Delta 2\theta$.

Для термической обработки, включающей нагрев до 800, 900 и 1000 °С, выдержку в течение 1 ч и охлаждение на воздухе, использовали муфельной печи SNOL 7.2/1300 с максимальной рабочей температурой 1300 °С.

Электронномикроскопические исследования выполняли на растровом электронном микроскопе Versa 3D DualBeam. С использованием микротвердомера Wolpert Group 402MVD оценивали микротвердость полученных материалов. Нагрузка на алмазный индентор составляла 0,49 Н. Для определения среднего значения микротвердости на один образец наносили не менее 15 отпечатков.

Результаты исследований

На рентгенограммах образцов, полученных спеканием механоактивированных смесей без бора и с добавлением 0,1 % (мас.) бора, зафиксирована только одна фаза – Ni_3Al . Рефлексов, соответствующих борсодержащих соединений, обнаружено не было, что объясняется аморфностью бора и его малым количеством (0,1 % (мас.)). На рис. 1 в качестве примера приведена рентгенограмма материала, полученного

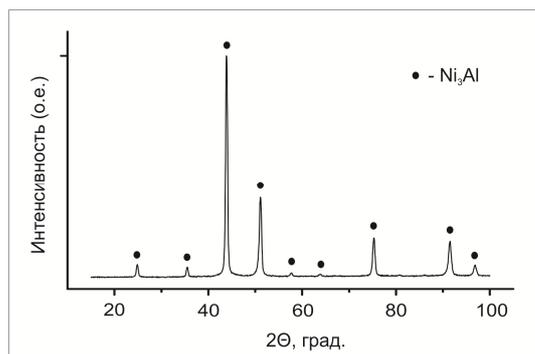


Рис. 1. Рентгенограмма образца, полученного SPS-спеканием механоактивированной смеси порошков никеля и алюминия

спеканием механоактивированной смеси порошков никеля и алюминия, взятых в соотношении, обеспечивающем получение соединения $Ni_{75}Al_{25}$ (% (ат.)).

В табл. 1 представлены значения абсолютной и относительной плотности спеченных материалов с добавкой бора и без него. В качестве теоретической плотности спеченного материала использовали значение, соответствующее соединению Ni_3Al ($7,5 \text{ г/см}^3$).

Из таблицы видно, что бор положительно влияет на плотность спеченного интерметаллида Ni_3Al , что способствует повышению комплекса механических свойств исследуемых материалов. Результаты механических испытаний при комнатной температуре образцов аналогичного состава представлены в [8, 17].

На рис. 2, а, б представлена структура интерметаллида Ni_3Al , полученного SPS-спеканием порошковой смеси никеля и алюминия, подвергнутой трехминутной механической активации.

Таблица 1

Влияние бора на абсолютную и относительную плотность алюминида никеля, полученного SPS-спеканием механоактивированной порошковой смеси

Состав порошковой смеси	Добавка бора, % (мас.)	Плотность спеченного материала, г/см^3	Относительная плотность, %
$Ni+13,29 \text{ \% Al}$	–	7,29	97,2
$Ni+13,29 \text{ \% Al}$	0,1	7,41	98,8

Из рис. 2, а видно, что спеченные образцы наследуют исходную слоистую структуру механокомпозигов, сформированных в результате механоактивации порошков никеля и алюминия. Особенностью спеченных образцов является отсутствие макротрещин. В то же время для всех материалов характерно присутствие небольшого числа дефектов в виде мелких пор. Следует отметить, что структура спеченного материала с бором, зафиксированная с использованием РЭМ, существенно не отличается от структуры такого же материала, но без добавок бора.

Включения кубической формы, изображенные на рис. 2, б, представляют собой кристаллы интерметаллида Ni_3Al (γ' -фаза). На рис. 2, б видно, что частицы интерметаллида окружены вязкой γ -фазой (твердый раствор алюминия в никеле). Присутствие в объеме материала большого количества частиц подобной формы может объяснить высокий уровень прочностных свойств спеченных материалов на основе механизма дисперсионного упрочнения. Микротвердость такого материала составляет 6100 МПа. Эти данные значительно превосходят значения, характерные для алюминида никеля, полученного методами литья, горячей экстру-

зии и прессования (2900–3600 МПа) [22].

Исследования образцов интерметаллида Ni_3Al после термической обработки показали, что объемное количество γ' -фазы, по сравнению со значениями для алюминида никеля в исходном состоянии, увеличивается. Возможно это связано с распадом γ -твердого раствора и выделением частиц вторичной γ' -фазы (рис. 2, в–е) [5]. После отжига при $900 \text{ }^\circ\text{C}$ количество этих частиц значительно возрастает (рис. 2, д). Это приводит к повышению уровня микротвердости до 6840 МПа (табл. 2). При $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ начинается процесс коагуляции частиц Ni_3Al , то есть количество частиц уменьшается, а их размер увеличивается более чем в 7 раз (рис. 2, е). Такой процесс сопровождается снижением уровня микротвердости алюминида никеля до 6370 МПа.

В табл. 2 приведены свойства монофазного алюминида никеля и с добавлением 0,1 % (мас.) бора до и после отжига при различных температурах. Следует отметить, что аналогичная зависимость изменения микротвердости наблюдается и для образца из алюминида никеля, модифицированного бором. Наибольший уровень микротвердости такого материала составляет 5440 МПа при нагреве до $900 \text{ }^\circ\text{C}$.

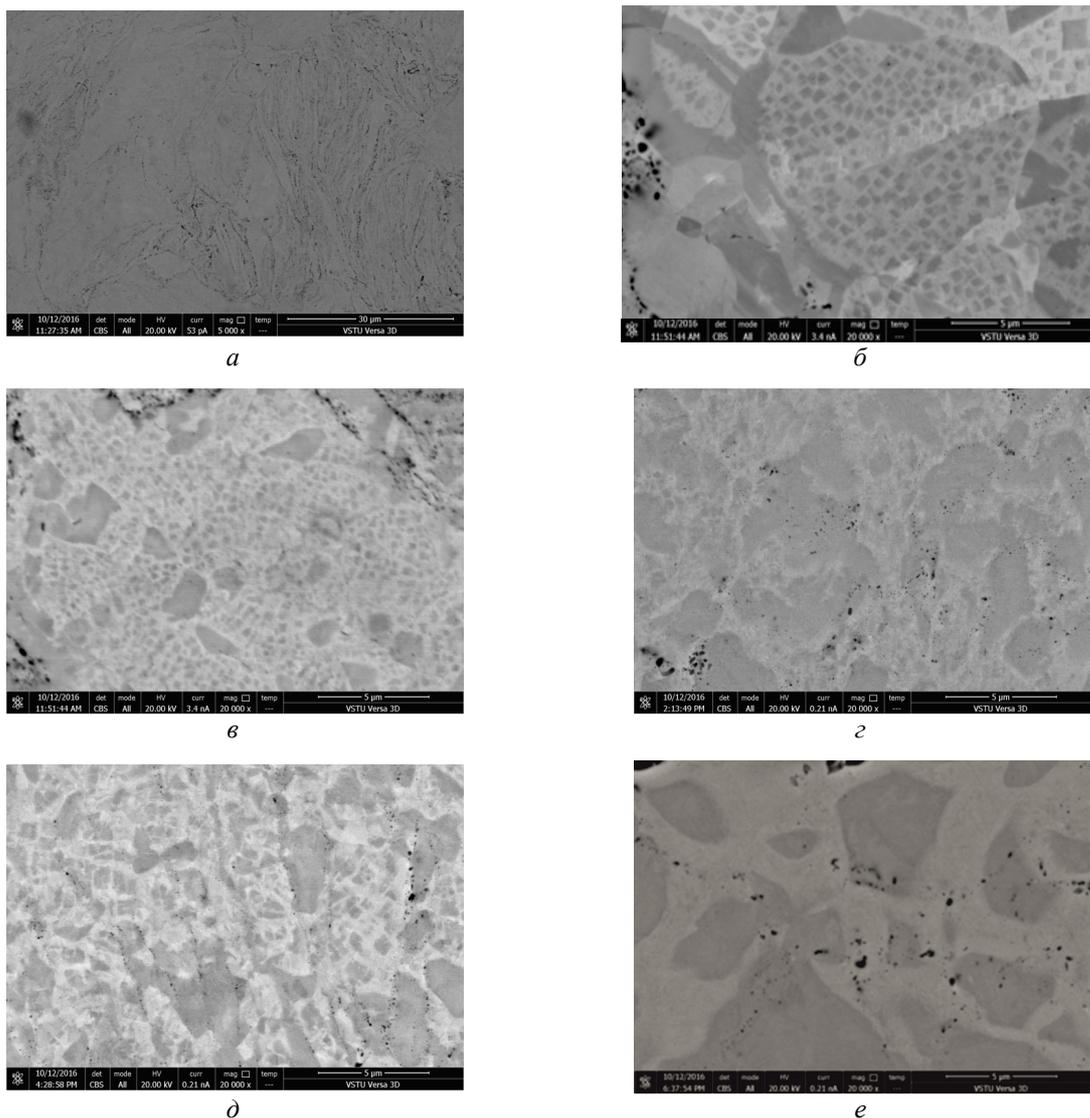


Рис. 2. Структура интерметаллида Ni_3Al , полученного SPS-спеканием МА смеси порошков, в исходном состоянии (*a, б*), после отжига при 800 °C (*в*), и Ni_3Al , модифицированного бором, после отжига при 800 °C (*г*), 900 °C (*д*) и при 1000 °C (*е*)

Таблица 2

Свойства монофазного алюминида никеля и легированного бором до и после отжига при различных температурах

Материал	Температура отжига, °C	Плотность, г/см ³	Микротвердость, МПа
Ni_3Al	Без ТО	7,29	6100
	800	–	5960
	900	–	6840
	1000	–	6370
$Ni_3Al + 0,1 \text{ \% (мас.) В}$	Без ТО	7,41	4700
	800	–	4980
	900	–	5440
	1000	–	3830

Выводы

1. Анализ электронномикроскопических исследований показал, что структура компактов из интерметаллида Ni_3Al без добавления бора и с добавлением 0,1 % (мас.) бора, полученных SPS-спеканием механоактивированной порошковой смеси, существенно не отличается, и наследует исходную слоистую структуру механокомпозитов, сформированных в результате механоактивации порошков никеля и алюминия. Структура представляет собой кристаллы интерметаллида Ni_3Al кубической формы, окруженные вязкой фазой γ' -твердого раствора. Относительная плотность спеченных образцов находится в диапазоне 97–99 % от теоретической плотности Ni_3Al .

2. Термическая обработка спеченных материалов, включающая нагрев до 800, 900 и 1000 °С, выдержку в течение 1 ч и охлаждение на воздухе, приводит к увеличению объемного количества γ' -фазы (Ni_3Al), по сравнению со значениями для алюминидов никеля в исходном состоянии. Возможно это связано с распадом γ -твердого раствора и выделением частиц вторичной γ' -фазы.

3. Наибольшее значение микротвердости (6840 МПа) зафиксировано у компакта из Ni_3Al после отжига при 900 °С. При температуре отжига 1000 °С начинается процесс коагуляции частиц Ni_3Al . Такой процесс сопровождается снижением уровня микротвердости алюминидов никеля до 6370 МПа.

4. Аналогичная зависимость изменения микротвердости наблюдается и для образца из алюминидов никеля, модифицированного бором. Наибольший уровень микротвердости такого материала составляет 5440 МПа при нагреве до 900 °С.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: учеб. для вузов / А.Б. Колачев, В.И. Елагин, В.А. Ливанов. – М.: МИСИС, 2005. – 432 с.
2. Liu C.T., White C.L., Horton J.A. Effect of boron on grain-boundaries in Ni_3Al // *Acta metal.* – 1985. – Vol. 33, N. 2. – P. 213–229.
3. Сплавы на основе алюминидов никеля / В.П. Бунтушкин, Е.Н. Каблов, О.А. Базылева, Г.И. Морозова // *МиТОМ.* – 1999. – №1. – С.32–34.
4. Гринберг Б.А., Иванов М.А. Интерметаллиды Ni_3Al и TiAl : микроструктура, деформационное поведение. – Екатеринбург: УрО РАН, 2002. – 359 с.
5. Структура, химический и фазовый составы интерметаллидного сплава ВКНА-1В после высокотемпературных термических обработок и технологических нагревов / О.А. Базылева, Ю.А. Бондаренко, Г.И. Морозова, О.Б. Тимофеева // *МиТОМ.* – 2014. – №5. – С. 3–6.
6. Корчагин М.А., Дудина Д.В. Использование самораспространяющегося высокотемпературного синтеза и механической активации для получения нанокompозитов // *Физика горения и взрыва.* – 2007. – Т. 43. – №.2. – С. 176–181.
7. Твердофазный режим горения в механически активированных СВС-системах I. Влияние продолжительности механической активации на характеристики процесса и состав продуктов горения / М.А. Корчагин, Т.Ф. Григорьева, Б.Б. Бохонов, М.Р. Шарафудинов, А.П. Баринава, Н.З. Ляхов // *Физика горения и взрыва.* – 2003. – Т. 39. – № 1. – С. 43–50.
8. Boron-modified Ni_3Al intermetallic compound formed by spark plasma sintering of mechanically activated Ni and Al powders / L.I. Shevtsova, T.S. Ogneva, D.O. Mul, M.A. Esikov, A.Yu. Larichkin, V.N. Malikov // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering.* – 2016. – Vol. 124, N 1. – Art. 012132 (6 P.) – doi:10.1088/1757-899X/124/1/012132.
9. Новое в технологии получения материалов / Под ред. Ю.А. Осипьяна и А. Хауффа. – М.: Машиностроение, 1990. – 448 с.
10. Колобов Ю.Р. Структура и свойства интерметаллидных материалов с нанофазным упрочнением / [Ю.Р. Колобов, Е.Н. Каблов, Э.В. Козлов и др.] / Под ред. Е.Н. Каблова и Ю.Р. Колобова. – М.: Издательский Дом МИСИС, 2008. – 328 с.
11. Formation of intermetallics at the interface of explosively welded Ni-Al multilayered composites during annealing / T.S. Ogneva, D.V. Lazurenko, I.A. Bataev, V.I. Mali, M.A. Esikov, A.A. Bataev // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering.* – 2016. – Vol. 124, N 1. – Art. 012139 (6 P.) – doi: 10.1088/1757-899X/124/1/012139.
12. Влияние высокотемпературного отжига на структуру и свойства сплавов на основе интерметаллида Ni_3Al / О.А. Базылева, Э.Г. Аргинбаева, М.В. Унчикова, Ю.В. Костенко // *Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Серия "Машиностроение"*. – 2016. – №1. – doi: 10.18698/0236-3941-2016-1-112-122.
13. Токкита М. Настоящее и будущее технологий спекания керамики в связи с разработкой метода электроимпульсного плазменного спекания (ЭИПС) // *Российские нанотехнологии.* – 2015. – №3–4. – С.80–85.
14. Процессы порошковой металлургии: учеб. Для вузов / Г.А. Либенсон, В.Ю. Лопатин, Г.В. Комарницкий. – М.: МИСИС, 2002. – 432 с.
15. Fabrication of the intermetallic Ni_3Al by mechanical activation and spark plasma sintering / L. Shevtsova, D. Mul, A. Filonov, R. Hudoborodov // *AIP Conference Proceedings.* – 2015. – Vol. 1683. – Art. 020208 (4 p.) – doi: 10.1063/1.4932898.
16. The influence of sintering temperature on microstructure and mechanical properties of Ni-Al intermetallics fabricated by SPS / L. Shevtsova, A. Thommes, V. Mali, A. Anisimov, I. Laptev, D. Mul // *AIP Conference Proceedings.* – 2015. – Vol. 1683. – Art. 020245 (5 p.) – doi: 10.1063/1.4932935.
17. Шевцова Л.И. Структура и механические свойства интерметаллида Ni_3Al , полученного по технологии искрового плазменного спекания механически активированной порошковой смеси "Ni-Al" // *Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты.* – 2014. – № 3 (64). – С. 21–27.

18. *Akarachkin S.A., Ivashutenko A.S., Martyushev N.V.* Activation of mass transfer processes at spark plasma sintering of zirconium dioxide // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – Vol. 124, N 1. – Art. 012042 (7 p.) – doi: 10.1088/1757-899X/124/1/012042.

19. Влияние температуры нагрева на структуру и механические свойства материала, полученного искровым плазменным спеканием порошка ПН85Ю15 / Л.И. Шевцова, И.А. Батаев, В.И. Мали, А.Г. Анисимов, Д.В. Лазуренко, Т.С. Самейцева // Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты.– 2013. – № 4 (61). – С. 35–42.

20. Fabrication of the Ni₃Al-based alloy formed by spark

plasma sintering of VKNA powders / L. Shevtsova, A. Ivashutenko, N. Martyushev, R. Kuzmin // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – Vol. 124, N 1. – Art. 012113 (6 p.). – doi: 10.1088/1757-899X/124/1/012113.

21. *Kim J. S., Choi H. S., Dudina D., Lee J. K., Kwon Y. S.* Spark Plasma Sintering of nanoscale (Ni+Al) powder mixture // Solid State Phenomena. – 2007. – Vol. 119. – P. 35–38.

22. *Shee S.K., Pradhan S.K., De M.* Effect of alloying on the microstructure and mechanical properties of Ni₃Al // Journal of Alloys and Compounds. – 1998. – Vol. 265. – No. 1–2 – P. 249–256.

ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

УДК 621.891

М. М. Матлин, А. И. Мозгунова, Е. Н. Казанкина, В. А. Казанкин, М. А. Куликова

МЕТОДИКА НЕРАЗРУШАЮЩЕГО ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПРЕДЕЛА ВЫНОСЛИВОСТИ МАТЕРИАЛА ПРИ РАСТЯЖЕНИИ-СЖАТИИ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: detmash@vstu.ru, matlin@vstu.ru

В работе представлена методика неразрушающего определения предела выносливости материала при растяжении-сжатии, основанная на закономерностях упругопластического контакта сферического индентора и испытываемой детали. Показано, что разработанная методика позволяет получить достаточно точные значения предела выносливости без необходимости разрушения детали.

Ключевые слова: предел выносливости, индентор, внедрение, контактная жесткость, неразрушающий контроль.

M. M. Matlin, A. I. Mozgunova, E. N. Kazankin, V. A. Kazankin, M. A. Kulikova

NON-DESTRUCTIVE METHOD FOR DETERMINING EXTENSION-COMPRESSION FATIGUE LIMIT OF THE MATERIAL

Volgograd State Technical University

The paper presents a non-destructive method for determining of extension-compression fatigue limit of the material, which based on the laws of elastic-plastic contact spherical indenter and the tested part. It is shown that the developed method provides fairly accurate values of fatigue limit without requiring the destruction of parts.

Keywords: fatigue limit, indenter, indentation, contact stiffness, non-destructive testing.

Стандартные методы [1, 2] определения предела выносливости предполагают испытания образцов, изготовленных из материала детали. Это приводит к потере работоспособности детали, поскольку для изготовления образца деталь необходимо разрушить. Кроме того, испытания на выносливость являются очень длительными. В связи с этим актуальной задачей является разработка новых методов неразрушающего контроля предела выносливости материала деталей, в том числе при растяжении-сжатии.

Перспективным путем развития неразрушающих методов контроля прочностных свойств материалов является использование закономерностей упругопластического контакта при внедрении индентора в испытываемый материал. Такой подход реализован, например, в работах [3, 4].

Проведенное авторами экспериментальное исследование [5] позволило выявить зависимость предела выносливости σ_{-1} от предельной равномерной деформации ε_p и пластической твердости НД. На основе проведенных исследований авторами предложено определять предел выносливости материала при растяжении-сжатии на основе внедрения сферического индентора [6].

Для определения предела выносливости дважды внедряли сферический индентор в испытываемую деталь, используя при этом две различные нагрузки F_1 и F_2 , входящие в диапазон измерения пластической твердости [7].

По результатам внедрения измеряли величину остаточной деформации h_1 и h_2 с помощью индикатора часового типа с ценой деления 0,001 мм. Поскольку глубина внедрения пропорциональна приложенной нагрузке [7], кон-

тактную жесткость детали определяли по следующей зависимости:

$$c = (F_1 - F_2) / (h_1 - h_2), \quad (1)$$

Предел выносливости определяли по следующей зависимости:

$$\sigma_{-1,p} = m\varepsilon_p + n, \quad (2)$$

где m и n – коэффициенты, зависящие от химического состава испытуемого материала; ε_p – предельная равномерная деформация, определяемая по следующей зависимости [6]:

$$\varepsilon_p = \frac{1540R_{np}}{c}, \quad (3)$$

где R_{np} – приведенный радиус кривизны.

Приведенный радиус кривизны определяется согласно методики, приведенной в работе [8]: измеряют радиусы кривизны поверхности испытуемого материала в сечениях двумя плоскостями главных кривизн $R_{1,1}$, $R_{2,1}$ и радиус R сферического индентора и рассчитывают приведенный радиус кривизны R_{np}

$$R_{np} = \frac{1}{n_p \cdot n_\sigma(A+B)}, \quad (4)$$

где A и B соответственно меньшая и большая из следующих двух сумм [8]

$$A = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{R} \pm \frac{1}{R_{1,1}} \right), \quad (5)$$

$$B = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{R} \pm \frac{1}{R_{2,1}} \right), \quad (6)$$

знаки "+" и "-" относятся соответственно к случаям контакта сферического индентора, ограниченного выпуклым контуром, с поверхностью испытуемого материала, сечение кото-

рой в данной плоскости кривизны ограничено выпуклым или вогнутым контуром;

$R_{1,1}$, $R_{2,1}$ – радиусы кривизны поверхности испытуемого материала в сечениях первой и второй плоскостями главных кривизн;

R – радиус сферического индентора;

n_p , n_σ – коэффициенты, зависящие от соотношения главных кривизн A/B [8].

Следует отметить, что в случае, когда испытуемая деталь имеет плоскую поверхность, величина приведенного радиуса равняется величине радиуса индентора $R_{np}=R$.

Для определения коэффициентов m и n было проведено экспериментальное исследование зависимости предела выносливости при растяжении-сжатии σ_{-1} от предельной равномерной деформации ε_p .

В табл. 1 приведены испытуемые материалы и величины предельной равномерной деформации и предела выносливости при растяжении-сжатии. При этом предельную равномерную деформацию $\varepsilon_{p,\varepsilon}$ определяли по формуле (3), а предел выносливости при растяжении $\sigma_{-1,p,\varepsilon}$ – по ГОСТ 25.502–79 "Методы механических испытаний металлов. Методы испытаний на усталость".

Анализ экспериментальных данных, приведенных в таблице 1, показал, что числовые значения параметров m и n являются постоянными для всех исследованных сталей; при этом формула (2) принимает следующий вид:

$$\sigma_{-1,p} = -930 \cdot \varepsilon_p + 388. \quad (7)$$

Таблица 1

Механические свойства испытанных материалов

Номер образца	Марка стали	Предельная равномерная деформация, ε_p (по формуле 2)	Предел выносливости при растяжении-сжатии $\sigma_{-1,p,\varepsilon}$, МПа (по ГОСТ 25.502-79)
1	Сталь 10	0,245	150
2	Сталь 20	0,204	180
3	Сталь 30	0,192	200
4	Сталь 35	0,178	227
5	Сталь 45	0,136	240
6	Сталь 20ХН3А	0,073	285
7	Сталь 25ХН3А	0,058	360

В табл. 2 приведены результаты сравнения значений предела выносливости при растяжении-сжатии, полученных по разработанной методике и полученных экспериментально по ГОСТ 25.502–79 "Методы механических испытаний металлов. Методы испытаний на усталость".

Как видно из табл. 2, при использовании разработанной методики определения предела выносливости при растяжении-сжатии не превышает 13 % по сравнению с данными эксперимента и имеет характер двухстороннего разброса.

Значения предела выносливости при растяжении-сжатии, определенные по предлагаемому способу ($\sigma_{-1,p}$) и найденные экспериментально ($\sigma_{-1,p,\varepsilon}$) по ГОСТ 25.502–79, принятому в качестве эталонного способа (см. табл. 1)

Номер образца	Марка стали	Предел выносливости при растяжении-сжатии, $\sigma_{-1,p}$, МПа (по формуле 7)	Предел выносливости при растяжении-сжатии, $\sigma_{-1,p,\varepsilon}$, МПа (по ГОСТ 25.502-79)	Погрешность $\frac{\sigma_{-1,p,\varepsilon} - \sigma_{-1,p}}{\sigma_{-1,p}} \cdot 100\%$
1	Сталь 10	160	150	-6,66
2	Сталь 20	199	180	-10,55
3	Сталь 30	210	200	-5,00
4	Сталь 35	221	227	2,64
5	Сталь 45	261	240	-8,75
6	Сталь 20ХНЗА	320	285	-12,28
7	Сталь 25ХНЗА	334	360	7,22

Таким образом, разработанная методика разрушающего определения предела выносливости материала при растяжении-сжатии позволяет получить достаточно точные значения предела выносливости без необходимости разрушения детали и может быть использована на практике.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- ГОСТ 25.502–79. "Методы механических испытаний металлов. Методы испытаний на усталость". – Введ. 01.01.1981.
- Пат. 2017120 РФ, МПК 5 G01N3/22. Способ определения предела выносливости материала путем приложения постоянных скручивающих моментов / В. А. Колокольцев, В.Е. Боровских, И.В. Сонин. - 1994.
- Пат. № 2123175 РФ, МПК 6 G01N3/00, 3/32, 3/48. Способ определения предела контактной выносливости

материала / М. М. Матлин; ВолгГТУ. – 1998.

4. Пат. 2086947 РФ, МПК 6 G 01 N 3/00 Способ определения предела текучести материала / Ю. И. Славский, М. М. Матлин; ВолгГТУ. - 1997.

5. Матлин, М. М. Метод определения предела выносливости материала при растяжении-сжатии / М. М. Матлин, Е. Н. Казанкина, В. А. Казанкин // IX Всероссийская конференция молодых ученых и специалистов «Будущее машиностроения России»: сб. докл./Союз машиностроителей России, Московский государственный технический университет имени Н. Э. Баумана. – М. : Издательство МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2016. – С. 754–757.

6. Пат. 2599069 РФ, МПК 6 G01N3/00. Способ определения предела выносливости материала при растяжении-сжатии / М. М. Матлин [и др.]; ВолгГТУ. – 2016.

7. ГОСТ 18835–73. Металлы. Метод измерения пластической твердости. – Введ. 01.01.74.

8. Дрозд, М. С. Инженерные расчеты упругопластической контактной деформации / М. С. Дрозд, М. М. Матлин, Ю. И. Сидякин. – М. : Машиностроение, 1986. – 224 с.

УДК: 621.771: 519.876.5

*Д. Б. Фрункин¹, Л. М. Гуревич², И. Л. Пермяков¹,
М. Ю. Платонов¹, А. И. Банников², Р. Е. Новиков²*

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ЭКСПАНДИРОВАНИЯ СВАРНЫХ ПРЯМОШОВНЫХ ТРУБ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА, ПРОИЗВОДИМЫХ НА АО «ВОЛЖСКИЙ ТРУБНЫЙ ЗАВОД»*

¹ АО «Волжский трубный завод»

² Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Проведено конечно-элементное моделирование процесса экспандирования сварных прямошовных труб большого диаметра с учетом напряженно-деформированного состояния металла, унаследованного от предыдущих операций. Выявлен характерный для экспандирования механизм перераспределения деформаций по периметру трубы. Определены дополнительные возможности улучшения геометрии труб.

Ключевые слова: прямошовные трубы, экспандирование, метод конечных элементов.

© Фрункин Д. Б., Гуревич Л. М., Пермяков И. Л., Платонов М. Ю., Банников А. И., Новиков Р. Е., 2016.

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 14-29-00158п).

*D. B. Frunkin¹, L. M. Gurevich², I. L. Permykov¹,
M. Yu. Platonov¹, A. I. Bannikov², R. E. Novikov²*

SIMULATION OF WELDED LONGITUDINAL LARGE-DIAMETER PIPES EXPANDING, PRODUCED BY JSC «VOLZHISKY PIPE PLANT»

¹ JSC «Volzhsky Pipe Plant»

² Volgograd State Technical University

The FEM modeling of the expansion process of longitudinally welded large diameter pipes with the stress-strain state of the metal inherited from the previous operations was made. The characteristic mechanism of redistribution deformation along the perimeter of the pipe after expanding was revealed. Identified additional opportunities to improve the geometry of the pipes.

Keywords: welded pipes, expansion, finite element method.

Введение

Одна из тенденций современного российско-го рынка газонефтепроводных труб большого диаметра состоит в постепенном ужесточении требований к качеству геометрии торцов труб. Наиболее отчетливо эта тенденция прослеживается на трубах с большими толщинами стенок и направлена на повышение производительности сварки при монтаже магистральных газо- и нефтепроводов. Действующими техническими условиями на сварные прямошовные трубы большого диаметра регламентируются два основных параметра, характеризующие качество геометрии торцов трубы: отклонение от теоретической окружности (чаще всего измеряемая только в зоне сварного соединения, что характерно для применяемого на АО ВТЗ способа формовки труб) и овальность – разность между максимальным и минимальным диаметрами трубы. Наибольшие трудности представляет обеспечение требуемой овальности, поскольку данный параметр, в отличие от локальных отклонений от теоретической окружности, даже если их несколько, геометрически определяется результатами деформации всего профиля трубы. Данная статья посвящена исследованию возможности существенного снижения овальности труб с целью выполнения перспективных требований заказчиков труб большого диаметра.

Описание применяемой технологии

Применяющиеся на АО ВТЗ технология изготовления сварных прямошовных труб внутренним диаметром от 508 до 1422 мм (20–56 дюймов) включает в себя следующие технологические операции:

- фрезеровка боковых кромок листа – одновременная обрезка листа в чистовой размер и сьем двухсторонней фаски (X-образная разделка кромок под сварку);

- вальцовка листа на трехвалковой листогибочной машине, контур заготовка после вальцовки показан на рис. 1, а;

- догибка кромок – продольная прокатка кромок трубной заготовки между парой профилированных роликов для устранения прямых краевых участков профиля трубной заготовки, образуемых в результате вальцовки (рис. 1, б);

- сборка труб и соединительная сварка (рис. 1, в). Главным критерием качества сборки является смыкание притуплений по всей плоскости соприкосновения, что позволяет гарантировать отсутствие прожогов и очагов сварочных дефектов при сварке рабочих швов от соединительной сварки плавящимся электродом в среде защитных газов и отсутствие резких перегибов металла в околошовной зоне при экспандировании. Как видно из схемы, (рис. 1, в) требуемое взаимное расположение плоскостей притупления кромок может быть получено путем оставления достаточно длинных прямых зон непосредственно у кромок;

- внутренняя и наружная сварка рабочих швов под флюсом на скоростях выше 1 м/мин. При этом используется многодуговой процесс: в зависимости от толщины металла применяются 2–4 дуги для внутренней сварки и 2–5 для наружной. Сварку рабочих швов принято относить к формообразующим операциям из-за сварочных деформаций, возникающих, главным образом, при сварке внутреннего шва. Однако для жесткопрофильных труб с относительно малым диаметром и относительно большой толщины стенки (количественная оценка будет дана ниже) влияние сварочных деформаций на овальность минимально или отсутствует вовсе;

- экспандирование или калибровка, которая призвана обеспечить окончательную круглую форму поперечного сечения трубы и представляет собой пошаговую раздачу трубы по всей длине. В результате периметр трубы соответственно увеличивается. Техническими на трубы предусматривается экспандирование в интервале 0,8–1,2 % (в некоторых случаях до 1,5 %).

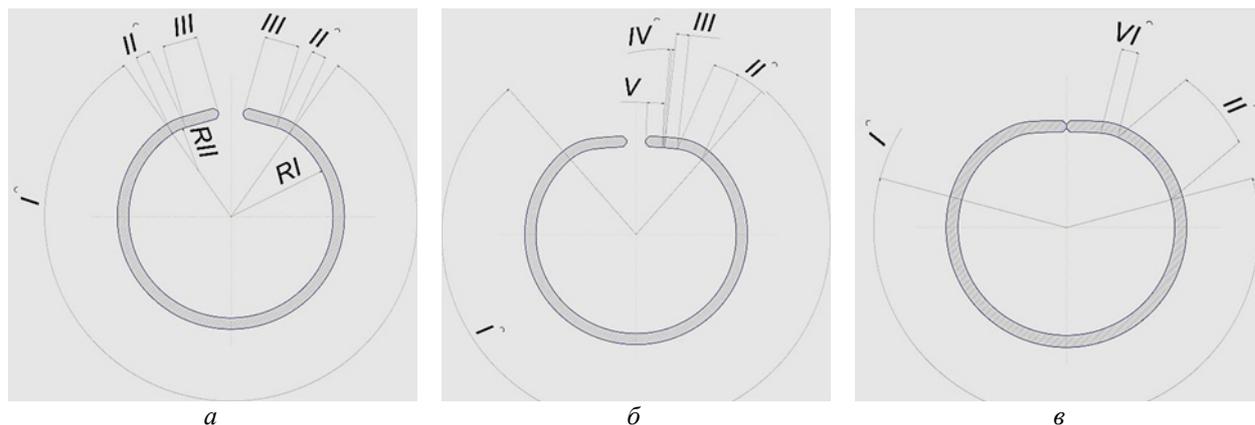


Рис. 1. Характерный вид трубной заготовки (трубы) в процессе передела:
 а – после формовки; б – после догибки кромок; в – после сборки и соединительной сварки (сварной шов не показан); I – зона формовки; II – перегиб переходной зоны; III – прямой участок; IV – контактный перегиб догибки кромок; V – прикромочная зона; VI – сборочный упругий перегиб

Общий анализ деформационных процессов трубного передела

Как видно из рис. 1, исходная форма трубы перед экспандированием представляет собой достаточно сложный сплайн, состоящий из различных элементов: дуги с радиусом кривизны, близким к номинальному радиусу трубы; нескольких перегибов с радиусами, меньше номинального на 10–30 % и нескольких прямых участков (радиус кривизны которых равен бесконечности). Поскольку рассматриваемая технология направлена на преобразование плоского листа в круглую трубу, т.е. представляет собой гибку, все предшествующие деформации следует считать близкими к чистому изгибу. Чистый изгиб представляет собой тип деформации, при котором изгибающий момент в сечении является единственным силовым фактором, а поперечные и нормальная сила отсутствуют [1]. Для такого типа деформации характерна симметрия деформаций относительно нейтральной линии (рис. 2) и справедливо равенство модулей относительных удлинений наружной и внутренней поверхностей трубы (1) (последнее – отрицательно)

$$\varepsilon = \frac{s}{D-s}, \text{ или } \varepsilon = -\frac{s}{d+s} \quad (1)$$

где s – толщина стенки; D и d – соответственно, наружный или внутренний диаметр трубы.

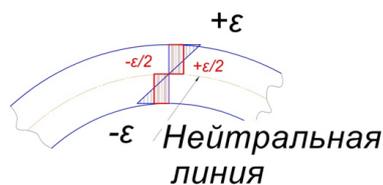


Рис. 2. Чистый изгиб

Максимальное относительное удлинение, рассчитываемое по формулам (1), имеет вполне прикладной характер и может служить обобщенным технологическим критерием жесткости профиля. Так, в условиях производства сварных прямошовных труб большого диаметра АО ВТЗ экспериментально установлено, что при $\varepsilon > 2,2$ % влияние упомянутых выше сварочных деформаций на геометрию трубы перед экспандированием пренебрежимо мало, а выше 3 % полностью отсутствует.

Для элементов сложного профиля (рис. 1, в) формула (1) выглядит следующим образом:

$$\varepsilon_i = \frac{s}{2R_i - s}, \quad (2)$$

где R_i – текущее значение радиуса кривизны. Допущение о постоянстве толщины стенки справедливо, как указано выше, для чистого изгиба. Из вышеприведенных формул следует, что для достижения номинального профиля трубы по всему периметру каждый из элементарных участков в процесс экспандирования должен получить разную деформацию $\Delta\varepsilon = \varepsilon - \varepsilon_i$.

Учитывая вышеизложенное, а также принцип работы труборасширительной головки механического экспандера, деформирующей трубу радиальными перемещениями секторов инструмента (одинаковыми для каждого из 10–12 секторов), следует считать, что калибровка трубы в номинальную форму происходит под действием некоторого механизма перераспределения деформаций. Действие этого механизма включает тангенциальное скольжение внутренней поверхности трубы относительно инструмента, физически данный механизм представляет установление определенной очеред-

ности деформаций, в зависимости от их характера. По мере движения секторов инструмента от центра и касания внутренней поверхности трубы в первую очередь происходит изгиб, т. е. исправление локальных перегибов (упругая и пластическая составляющие), затем, после полного обтягивания контура трубы вокруг инструмента, начинается фаза растяжения, которое происходит неравномерно. Неравномерность растяжения обусловлена многими факторами: неравномерное упрочнение металла в результате предшествующих пластических деформаций, неоднородность исходных механических свойств металла по периметру, наличие неравномерно распределенного по поверхности металла окалина, неравномерный износ рабочих поверхностей инструмента и пр. Таким образом, на фазе растяжения металл растягивается, прежде всего, в районе концентраторов напряжений, на ослабленных участках. Наиболее подверженным таким неконтролируемым деформациям местом у сварных труб является линия сплавления сварного соединения, где, кроме резкого перехода от основного металла к шву по толщине и прочностным свойствам, располагается еще и зона разупрочнения. На «нормальных» участках профиля, подобных зоне I на рис. 1 на второй фазе экспандирования имеет место, преимущественно, упругая деформация. **Учитывая все вышесказанное, следует предполагать, что избыточное суммарное экспандирование может приводить к искажению профиля трубы, т.е. к увеличению овальности.**

Таким образом, показанные на рис. 1 локальные дефекты формы трубы (зоны II, III, IV, V, VI) выполняют роль деформационных компенсаторов, призванных сократить длительность фазы растяжения при экспандировании. Другими словами, для получения качественной геометрии трубы под конкретный коэффициент экспандирования необходимо предварительно (на формовке и догибке) создать некоторое количество несовершенств формы поперечного сечения трубы, соответствующее по суммарной протяженности по периметру и глубине (разности номинального радиуса трубы и локальных радиусов кривизны) заданному номинальному коэффициенту экспандирования.

Конечно-элементное моделирование

В целях расчетной проверки вышесказанных предположений о закономерностях деформационных процессов трубного передела

была разработана и рассчитана серия конечно-элементных моделей. Моделирование проводилось с применением пакета Marc(Mentat) компании MSCSoftware. В качестве объекта моделирования выбрана труба размером 1153×30,9 мм (внутренний диаметр) из стали SAWL 485. Прочностные свойства указанной стали аналогичны X70 (DIN).

Уточнение типа изгиба. Как было указано выше, предполагается, что деформационные процессы, происходящие до экспандирования, близки по своим параметрам к чистому изгибу, предусматриваемому, в числе прочего, следующее:

- неизменность толщины металла;
- симметрию деформаций относительно нейтральной линии, расположенной также симметрично по толщине листа;
- неизменность периметра по среднему диаметру, т. е. отсутствие растяжения нейтрального слоя.

Следует иметь в виду, что поскольку в металле создается нелинейная пластическая деформация, а при пластическом изгибе по мере увеличения кривизны нейтральный слой смещается в сторону центра кривизны [2], вышеприведенные формулы для определения максимальных деформаций оказываются неточны, поскольку если нейтральный слой смещен, в результате такого изгиба будет изменяться периметр по средней линии. В таком случае, если фактический изгиб имеет существенную количественную разницу с чистым изгибом, определение фактического коэффициента экспандирования, как увеличения периметра трубы по среднему диаметру по сравнению с шириной исходного листа окажется неверным.

Для определения характера изгиба была разработана последовательность конечно-элементных моделей стадий процесса изготовления трубы размером 1153×30,9 мм с прочностными свойствами, идентичными результатам испытаний на растяжение металла, использованного для производства экспериментальной партии труб указанного сортамента [3]. Напряженно-деформированное состояние и геометрия трубной заготовки последовательно передавались на следующую операцию. Были рассчитаны:

- плоская модель формовки;
- объемная модель экспандирования. Предварительно плоская модель сборки была преобразована в объемную и созданы объемные эле-

менты сварного шва, соединенные с основным металлом неразъемным клеевым соединением. Моделирование сварки, таким образом, не проводилось, что в рассматриваемом случае вполне оправдано, поскольку при $\varepsilon = 2,6\%$, как было указано выше, влияние сварочных деформаций на геометрию трубы минимально. Общая длина деформируемых тел составляет 4000 мм.

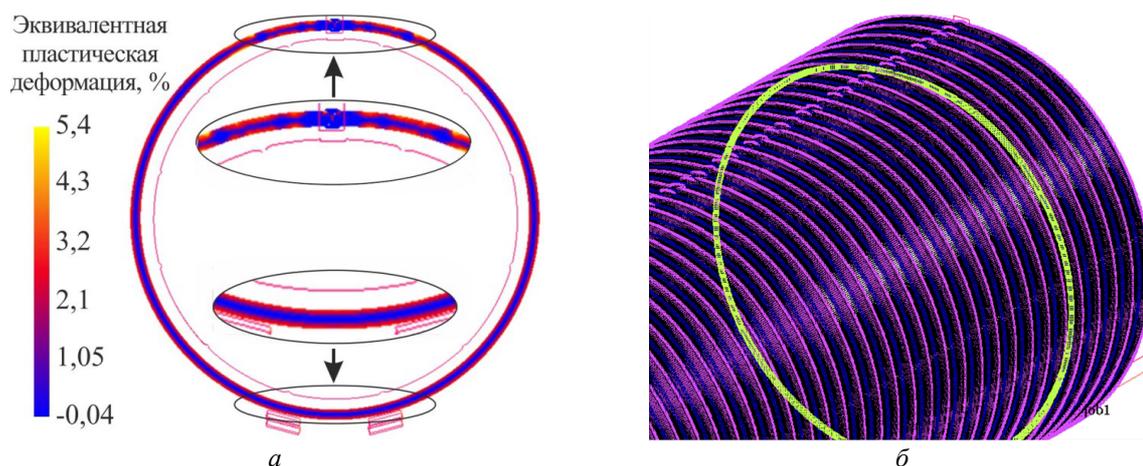


Рис. 3. Поперечное сечение исходного положения модели с распределением эквивалентных пластических деформаций (а) и положение анализируемого сечения (б)

Результаты расчета деформаций представлены на графиках (рис. 4, а, б).

Здесь и далее на графиках краевые участки соответствуют линии сплавления сварного шва. На рис. 4, а отчетливо видно, что строгого соблюдения вышеперечисленных условий отнесения деформаций трубы перед экспандированием к классу чистого изгиба по всей длине периметра нет: в частности, наблюдается существенное растяжение нейтральной линии в пределах 500 мм от шва и значительные локальные отклонения от симметрии деформаций. Тем не менее, в зоне формовки (зона I на рис. 1, в) наблюдается максимальное приближение растяжения по нейтральной линии к нулю и близость деформаций по наружной и внутренней поверхности, а в остальных зонах, прилегающих к сварному шву, деформационная картина после экспандирования близка к симметричной. Таким образом, вышеприведенные приближенные формулы (1) и (2) вполне годны для применения в технологических целях (например, в качестве исходных данных для расчета энергосиловых параметров технологических операций).

Исходное положение модели показано на рис. 3, а. Анализ распределения деформаций производился в сечении, отстоявшем на 400 мм от заднего торца трубы (рис. 3, б). Экспандирование производилось в два прохода: первый – на номинальный коэффициент экспандирования $\sim 0,5\%$, второй – дополнительно на $0,3\%$, т. е. до суммарной раздачи $\sim 0,8\%$.

Действие вышеупомянутого механизма перераспределения деформаций можно видеть на диаграммах рис. 4, а, б, где выраженные крайние максимумы до экспандирования сглаживаются до уровня центральных максимумов (рис. 4, б). В результате распределение деформаций, особенно по внутренней поверхности, приобретает синусоидальный вид. Характерно также весьма несущественное отличие деформационных картин, показанных на рис. 4, б, в. Вышеупомянутая сглаженность крайних максимумов на диаграммах практически одинакова, но общая деформация после повторного экспандирования с увеличенным коэффициентом экспандирования выше (рис. 4, в). Таким образом, номинальный коэффициент экспандирования $0,5\%$ для рассматриваемого начального профиля трубы является оптимальным, а $0,8\%$ – избыточным, способным привести к образованию упомянутых выше дефектов геометрии трубы, обусловленных неравномерностью чистого растяжения профиля. Данный вывод подтверждается результатами непосредственного измерения овальности переднего торца модели трубы – рис. 5.

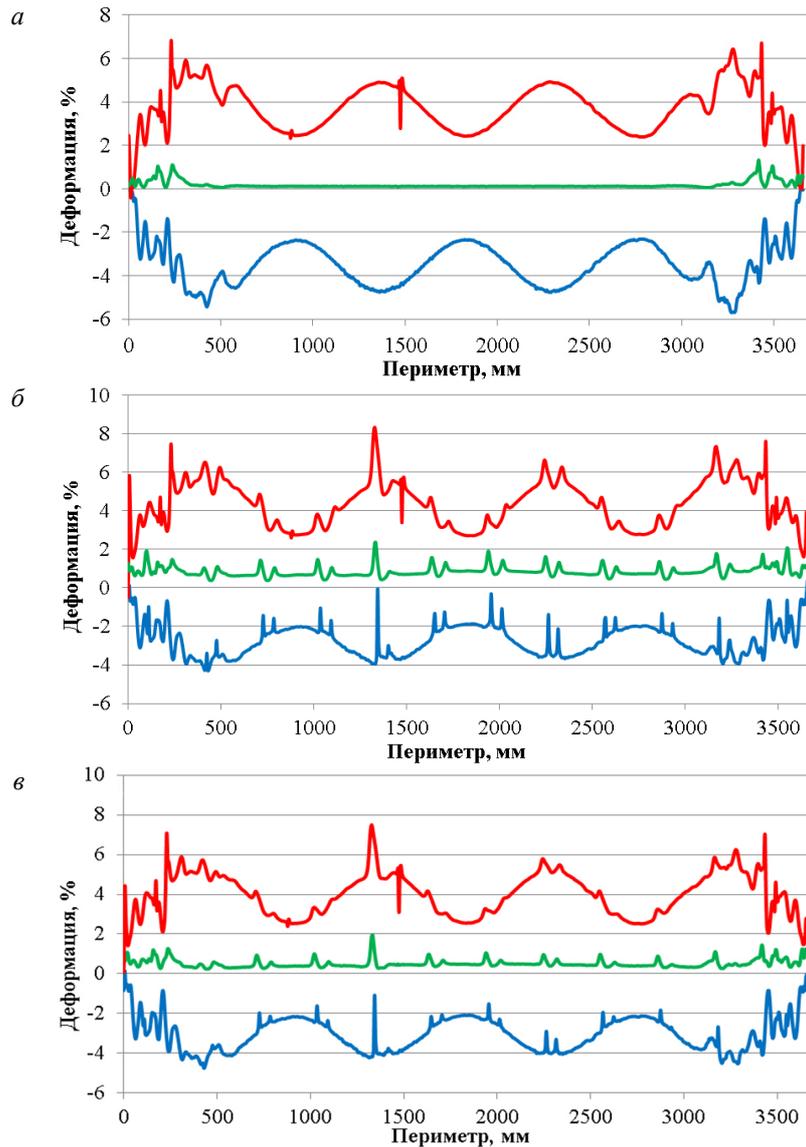


Рис. 4. Распределение общих деформаций по периметру трубы:

а – до экспандирования; *б* – после первого прохода (0,5 %); *в* – после второго прохода (0,8 %) — нормальная деформация по внутренней поверхности, — нормальная деформация по наружной поверхности, — общая эквивалентная деформация по нейтральной линии

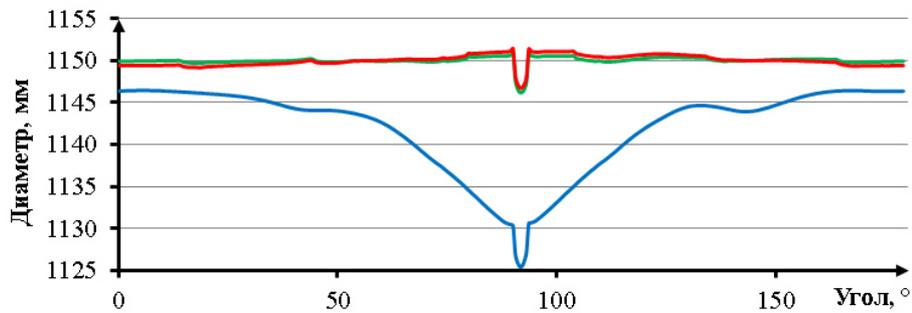


Рис. 5. Развертка профиля переднего конца модели трубы:

— до экспандирования (овал 16 мм), — после первого прохода (овал 1,1 мм), — после второго прохода (овал 2,2 мм)

Как видно из диаграммы, первый проход печил общую овальность на уровне 1,1 мм, (коэффициент экспандирования ~ 0,5 %) обес-

а дополнительная раздача до уровня, близкого

к 0,8 % ухудшило овальность. Данное ухудшение овальности связано с более выраженным

изменением деформационной картины в зоне формовки – рис. 6, а, б.

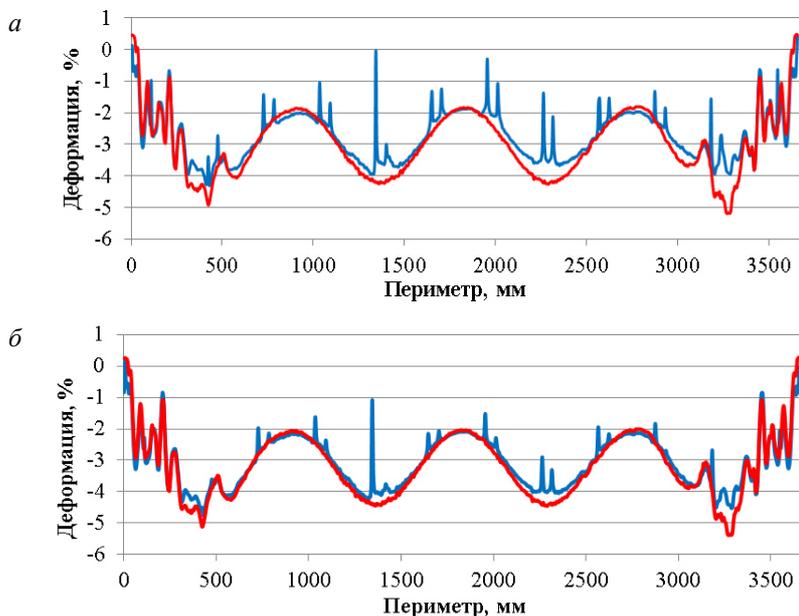


Рис. 6. Изменение распределения нормальных деформаций по внутреннему периметру трубы: а – раздача 0,8 %; б – раздача 0,5 %; — — — нормальная деформация по внутренней поверхности, — — — исходная нормальная деформация

На диаграммах с совмещением по вертикали кривых распределения нормальных деформаций видно, что при увеличении раздачи в зоне формовки (интервал 700–3000 мм по периметру) разность деформаций увеличивается даже без учета пиков на боковых кромках инструмента. При этом кривая сглаживается, что, соответственно, и приводит к искажению профиля трубы именно на том участке профиля, где, как было указано выше, исходный профиль максимально соответствует целевому.

Выводы

В результате анализа конечно-элементных моделей процессов формообразования производства сварных прямошовных труб большого диаметра размером 1153 x 30,9 мм АО ВТЗ, выполненных с применением пакета Marc (Mentat), было установлено:

1. Деформация металла трубы в зоне формовки (трубной заготовки) до экспандера с достаточной точностью описывается закономерностями чистого изгиба, периметр по средней линии в результате вальцовки в данной зоне не изменяется. В зонах перегибов условия чистого изгиба не выполняются, нейтральный слой смещается в сторону внутренней поверхности трубы, и суммарная длина по средней линии увеличивается. Из этого следует, что фактиче-

ский коэффициент экспандирования, являясь отношением изменения периметра трубы на экспандере к периметру до экспандирования несколько меньше расчетного, предварительно назначаемого исходя из заданной начальной ширины листа. При этом разность тем выше, чем выше соотношение s/D_{cp} , где s – толщина стенки трубы, D_{cp} – номинальный средний диаметр трубы.

2. Деформационные процессы при экспандировании имеют выраженный избирательный характер. Уровень деформации на каждом элементарном участке профиля трубы определяется его исходной формой, точнее, разностью его фактической кривизны и номинальной кривизны профиля трубы. В наибольшей степени это проявляется на внутренней поверхности трубы. В зоне формовки, где исходная кривизна близка к номинальной, наблюдается некоторое искажение профиля.

3. Дальнейшие исследования деформационных процессов, происходящих при экспандировании труб, будут направлены на систематизацию экспериментальных данных по влиянию исходной геометрии трубы на результаты экспандирования, а также на оптимизацию раздачи трубы на экспандере (в пределах требований технических условиях на трубы) и компенсации исходного профиля трубы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Феодосьев, В. И. Сопротивление материалов / В. И. Феодосьев. – М.: Наука, 1974. – 556 с.
2. Мошнин, Е. Н. Гибка и правка на ротационных машинах / Е. Н. Мошнин. – М.: Машиностроение, 1967. – 269 с.

3. Фрункин, Д. Б. Применение системы САЕ-моделирования MSC.MARC для оптимизации технологии формообразующих операций на производстве сварных прямошовных труб большого диаметра АО «Волжский трубный завод» / Д. Б. Фрункин, Л. М. Гуревич, И. Л. Пермяков, А. С. Христофоров, П. П. Титаренко // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. науч. ст. № 8 (168) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – С. 103–110.

УДК: 621.771: 519.876.5

*Д. Б. Фрункин¹, Л. М. Гуревич², И. Л. Пермяков¹, М. Ю. Платонов¹,
А. И. Банников², Р. Е. Новиков²*

**ВЕРИФИКАЦИЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССА ЭКСПАНДИРОВАНИЯ
СВАРНЫХ ПРЯМОШОВНЫХ ТРУБ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА,
ПРОИЗВОДИМЫХ НА АО «ВОЛЖСКИЙ ТРУБНЫЙ ЗАВОД»***

¹ АО «Волжский трубный завод»

² Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Проведена верификация результатов моделирования с результатами экспандирования прямошовной трубы, полученной при однопроходном экспандировании. Показана высокая сходимость полученных моделированием профилей торцов трубы с результатами овалометрии реальной трубы.

Ключевые слова: прямошовные трубы, экспандирование, метод конечных элементов.

*D. B. Frunkin¹, L. M. Gurevich², I. L. Permykov¹, M. Yu. Platonov¹,
A. I. Bannikov², R. E. Novikov²*

**VERIFICATION OF WELDED LARGE-DIAMETER PIPES EXPANDING,
PRODUCED BY JSC «VOLZHSKY PIPE PLANT»**

¹ JSC «Volzhsky Pipe Plant»

² Volgograd State Technical University

The verification of the simulation results with the results of the real welded pipes expansion obtained by one pass was carried out. The good convergence of profiles of pipe ends was obtained for simulation results and real pipe measuring.

Keywords: welded pipes, expansion, finite element method.

Введение

Одной из тенденций современного рынка газо-нефтепроводных труб большого диаметра состоит в постепенном ужесточении требований к качеству геометрии торцов труб. Одним из основных параметров для оценки геометрии служит овальность, представляющая собой разность между максимальным и минимальным диаметрами трубы. Обеспечение необходимой овальности сопровождается значительными трудностями в силу влияния на конечную овальность всех предшествующих экспандированию стадий трубогибочного процесса, а также большое количество технологических параметров, способных повлиять на значения овальности.

В связи с этим представляет большой интерес проведение компьютерного моделирования

процессов деформирования при производстве прямошовных труб. Данная статья посвящена исследованию возможности адекватного моделирования процесса экспандирования программным комплексом MSC.Marc. Экспандирование призвано обеспечить окончательную круглую форму поперечного сечения трубы и представляет собой пошаговую задачу сваренной трубы по всей длине (в результате периметр трубы увеличивается). Техническими условиями для труб предусматривается экспандирование в интервале 0,8–1,2 % (в некоторых случаях до 1,5 %).

Материалы и методы исследования

Моделирование процессов экспандирования проводили с помощью программного комплекса MSC.Marc (Фрункин, Д. Б. Применение системы САЕ-моделирования MSC.MARC для

© Фрункин Д. Б., Гуревич Л. М., Пермяков И. Л., Платонов М. Ю., Банников А. И., Новиков Р. Е., 2016.

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 14-29-00158 п).

оптимизации технологии формообразующих операций на производстве сварных прямошовных труб большого диаметра АО «Волжский трубный завод» / Д. Б. Фрункин, Л. М. Гуревич, И. Л. Пермяков, А. С. Христофоров, П. П. Титаренко // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 8 (168) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – С. 103–110). В качестве объекта моделирования выбрана труба размером 1153×30,9 мм (соответственно, внутренний диаметр и толщина стенки) из стали X70 (DIN) с пределом текучести около 600 МПа. Механические свойства стали определяли испытанием на растяжение.

Для более точной передачи деформацион-

ных процессов с одной стороны и сокращения времени расчета с другой было проведено двухмерное моделирование процессов вальцовки и догибки, причем для модели догибки были импортированы результаты вальцовки. Затем полученная плоская геометрия трубы преобразовывалась в объемную с добавлением элементов сварного шва. Моделирование деформации при сварке не проводилось в силу незначительности ее влияния на конечную геометрию трубы с высокой жесткостью (отношение толщины стенки к внутреннему диаметру около 2,7 %).

Общий вид модели экспандирования представлен на рис. 1.

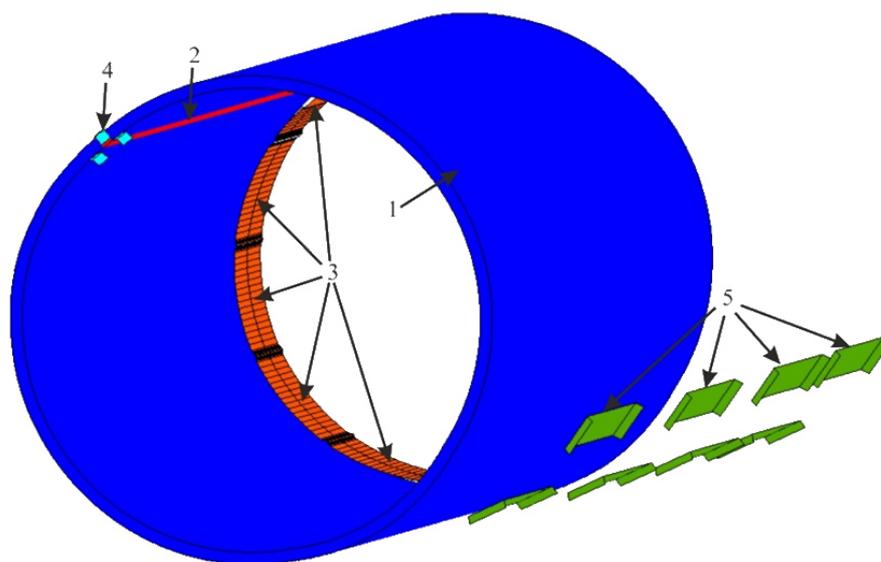


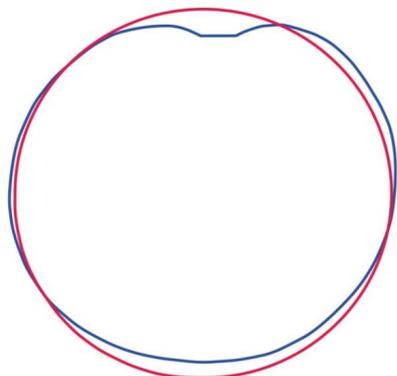
Рис. 1. Общий вид модели экспандирования прямошовной сварной трубы:
1 – трубная заготовка; 2 – сварной шов; 3 – накладки экспандерной головки радиусом 577,5 мм и длиной рабочей части 300 мм; 4 – зажим-толкатель трубной заготовки на каретке экспандера; 5 – имитация опорных роликов

Результаты исследования

Для подтверждения достоверности результатов моделирования было проведено сравнение полученной геометрии торца трубы с результа-

тами лазерной овалометрии торцев реальной трубы после однопроходного экспандирования (рис. 2 и 3).

a — До (овал 38,68) — После (овал 3,12)



б — До (овал 43) — После (овал 2,27)

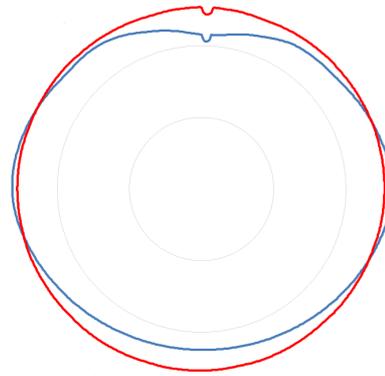


Рис. 2. Результаты овалометрии (*a*) и моделирования (*б*) переднего торца трубы

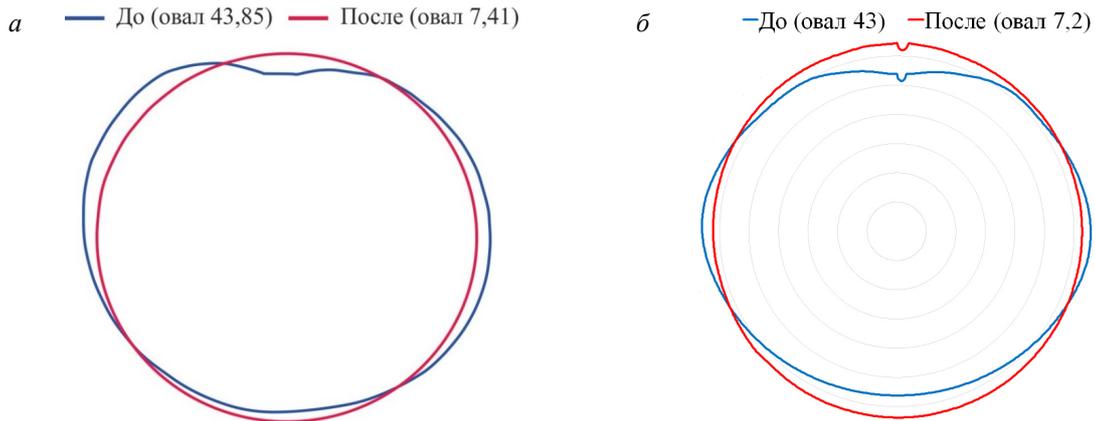


Рис. 3. Результаты овалометрии (а) и моделирования (б) заднего торца реальной трубы

На рис. 4 и 5 показано сравнение развертки профиля трубы до и после экспандирования для реальной трубы (а) и модели (б)

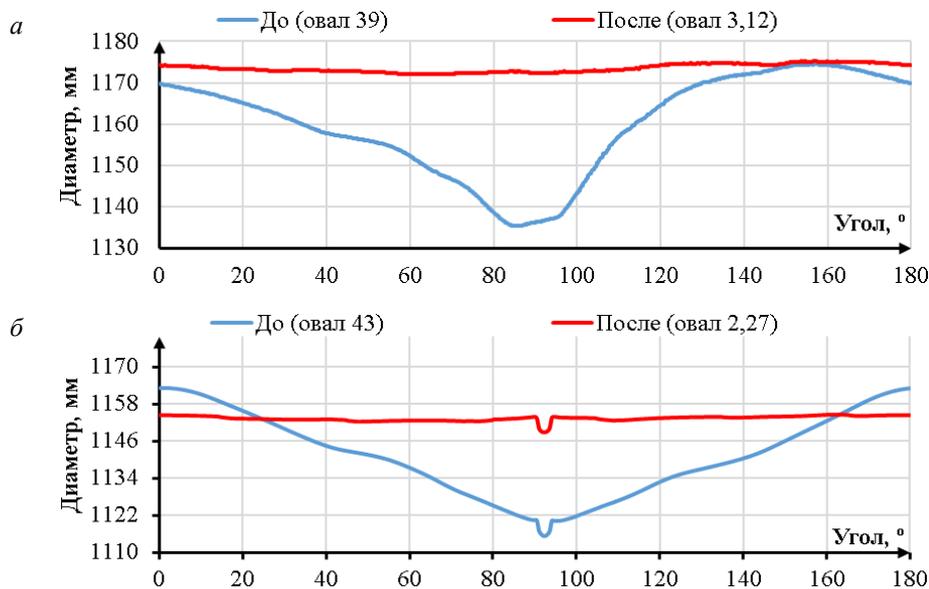


Рис. 4. Развертки переднего торца:
а – овалометрия реальной трубы, б – результаты моделирования

Как видно из рис. 2–5, полученная в результате моделирования геометрические параметры внутренней поверхности торца трубы имеют хорошую сходимость с геометрией полученной после экспандирования реальной трубы. В таблице даны сравнения овалов реальной трубы проекта Nord Stream 2 после однопро-

ходного экспандирования и результаты моделирования экспандирования с аналогичными характеристиками. Как видно из анализа результатов таблицы полученные различия величин овалов торцов труб (реальных и полученных при моделировании) отличаются менее, чем на 1 мм.

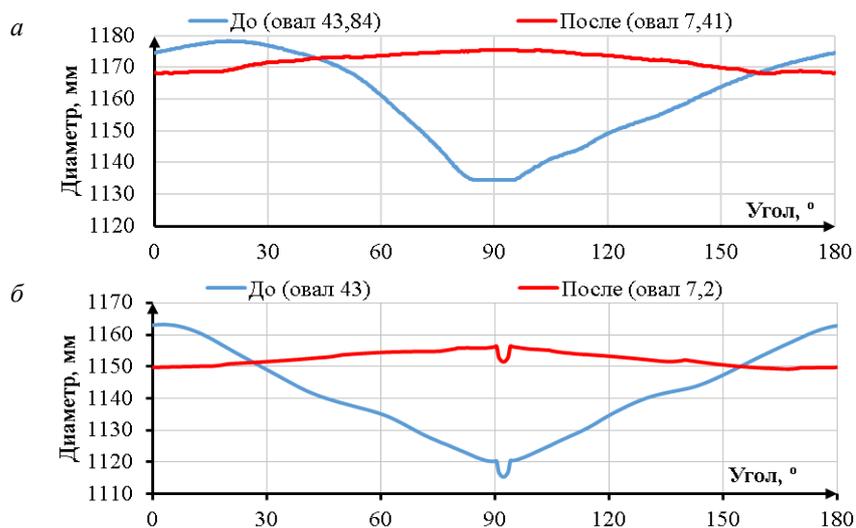


Рис. 5. Развертки заднего торца:
a – овалометрия реальной трубы, *б* – результаты моделирования

Сравнение однопроходного экспандирования реальной трубы и модели

Торец	реальная труба			модель		
	овал, мм		коэф. эксп., %	овал, мм		коэф. эксп., %
	до	после		до	после	
передний	36,68	3,12	1,12	43	2,27	1,05
задний	43,85	7,47	0,98	43	7,2	0,93

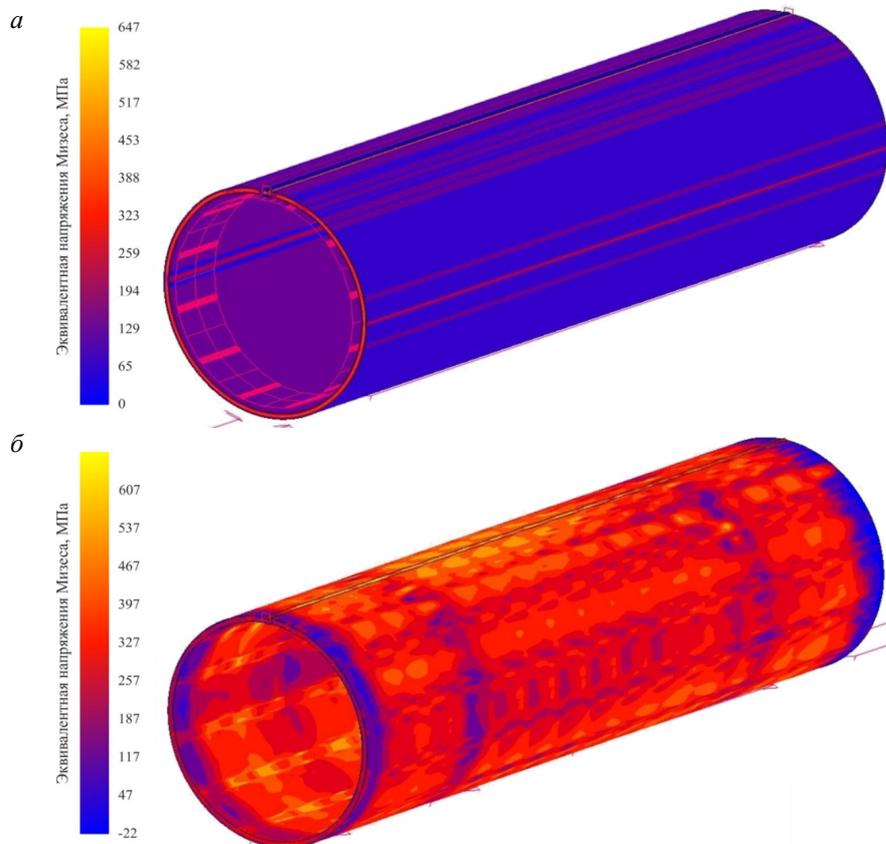


Рис. 6. Распределение напряжений Мизеса по сечению трубы:
a – до экспандирования; *б* – после экспандирования

Визуализация напряжений и деформаций вдоль трубы после экспандирования (рис. 6 и 7) показывает локальные зоны с экстремальными

показателями этих характеристик на участках перекрытия положения пластин экспандера на двух последовательных шагах экспандирования.

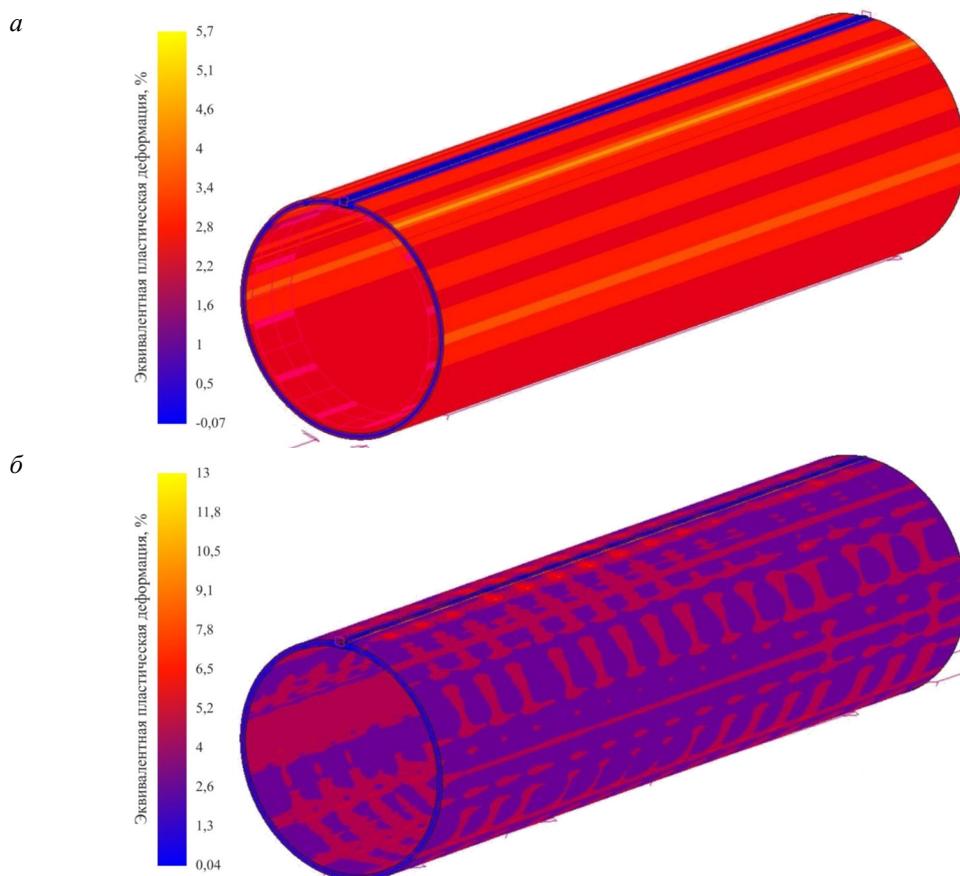


Рис. 7. Распределение эквивалентной пластической деформаций по сечению трубы:
 а – до экспандирования; б – после экспандирования

Выводы

Проведенная проверка адекватности разработанных конечно-элементных моделей процесса экспандирования на основе сравнения результатов лазерной овалометрии труб, произведенных в ходе натурных экспериментов с одно-

проходным экспандированием по традиционной технологии, показала высокую сходимость результатов моделирования овалометрией реальной трубы. Так полученная разница величин овалов торцов труб (реальных и полученных при моделировании) отличаются менее, чем на 1 мм.

УДК 621.778

В. Ф. Даненко, Л. М. Гуревич

ВЛИЯНИЕ УГЛА КОНУСА ВОЛОКИ НА НАПРЯЖЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ СТАЛЬНОЙ ПРОВОЛОКИ*

Волгоградский государственный технический университет
 e-mail: omd@vstu.ru

В работе моделированием исследовано влияние угла конуса волокна на напряженное состояние в очаге деформации при волочении стальной проволоки. Показано, что применение волок с углом конуса $\alpha=7-10^\circ$ формирует в средней части очага деформации разноименную схему напряженного состояния, что снижает усилие, необходимое для преодоления сопротивления пластической деформации.

Ключевые слова: волочение, угол конуса, волокна, моделирование, очаг деформации, стальная проволока, напряженное состояние, продольные напряжения, напряжение волочения.

© Даненко В. Ф., Гуревич Л. М., 2016.

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 14-29-00158).

V. F. Danenko, L. M. Gurevich

INFLUENCE CONE ANGLE OF RED TAPE ON THE STRESS STATE AT DRAWING STEEL WIRE

Volgograd State Technical University

In the simulation study the effect of the cone angle of the die on the state of stress in the deformation zone during drawing of steel wire. It is shown that the use of dies with a cone angle $\alpha = 7-10^\circ$ forms in the middle part of the deformation zone of opposite circuit state of stress, which reduces the force required to overcome the resistance to plastic deformation.

Keywords: drawing, cone angle, portage, modeling, deformation zone, steel wire, the state of stress, longitudinal stress, strain drawing.

Применение волок с оптимальной величиной угла рабочего конуса позволяет повысить стабильность процесса волочения и снизить работу пластического формоизменения заготовки [1], что приводит, при прочих равных условиях, к уменьшению величины потребляемой при волочении электроэнергии [2].

Известно [1], что при постоянном значении коэффициента трения значительное уменьшение угла конуса волокна α вызывает увеличение контактной поверхности, что повышает силу и напряжение волочения. При увеличении угла α уменьшается контактная поверхность, что способствует снижению общего давления металла на волоку, приводящему к снижению продольных растягивающих напряжений. В то же время увеличение угла конуса волокна ведет к повышению резкости поворотов линий скольжения, что вызывает увеличение дополнительных сдвигов, дополнительное упрочнение металла, рост напряжений на контактной поверхности и, следовательно, повышение продольных напряжений в поперечных сечениях очага деформации.

Для изучения влияния величины угла наклона образующей волочильного канала α на напряженное состояние стальной проволоки осуществляли моделирование процесса волочения низкоуглеродистой стали 10 с использованием пакета конечноэлементных программ SIMULIA/ABAQUS (модуль Abaqus Explicit). При модели-

ровании методом конечных элементов (размер ячейки конечно-элементной сетки 0,1 мм) использовали следующие условия: полуугол рабочего конуса абсолютно жесткой волокна $\alpha = 3, 8, 12, 16, 20$ и 30° ; начальный диаметр катанки $D = 6,5$ мм; конечный диаметр $d = 5,7$ мм; коэффициент трения $f = 0,05$; скорость волочения 0,6 м/с; длина калибрующего пояса $l_k = 0,5d$; внешнее противонапряжение отсутствует. Разогрев проволоки вследствие выделения теплоты при деформировании не учитывали.

Для описания реологии материалов слоев при холодном волочении использовали упруго-пластическую модель с изменением пределов текучести $\sigma_{0,2}$ или сопротивления деформации S_T в зависимости от степени деформации. Значения сопротивления деформации S_T углеродистой стали 10 при заданной степени обжатия определяли из данных, приведенных в работе [3]. Для сокращения машинного времени, затрачиваемого на моделирование, использовали осесимметричную схему (режим Axisymmetric), учитывающую деформации радиального сечения проволоки при отсутствии смещения оси в поперечном направлении.

Распределение напряжений по Мизесу в продольном сечении стальной проволоки в процессе волочения со степенью обжатия 23 % при различных углах рабочего конуса волокна α приведено на рис. 1.

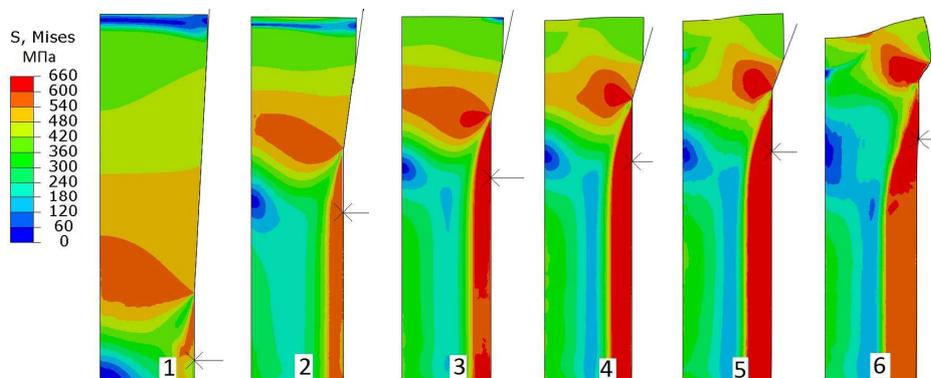


Рис. 1. Распределение напряжений S по Мизесу в продольном сечении деформируемой стальной проволоки при углах конуса α : 1 – 3° ; 2 – 8° ; 3 – 12° ; 4 – 16° ; 5 – 20° ; 6 – 30°

Анализ приведенных на рис. 1 данных говорит о неравномерности распределения эквивалентных напряжений в очаге деформации. При $\alpha=3^\circ$ наиболее напряженными являются центральные участки в конце рабочего конуса, где напряжения составляют 600 МПа. С увеличением угла α области максимальных значений напряжений смещаются к периферийным слоям рабочего конуса, где достигают значений 650 МПа. Указанные значения эквивалентных напряжений превышают величину сопротивления деформации $S_T = 532$ МПа углеродистой стали 10 при заданной степени обжатия.

Значительный скачок напряжений наблюдается при переходе от обжимающей к калибрующей части волочильного канала, что объясняется окончанием обжимающего действия волоки. Следует отметить внеконтактное увеличение диаметра заготовки перед входом в рабочий конус при углах $\alpha \geq 20^\circ$, связанное с увеличением радиальных размеров ячеек на периферии [4].

Режим волочения осесимметричных сплошных тел с точки зрения равномерного распределения деформаций лучше, если он обеспечивает во всех точках очага деформации напряженное состояние характеризующееся отсутствием положительных средних напряжений $\sigma = (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) / 3$ [5]. Уравнение пластичности при волочении записывается в виде $\sigma_l + \sigma_r = S_T$, где $\sigma_l = \sigma_1$ - продольное, $\sigma_r = \sigma_3$ - радиальное напряжение [1]. При использовании уравнения

пластичности надо учитывать не только абсолютную величину главных напряжений, но и знак.

Приведенная выше форма записи уравнения пластичности говорит о разноименной схеме напряженного состояния (растягивающие продольные σ_l и всегда сжимающие радиальные σ_r напряжения). Однако продольные напряжения при волочении могут быть и сжимающими. В этом случае схема напряженного состояния будет одноименной, что обеспечивает, как правило, более высокую, по сравнению с разноименной схемой, пластичность. При разноименных схемах напряженного состояния усилие, необходимое для пластической деформации, меньше требуемого для преодоления сопротивления деформации S_T ($\sigma_l = S_T - \sigma_r$). При одноименных схемах это усилие больше ($\sigma_l = S_T + \sigma_r$). Распределение продольных напряжений в сечении стальной проволоки в процессе волочения при различных углах рабочего конуса волоки α приведено на рис. 2.

Из рисунка видно, что схема напряженного состояния в очаге деформации, определяемая знаком продольных напряжений σ_l , может быть различной. Наиболее значительные по величине и занимаемому объему растягивающие продольные напряжения возникают в центральных слоях очага деформации при угле $\alpha=12^\circ$. На выходе из очага деформации эти напряжения уменьшаются, а после выхода из калибрующей зоны принимают отрицательные значения.

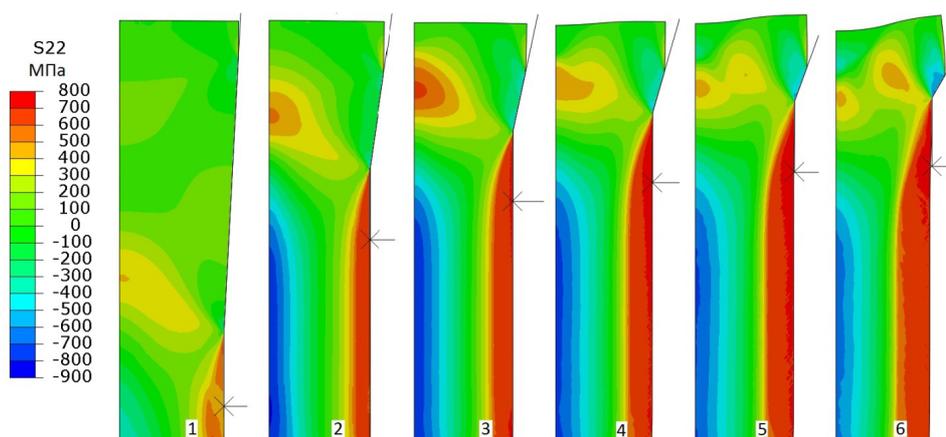


Рис. 2. Распределение продольных напряжений σ_l в сечении деформируемой стальной проволоки при углах конуса волоки α : 1 – 3° ; 2 – 8° ; 3 – 12° ; 4 – 16° ; 5 – 20° ; 6 – 30°

В периферийных слоях очага деформации возникают сжимающие продольные напряжения, увеличивающиеся с ростом угла α . После

перехода от рабочего конуса к калибрующей части волочильного канала продольные напряжения становятся растягивающими, что связано

с обнулением радиальных напряжений вследствие окончания обжимающего действия волокни [4]. Наблюдаемое увеличение продольных напряжений в калибрующей части волокни с ростом угла конуса объясняется увеличением изгиба траекторий продольных напряжений периферийных слоев [1].

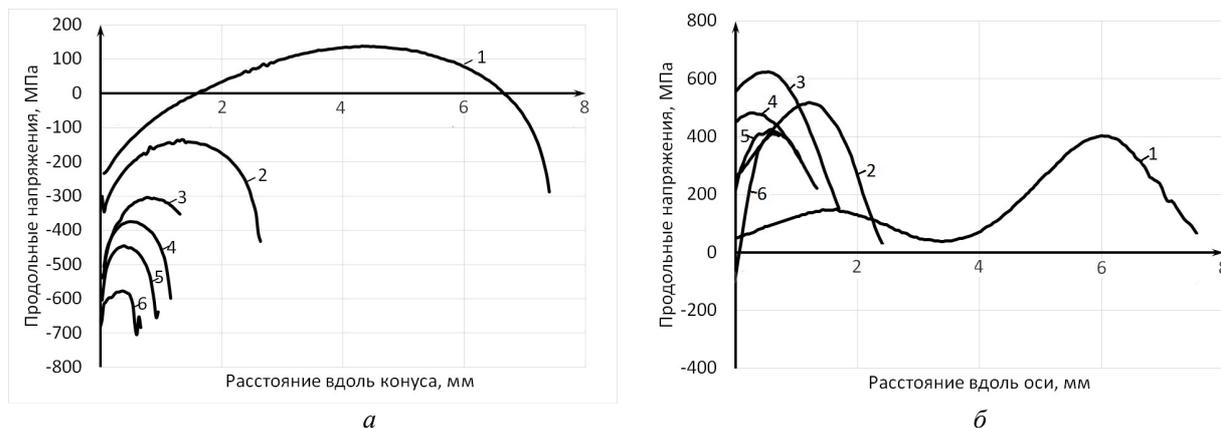


Рис. 3. Изменение продольных σ_l напряжений на периферии (а) и на оси (б) по длине очага деформации при углах конуса волокни:

1 – 3°; 2 – 8°; 3 – 12°; 4 – 16°; 5 – 20°; 6 – 30°

Как видно из рисунка, при волочении в периферийных слоях проволоки при всех значениях α , кроме средней части очага деформации при $\alpha=3^\circ$, действуют продольные напряжения сжатия, абсолютная величина которых растет с увеличением угла (рис. 3, а). Резкое увеличение сжимающих продольных напряжений после входа в очаг деформации и у выхода из него связано со значительными силами трения и изгибом траекторий линий скольжения.

На оси образца возникают растягивающие продольные напряжения, достигающие максимальных значений в средней части очага деформации (рис. 3, б). При угле конуса $\alpha = 12^\circ$ напряжение $\sigma_l = 615$ МПа, что превышает величину сопротивления пластической деформации S_T .

Известно, что технологическая пластичность металла при волочении будет тем выше, чем меньше доля растягивающих напряжений в напряженном состоянии. Приведенные на рис. 2 и 3 данные свидетельствуют о неравномерном по характеру и величине распределении продольных напряжений в очаге деформации. Для характеристики напряженного состояния при волочении могут быть привлечены оказывающие значительное влияние на пластичность металла безразмерные показатели $\kappa = \sigma/T$ и μ_σ [5, 6], где σ - среднее нормальное

Известно отрицательное влияние растягивающих напряжений на пластичность металла в процессе деформации. На пластичность металла влияет не только знак, но и абсолютная величина напряжений. Количественная оценка продольных напряжений в очаге деформации при волочении приведена на рис. 3.

напряжение; T - сопротивление деформации сдвига; $\mu_\sigma = -1$ - коэффициент Лоде.

Среднее напряжение σ при обработке давлением может принимать положительные и отрицательные значения. Для обеспечения рациональных условий работы волокни оптимальным является режим волочения, характеризующийся отсутствием положительных средних напряжений, т.е. при $\kappa = \sigma/T < 0$. По данным [5], при волочении сплошных осесимметричных тел показатель κ на оси волочения от входа к выходу из волокни может изменяться от $-1,4$ (плоское равномерное сжатие) до $+0,7$ (линейное растяжение). В частном случае, когда противонапряжения отсутствуют, а напряжение волочения близко к предельному ($\sigma_x \sim S_T$), показатель напряженного состояния на входе в волокни $\kappa_1 = -1,15$, а на выходе $\kappa_2 = +0,58$ [6].

Для анализа напряженного состояния в очаге деформации при различных углах конуса необходима оценка вклада продольных напряжений в напряженное состояние с привлечением данных рис. 3 и уравнения пластичности при волочении. При анализе результатов моделирования напряженного состояния металла в очаге деформации полагали, что продольные напряжения растяжения σ_l не должны превышать величины сопротивления деформации S_T . Зави-

симосьть доли продольных напряжений σ_x/S_T от угла конуса волокна α в поперечных сечениях очага деформации показана на рис. 3.

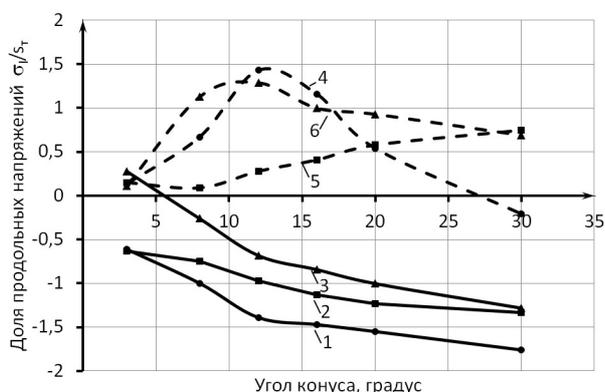


Рис. 3. Зависимость доли продольных напряжений от угла конуса волокна α на периферии (сплошные линии) и на оси (прерывистые линии) в поперечных сечениях очага деформации: после входа (кривые 1 и 4), у выхода (кривые 2 и 5) и в средней части (кривые 3 и 6)

Характер изменения значений σ_x/S_T в поперечных сечениях очага деформации в зависимости от α неоднозначный. В центральных слоях очага деформации после входа и в средней его части (кривые 4 и 6) в диапазоне углов $\alpha = 8-15^\circ$ наблюдается максимальное повышение значений растягивающих продольных напряжений, что связано с отсутствием радиальных напряжений на этих участках очага деформации [7]. В периферийных слоях значения σ_x/S_T в поперечных сечениях отрицательные, их абсолютная величина растет с увеличением угла конуса.

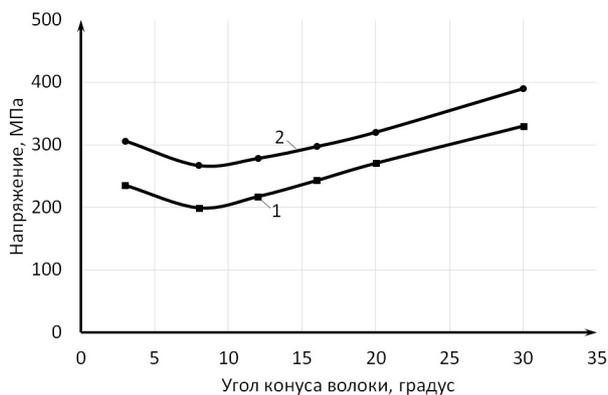


Рис. 4. Влияние угла конуса волокна α на напряжение волочения σ_x :

1 – значения, полученные при моделировании;
2 – расчетные значения [8]

Анализ значений σ_x/S_T говорит о том, что при $\alpha \sim 8^\circ$ в средней части очага деформации, играющей определяющую роль в формоизме-

нении металла, образуется разноименная схема напряженного состояния, обеспечивающая снижение усилия волочения (кривые 3 и 6). Это подтверждается ходом кривой 1 на рис. 4, полученной по данным обработки значений осевых усилий при различных углах конуса после выхода металла из волокна. Здесь же показана кривая 2, построенная по результатам расчета по методике [8] суммарного осевого напряжения на выходе волокна σ_{Σ} с учетом прироста осевого напряжения в рабочем конусе и калибрующей зоне волокна, от действия противонапряжения и прироста, идущего на осуществление сдвига на входе и выходе волокна.

Как видно из рисунка, характер изменения кривых 1 и 2 зависимости $\sigma_x - \alpha$ идентичный. Расхождение между значениями σ_x кривых могло быть меньше в случае неучета прироста напряжения от действия противонапряжения, составляющего 10–13 % суммарного напряжения σ_{Σ} .

Выводы

1. Методом моделирования процесса волочения стальной проволоки при различных углах конуса волокна показан неоднородный характер напряженного состояния периферийных и центральных слоев очага деформации. Учет доли продольного напряжения по величине и знаку в уравнении пластичности при волочении позволяет установить вид схемы напряженного состояния в очаге деформации.

2. Применение волокна с углом конуса $\alpha = 8^\circ$ формирует в средней части очага деформации разноименную схему напряженного состояния, что снижает усилие, необходимое для преодоления сопротивления пластической деформации. Сравнительный анализ значений осевых напряжений на выходе волокна, полученных при моделировании процесса волочения и путем расчета по известным аналитическим зависимостям, позволил установить диапазон оптимальных углов конуса $\alpha_{opt} = 7-10^\circ$.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Перлин, И. Л. Теория волочения / И. Л. Перлин, М. З. Ерманок. – М. : Металлургия, 1971. – 448 с.
2. Гурьянов, Г. Н. Резервы экономии электроэнергии при холодном волочении стальной проволоки / Г. Н. Гурьянов // Сталь. 2009. № 12. – С. 53–54.
3. Даненко, В. Ф. Моделирование процесса волочения биметаллической проволоки углеродистая сталь+12X18H10T с различными углами рабочего конуса волокна / В. Ф. Даненко, Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 15 (118) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 8). – С. 107–110.

4. Даненко, В. Ф. Моделирование волочения стальной проволоки при различных углах рабочего конуса волюки / В. Ф. Даненко, Л. М. Гуревич // Моделирование и развитие процессов обработки металлов давлением : междунар. сб. науч. тр. / под ред. В. М. Салганика. – Магнитогорск : Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г. И. Носова, 2014. – Вып. 20. – С. 90–97.

5. Губкин, С. И. Пластическая деформация металлов. Т. 1 / С. И. Губкин. – М. : Metallurgizdat, 1960. – 376 с

6. Колмогоров, В. Л. Механика обработки металлов давлением / В. Л. Колмогоров. – М. : Metallurgiya, 1986. – 688 с.

7. Даненко, В. Ф. Моделирование процесса волочения биметаллической проволоки углеродистая сталь+12X18H10T / В. Ф. Даненко, Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков и др. // Черные металлы. – 2013. – № 10. – С. 43–47.

8. Гурьянов, Г. Н. Оптимальные углы рабочего конуса волюки в зависимости от основных параметров деформации проволоки / Г. Н. Гурьянов // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2009. – № 9. – С. 42–45.

УДК 669.14.252.621.77

Б. Н. Замотаев, А. А. Арестов, Д. А. Цветков, О. О. Лемякин

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРОКАТКИ ПРИ КОМБИНИРОВАННОЙ ВТМО НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 30ХНМС

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: OMD@vstu.ru

Предложена новая комплексная технология процесса прокатки – высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО). Показано, что повторная ВТМО благоприятно влияет на весь комплекс механических свойств стали.

Ключевые слова: высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО), феррит, дробная деформация, полигонизация, аустенит, субграницы, ортогональный план второго порядка, уравнения регрессии.

B. N. Zamotaev, A. A. Arrests, D. A. Tsvetkov, O. O. Lomakin

RESEARCH OF INFLUENCE OF TECHNOLOGICAL PARAMETERS OF ROLLING IN A COMBO, VTMO ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF STEEL 30XHMC

Volgograd State Technical University

A new complex technology of the process of rolling processing of the double high temperature thermo mechanical treatment is proposed (HTTMT). It is shown that repeat HTTMT favourably influences the whole of the steel's mechanical properties.

Keywords: high temperature thermo mechanical treatment (HTTMT), ferrite, fractional rolling processing, polygonization, austenite, sub limits, orthogonally planning second level, regression equations.

Известно [1,2], что для эффективного повышения механических свойств проката может быть использовано явление наследования упрочнения от ВТМО при повторной термической обработке. Однако эффект упрочнения от ВТМО сохраняется только в том случае, если сталь перезакалить с кратковременной выдержкой при температуре нагрева под закалку.

При этом субструктура, созданная при горячей деформации аустенита, образованная при $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении во время ВТМО, в определенной мере сохранилась и наследовалась во время перезакалки при $\gamma \rightarrow \alpha$ и $\alpha \rightarrow \gamma$ превращениях. Короткая выдержка при повторной закалке предотвращает развитие рекристаллизации аустенита, которая уничтожила бы полигонизованную структуру и соответственно упрочнение от предшествующей ВТМО.

Цель работы – разработка режимов прокатки специальной стали с ВТМО, реализуемой в следующей последовательности: ВТМО + отжиг с 950 °С, 2ч. + ВТМО с отпуском при температуре $t_{\text{отп}} = 250$ °С, 2ч., а также исследование механических свойств после термомеханического упрочнения.

Методика эксперимента

Для оптимизации режимов прокатки на первом этапе заготовку размером 150x80x15 мм в лабораторных условиях нагревали в силитовой печи до температуры 950 °С и выдерживали для образования однородного твердого раствора аустенита не менее 20 минут. Затем заготовку подстуживали до температуры 880 °С и прокатывали за 5 проходов с суммарным обжатием $\epsilon_2 = 35$ % в температурном интервале 880–

760 °С. Перед закалкой осуществляли выдержку заготовки в течение 20 с и закаливали в воду.

На втором этапе провести планируемый эксперимент с использованием ортогонального плана второго порядка. По повторной термомеханической обработке прокатных заготовок с ВТМО размером 200x85x9,5 мм. Режим ВТМО характеризуемый следующими параметрами: температура начала деформации $t_{н.д.}=950$ °С, время выдержки между проходами и перед окончательной закалкой в воду $\tau_{В1}=5$ с и $\tau_{В2}=20$ с, соответственно $t_{отп}=250$ °С, продолжительность отпуска 2 ч.

Область изменения деформационных параметров ВТМО стали 30ХНМС и их кодирование приведены ниже:

Наименование	n	K_{ε}
Нулевой уровень	4	K_p
Интервал варьирования	2	-
Нижний уровень ($X_1=-1$)	2	K_y
Верхний уровень ($X_2=+1$)	6	K_B
Кодовое обозначение факторов	X_1	X_2

При проведении полного факторного эксперимента второго порядка исследовали влияние указанных параметров ВТМО на механические свойства проката $Y_1(\sigma_b, \text{МПа})$, $Y_2(\sigma_{0,2}, \text{МПа})$, $Y_3(\delta_5, \%)$, $Y_4(\psi, \%)$, $Y_5(\text{KCV}, \text{Дж/см}^2)$.

Условия и результаты серии опытов при прокатке с ВТМО стали 30ХНМС в лабораторных условиях на стане ДУО-150 приведены в натуральном масштабе в таблице.

Для механических испытаний на растяжение изготавливали образцы из стали 30ХНМС после ВТМО по ГОСТ 1497–73 диаметром 5 мм с расчетной длиной 25 мм со шлифованной рабочей частью. Испытания проводили на 10-тонной машине «Zwik» со скоростью перемещения захватов 2 мм/мин. Определяли предел прочности σ_b , условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, относительное удлинение δ , и сужение ψ .

Ударные испытания образцов проводили на маятниковом копре PSWO-30 с запасом энергии 300 Дж на образцах размером 5x10x55 мм тип II по ГОСТ 9454–78 с V-образным концентратором.

Результаты исследования совместного влияния режима и дробности деформации на механические свойства стали 30ХНМС с ВТМО

№ п/п	Факторы		Отклики				
	n(X_1)	k(X_2)	$\sigma_b, \text{МПа}$	$\sigma_{0,2}, \text{МПа}$	$\delta_5, \%$	$\psi, \%$	KCV, Дж/см ²
1	6	k_y	1860	1770	9,0	55	7,5
2	2	k_b	1830	1730	8,4	52	7,0
3	6	k_b	1900	1750	10,5	52	7,0
4	2	k_y	2000	1860	8,8	53	7,2
5	6	k_p	1960	1800	9,0	52	7,4
6	2	k_p	1950	1800	8,8	50	7,6
7	4	k_b	1950	1780	9,0	52	6,9
8	4	k_y	1900	1740	9,0	50	6,8
9	4	k_p	1960	1770	10,0	52	6,0

Примечание. k_y, k_b, k_p – убывающий, возрастающий и равномерный режимы деформации.

Проведенное планирование эксперимента позволило дать достоверную оценку нового технологического процесса прокатки с повторной ВТМО стали, который может быть использован для бронирования спецмашин.

Условия и результаты планирования представлены в таблице. Полученные при обработке результатов экспериментов уравнения регрессии имеют вид:

$$Y_1(\sigma_b) = 1970 + 35X_1 + 32,5X_1X_2 - 25X_1^2 - 45X_2^2 \quad (1)$$

$$Y_2(\sigma_{0,2}) = 1785,6 + 21,7X_1 + 37,5X_1X_2 - 23,3X_2^2 \quad (2)$$

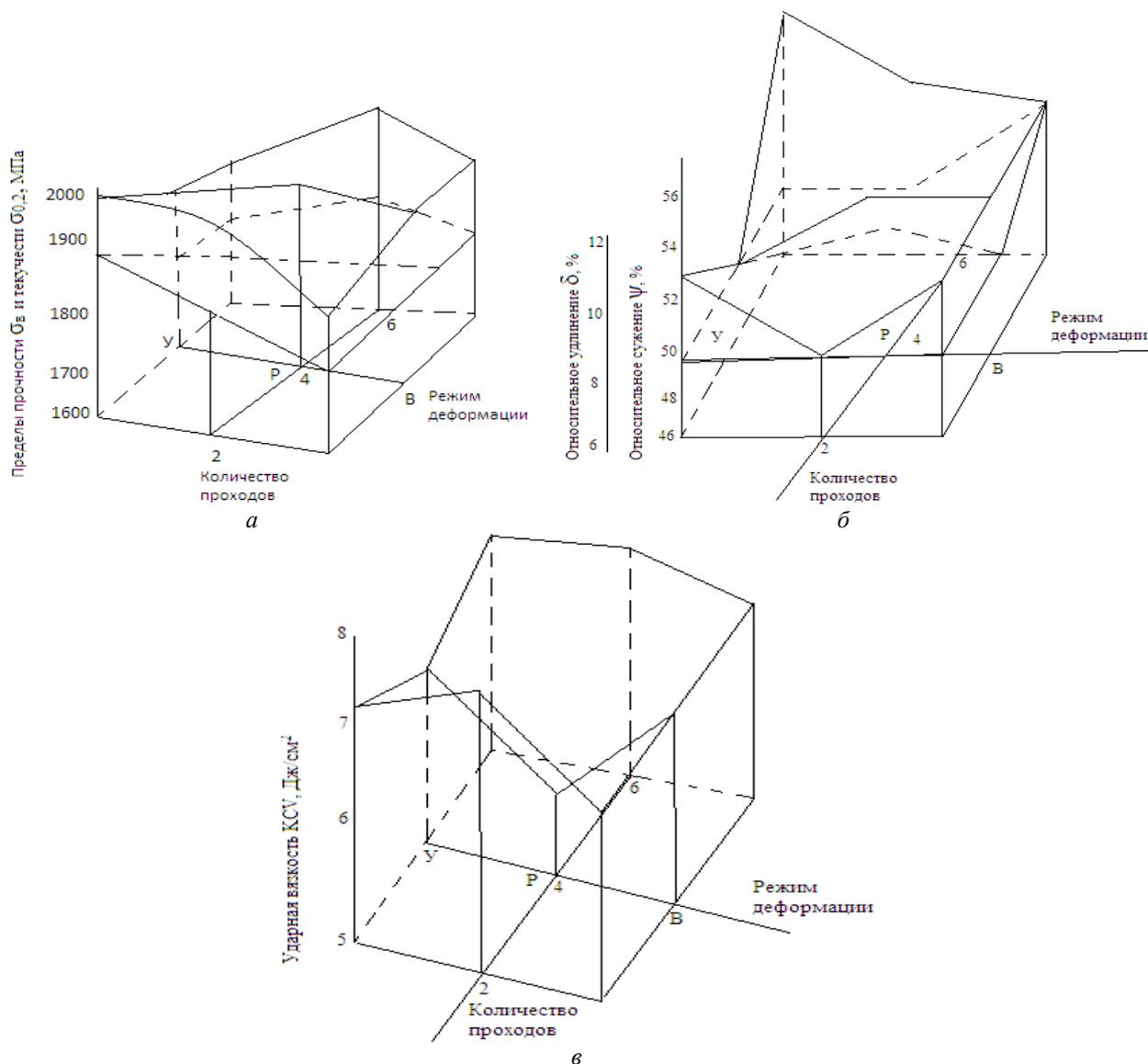
$$Y_3(\delta_5) = 91,0 - 0,6X_2 - 0,6 X_1X_2 + X_2^2 \quad (3)$$

$$Y_4(\psi) = 50,7 - 3,7X_1 + 4 X_1X_2 + 6X_1^2 \quad (4)$$

$$Y_5(a_{KCV}) = 7.0 + 6.2X_2 + 0,5X_1^2 - 0,4X_2^2 \quad (5)$$

Проверка, выполненная с помощью критерия Р. Фишера [3], подтвердила адекватность полученных уравнений экспериментальным данным при уровне значимости 0,05.

Совместное влияние дробности и режима деформации, построенное по уравнениям (1)–(5), представлено на рисунке.



Поверхность откликов при оптимизации режимов прокатки с двукратной ВТМО стали 30ХНМС:
 а – $Y_1(\sigma_B)$, $Y_2(\sigma_{0,2})$; б – $Y_3(\delta_s)$, $Y_4(\psi)$; в – $Y_5(KCV)$

Как видно из таблицы, прокатка с повторной ВТМО обеспечивает повышение прочностных свойств σ_B и $\sigma_{0,2}$ по всем девяти исследуемым режимам прокатки, а пластичность при испытании на ударный изгиб a_{KCV} выше на 30–40 % по сравнению с полученными при прокатке листов с ВТМО в промышленных условиях толщиной 10 мм за 5 проходов с однократного нагрева [4]. Экспериментальными исследованиями установлено, что субструктура, сформированная в процессе проведения первой ВТМО, сохраняется и наследуется при повторной ВТМО, несмотря на то, что начало прокатки осуществляется с температуры 950 °С (на 100–70 °С выше практикуемой при прокатке с ВТМО с однократного нагрева высоколегированных

сталей). Повышение температуры начала прокатки при реализации повторной ВТМО может обеспечить прокатку листов толщиной 5–6 мм на листовых станах.

Выводы

Экспериментально исследовано комплексное влияние деформационных параметров после повторной ВТМО на формирование механических свойств специальной стали 30ХНМС с помощью математической обработки результатов экспериментов, получены уравнения регрессии и построены графики зависимости механических характеристик стали от исследуемых факторов процесса.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бернштейн, М. Л. Прочность стали / М. Л. Бернштейн. – М. : Metallurgy, 1974. – 198 с.
2. Бернштейн, М. Л. Термомеханическая обработка металлов и сплавов / М. Л. Бернштейн – М. : Metallurgy, 1968. – 1171 с.

3. Винарский, М. С. Математическая статистика в черной металлургии / М. С. Винарский, В. Т. Жадан, Ю. К. Кулак. – Киев : Техника, 1973. – 220 с.

4. Использование высокого динамического давления в процессе деформационного старения мартенсита Л. Е. Вагник [и др.]. Проблемы металловедения и физики металлов: Темат. Отраслевой сборник. – № 4. – М. : Metallurgy, 1977. – С. 52–59.

УДК 539.4.015/019

Л. В. Кукса, В. И. Клименко

**О РОЛИ МИКРОМЕХАНИЗМА ДЕФОРМАЦИИ
ПРИ ИССЛЕДОВАНИИ УСТОЙЧИВОСТИ СЖАТЫХ СТАЛЬНЫХ СТЕРЖНЕЙ**

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: lvk-1967@yandex.ru, vasa_klim@mail.ru

Работа направлена на изучение роли микромеханизма деформации при исследовании устойчивости сжатых стальных стержней.

Ключевые слова: микромеханизм деформации, физико-механические свойства, устойчивость, критическое напряжение.

L. V. Kuksa, V. I. Klimenko

**THE ROLE OF DEFORMATION MICROMECHANISM IN THE STUDY
OF THE STABILITY OF THE COMPRESSED STEEL BARS**

Volgograd State Technical University

The work is directed at studying the role of microscopic mechanism deformation in the study of stability of compressed steel rods.

Keywords: the microscopic mechanism of deformation, physico-mechanical properties, stability, critical stress.

Механические свойства металлов определяются их химическим составом и микроструктурой и формируются в результате сложного взаимодействия между собой отдельных зерен и структурных составляющих и зависят от их прочности, от прочности границ зерен, от способности к деформированию и упрочнению отдельных микрообъемов поликристаллического сплава. Существует тесная связь между степенью неоднородности пластической деформации и склонностью металла к хрупкому разрушению. Показатели деформируемости двухфазных сплавов в значительной степени определяются характеристиками фаз, их объемными долями, свойствами фаз, формой зерен и структурных составляющих. В зависимости от химического состава и способа термической обработки можно получить различные по размерам, форме и свойствам структурные составляющие [1].

Микромеханизм формирования прочностных и пластических свойств исследовали при растяжении и сжатии образцов из стали 45, после термической обработки, заключавшейся

в закалке с температуры 900 °С в воду и последующем нагревании от 100 до 900 °С (рис. 1). На поверхности образца в центральной его части вдоль оси образца уколами алмазной пирамиды наносили реперную линию. Измерение деформации проводили на базе в 10 мкм [2].

Закаленная углеродистая сталь при отпуске в интервале температур до 100 °С имеет структуру тетрагонального мартенсита и наивысший уровень микронеоднородной деформации. Начиная от 100 и до 200 °С, наблюдается образование отпущенного мартенсита и превращение его тетрагональной решетки в кубическую с выделением углерода. При температуре 350 °С этот процесс заканчивается, и сталь состоит из феррита и цементита. Дальнейшее повышение температуры приводит к коагуляции частиц цементита. В интервале температур 400–700 °С имеют место наименьшая неоднородность деформации и наиболее благоприятное взаимодействие микрообластей. При отжиге в условиях температур 800–900° С образуется структура феррит + перлит.

Изменение микроструктуры стали находит отражение и в изменении свойств микрообъемов (рис. 1), оцениваемых по измерению микротвердости, и влияет на свойства микрообъемов и характер взаимодействия отдельных микрочастиц при совместной деформации [2]. На графиках неоднородность микронеоднородной деформации оценивалась по параметру K_i :

$$K_i = \frac{\varepsilon_i}{\bar{\varepsilon}},$$

ε_i , – относительная деформация i -го микроучастка; $\bar{\varepsilon}$ – средняя деформация образца на длине реперной линии.

Наивысший уровень микронеоднородной деформации для стали наблюдается в состоянии после закалки (структура мартенсита – рис. 1, *а*). Необходимо отметить, что разрушение образцов в этом случае происходит без видимых следов остаточной деформации, однако при измерении деформаций на участках вблизи линии разрушения она оказывается крайне неоднородной. Отдельные всплески деформации почти в девять раз превышали среднее значение, способствуя образованию микротрещин. Средняя деформация в данном случае на длине реперной линии составляла около 2 %.

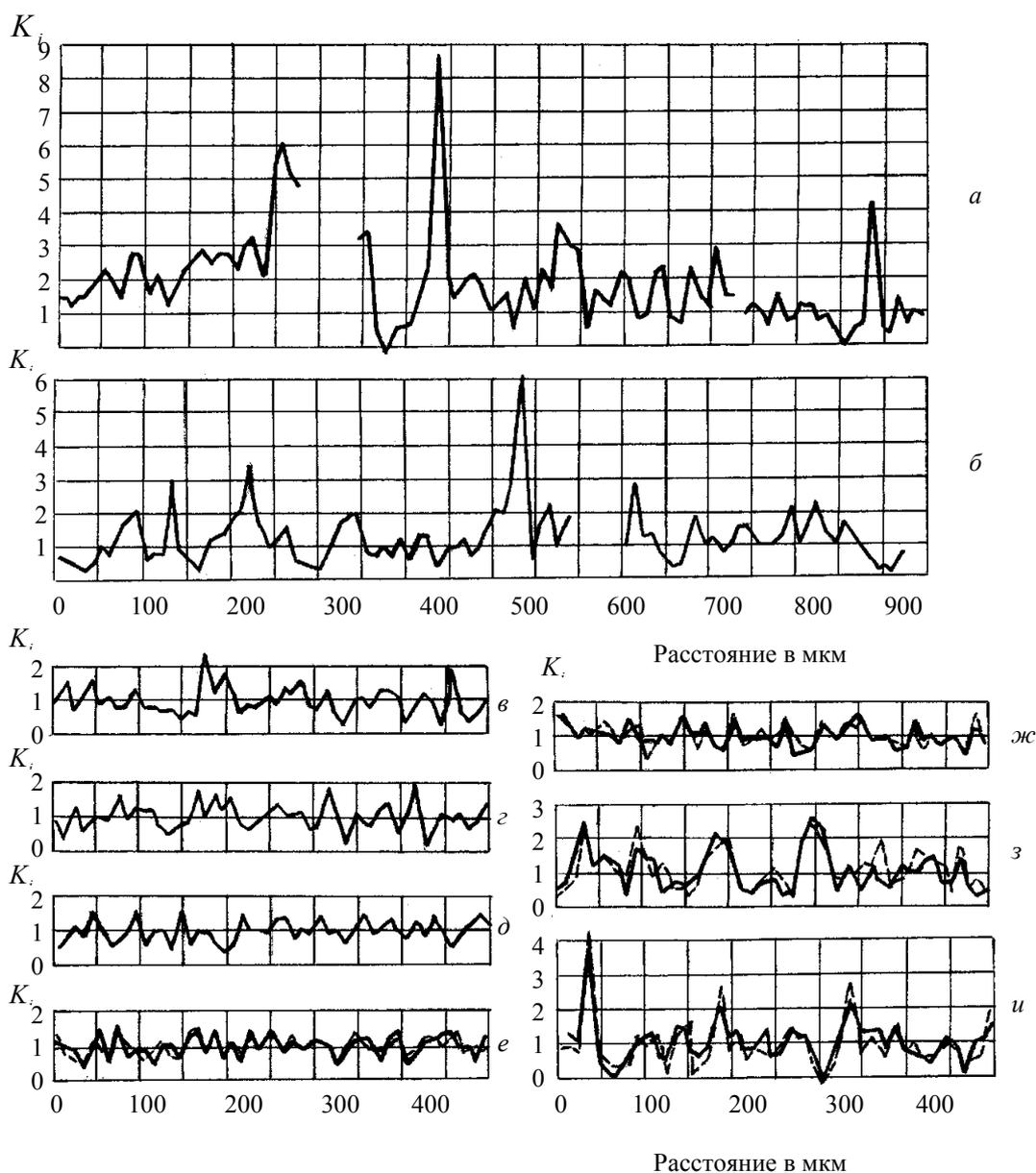


Рис. 1. Развитие локальной неоднородности деформации в стали 45 после закалки и последующего нагревания до различных температур (выдержка 1 ч): *а* – без отпуска; *б* – отпуск 200 °С; *в* – 300 °С; *г* – 400 °С; *д* – 500 °С; *е* – 600 °С; *ж* – 700 °С; *з* – после отжига 800 °С; *и* – 900 °С

Для стали после отпуска при 200 °С (структура отпущенного мартенсита) деформация на отдельных микроучастках превышала среднюю в четыре-шесть раз (рис. 1, б), а после отпуска при 300 °С – в два-три раза (рис. 1, в). Наиболее благоприятное взаимодействие микрообластей имеет место для структур типа сорбита в интервале температур 400–700 °С (рис. 1, з, д, е, ж). После отжига стали 45 при 800 и 900 °С (структура феррит+перлит) локализация деформации усиливается именно за счет более высокой деформации ферритных зерен (рис. 1, з, и) и возрастающей деформации перлитных зерен.

При различных состояниях стали изменяются размеры микрочастиц и особенности их распределения. Закалка без отпуска (рис. 2, а) не позволяет обнаружить выделения микрочастиц в структуре даже в случае больших увеличений.

Выделение микрочастиц заметно, начиная от

температуры отпуска 200 °С (рис. 2, б, в). С повышением температуры отпуска наблюдается рост микрочастиц (рис. 2, з, д). После отжига при 800 и 900 °С частицы цементита, сливаясь в пластинки (рис. 2, е), располагаются определенным образом в ферритной матрице, образуя перлитное зерно, что является хорошим примером армированного зерна. Пластическая деформация перлитного зерна затруднена и возможна только за счет деформации ферритных прослоек, расположенных между цементитными пластинками.

Приведенные результаты исследования микромеханизма деформации объясняют причины изменения механических свойств стали в зависимости от структуры и позволяют заключить, что наиболее выгодна такая структурная композиция, когда при наибольших прочностных свойствах микрообъемов обеспечиваются наилучшие условия их совместной деформации.

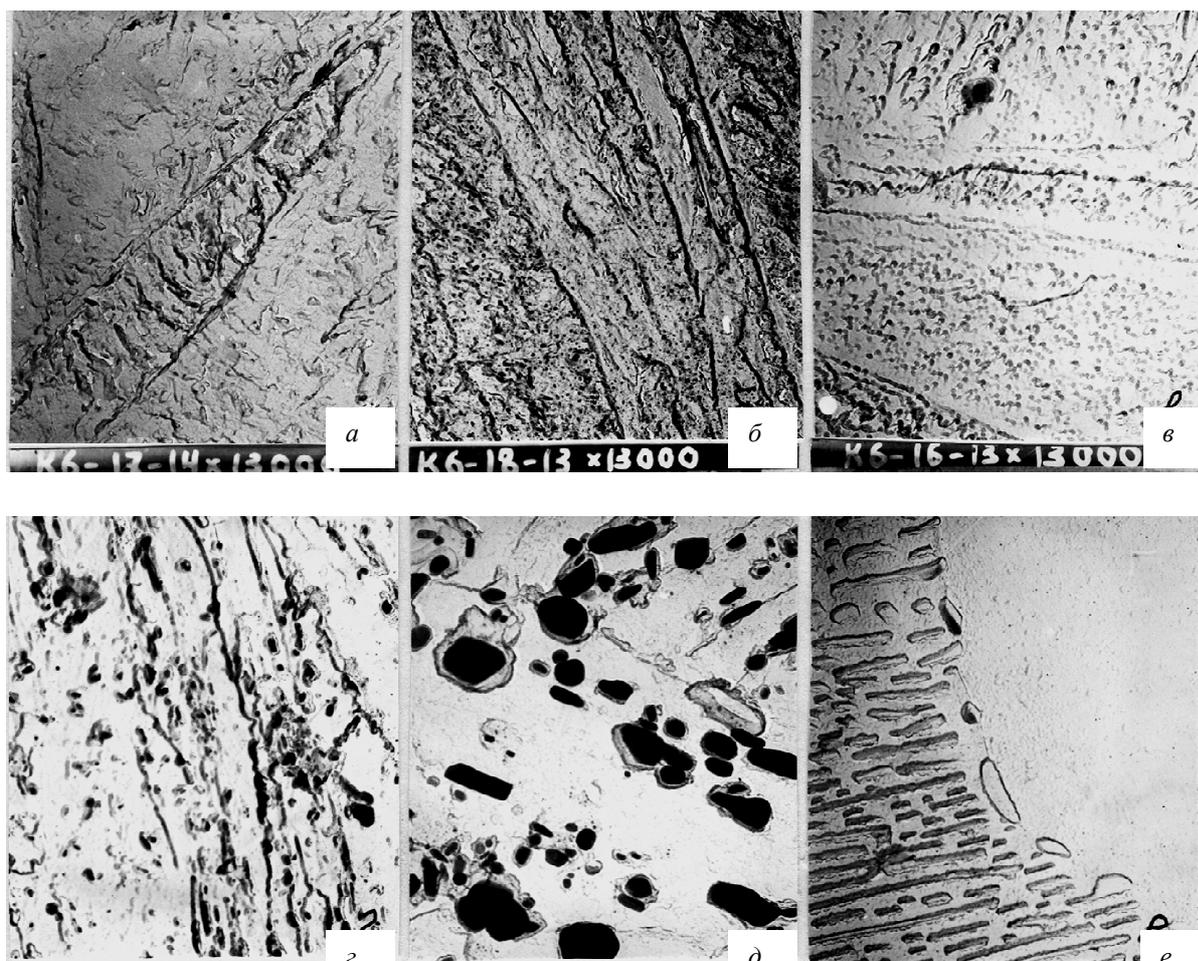


Рис. 2. Электронномикроскопические фотографии микроструктуры стали 45 после закалки и различных температур отпуска: а – без отпуска; б – отпуск 200 °С; в – 300 °С; з – 500 °С; д – отпуск 700 °С; е – отжиг при 900 °С

Особенности протекания микронеоднородной деформации в зависимости от структуры металла изучены для образцов, изготовленных из технического железа и углеродистых сталей с различным содержанием углерода: стали 10, 20, 45, У7 и У8. Образцы подвергались испытанию на растяжение в состоянии после отжига, размер зерна составил 80–100 мкм.

Критерии локальности определяли по структурным составляющим – по ферриту и перлиту. Разрушение сплава наступает по достижению одной из структурных составляющих предельного значения пластической деформации. Для технического железа и стали 10 разрушение контролируется достижением предельной пластичности феррита, а у сталей 45, У7, У8 – достижением предельной пластичности перлита. Сталь 20 занимает промежуточное положение и к моменту разрушения образца величины пластической локальной деформации феррита и перлита достигают предельных значений. Это указывает на то, что с увеличением содержания углерода в стали пластичность снижается за счет перехода от разрушения по ферритным зернам к разрушению по перлитным зернам [2].

Изменение критериев локальности при повышении содержания углерода в стали приводит к изменению механических свойств (рис. 3). С увеличением температуры отпуска уменьшаются временное сопротивление (предел прочно-

сти) σ_e , истинное сопротивление разрыву S_k и микротвердость H , которая служит косвенной характеристикой прочностных свойств микроразмеров (рис. 3, а). Некоторое увеличение истинного сопротивления разрыву S_k наблюдается при температуре отпуска 300 °С, так как относительное остаточное сужение ψ в этом случае достигает уже значительной величины по сравнению с тем, которое имеет место при температуре 200 °С. Отступление от плавного хода зависимости S_k наблюдается при 700 °С, при этой температуре отпуска относительное остаточное сужение ψ имеет максимальное значения.

Изменение коэффициента вариации v (рис. 3, в) определяющего степень неоднородности деформации, являющейся результатом сложного взаимодействия отдельных микроразмеров между собой, отвечает изменению характеристик пластических свойств относительного остаточного удлинения δ , относительного остаточного сужения ψ и ударной вязкости KCU (рис. 3, б). Уменьшение коэффициента вариации сопровождается повышением пластических свойств и ударной вязкости. При максимальных значениях коэффициента вариации и микротвердости имеет место минимальная величина относительной остаточной деформации и ударной вязкости, а значение предела прочности при этом является наибольшим.

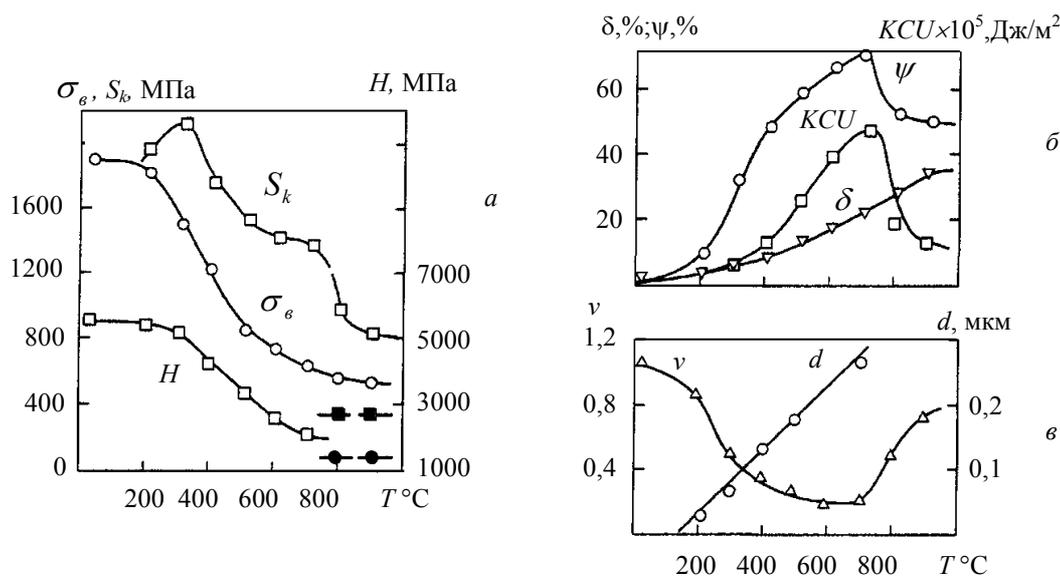


Рис. 3. Изменение механических свойств и коэффициента вариации стали 45 после закалки и различных температур отпуска (отжига):

а – изменение временного сопротивления σ_e , истинного сопротивления разрыву S_k , микротвердости H (● – микротвердость феррита, ■ – микротвердость перлита); б – изменение относительного остаточного удлинения δ , относительного остаточного сужения ψ и ударной вязкости KCU ; в – изменение коэффициента вариации v и среднего размера микрочастиц d

Применение термической обработки приводит к изменению механических свойств стали, и влияет на критическое напряжение (рис. 4). Критическое напряжение в сравнении с исходными значениями в состоянии поставки для стали 45 после различных термических обработок составило: закалка+отпуск 350 °С – увеличилось в 4 раза, закалка+отпуск 700 °С – увеличилось на 44 %, закалка+отжиг 900 °С – не изменилось. После проведения закалки с низким отпуском (350 °С) существенно повышается критическое напряжение, но образцы в таком состоянии практически не обладают пластическими свойствами. Относительное оста-

точное удлинение составляет $\delta \approx 7 \%$, а относительного остаточного сужения – $\psi < 20 \%$.

Изучение микромеханизма формирования прочностных и пластических свойств стали на основе изучения микронеоднородной деформации на малых базах измерения позволяет установить связь микрокартины деформации с механическими свойствами и критическим напряжением, обоснованно подходить к выбору материала (химический состав, марка стали, термическая обработка) с целью повышения критического напряжения $\sigma_{кр}$ при исследовании устойчивости сжатых стальных стержней.

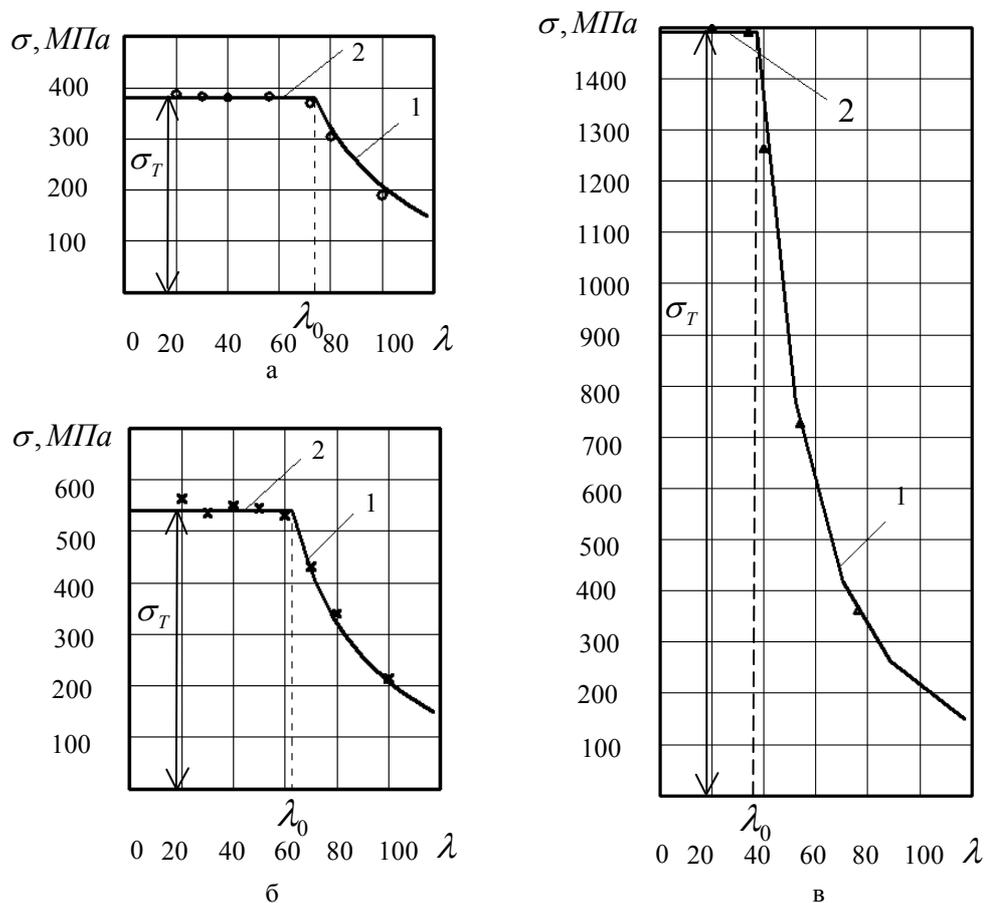


Рис. 4. Зависимости критических напряжений $\sigma_{кр}$ от гибкости λ для стали 45 в зависимости от термической обработки:

a – отжиг 900 °С; *б* – закалка+отпуск 700 °С; *в* – закалка+отпуск 350 °С; кривая 1 – $\sigma_{кр} = \frac{\pi^2 \cdot E}{\lambda^2}$; прямая 2 – $\sigma_{кр} = \sigma_T$;

○, ×, △ – экспериментальные точки

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кукса, Л. В. Механика структурно-неоднородных материалов на микро- и макроуровнях : науч. монография / Л. В. Кукса. – Волгоград : ВолгГАСА. – 2002. – 160 с.

2. Кукса, Л. В. Устойчивость упрочненных сжатых стержней в зависимости от их структуры и физико-механических свойств / Л. В. Кукса, В. И. Клименко ; М-во образования и науки Рос. Федерации, Волгогр. гос. архит.-строит. ун-т. – Волгоград : ВолгГАСУ, 2014. – 176 с.

УДК 621. 817

*А. В. Попов, Н. А. Грибенюк***АНАЛИЗ ДЕФОРМАЦИЙ ЗВЕНЬЕВ РЕГУЛИРУЕМОГО ПРИВОДА
НА ОСНОВЕ МОДЕРНИЗАЦИИ МЕХАНИЗМА БЕННЕТТА****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: apopov34@rambler.ru

В работе представлен анализ деформаций элементов механизма Беннетта. Разработана 3D-модель конструктивного решения привода. Определены участки с максимальными деформациями. Обосновано конструктивное усиление участков звеньев с целью уменьшения влияния на погрешность передаточной функции.

Ключевые слова: пространственный четырехзвенник, механизм Беннетта.

*A. V. Popov, N. A. Gribenuk***ANALYSIS OF STRAIN VARIABLE DRIVE UNITS BASED
ON THE MODERNIZATION OF BENNETTS MECHANISM****Volgograd State Technical University**

Abstract: This paper presents an analysis of the deformation elements of Bennetts mechanism. Developed 3D model of constructive scheme of drive. The areas with the highest strains. Grounded structural units amplification sections to reduce the influence on the error of the transfer function.

Keywords: spatial quadriclink mechanism, Bennetts mechanism.

Приводы современных технологических машин требуют оперативного и точного регулирования передаточной функции в зависимости от изменения скоростных и силовых параметров процесса обработки материала или среды. Это приводит к усложнению конструкции трансмиссий, управляющих и следящих устройств и систем. Для маломощных приводов это неприемлемо, так как резко повышается их стоимость.

Наиболее распространенные законы преобразования движения, в настоящее время, реализуются плоскими шарнирными механизмами. Пространственные шарнирные механизмы обладают более сложными передаточными функциями и имеют значительные динамические нагрузки на элементы.

Разработанный авторами вариант модернизации псевдосферического механизма, являющийся конструктивным исполнением пространственного четырехзвенника по схеме Беннетта, имеет изменяемую передаточную функцию, обладает простотой конструкции, низкой динамической нагруженностью элементов и способен воспроизводить распространенные законы движения, при этом предоставляя возможность переходить от одного к другому без остановки приводного двигателя [1].

Проведенные исследования математической модели подобного привода [2] показали, что на характер преобразования движения в значи-

тельной степени влияют геометрические параметры звеньев механизма [3]. Следовательно, влияние деформаций звеньев разработанного привода на изменение закона преобразования движения может оказаться существенным для данной конструкции. Определение перемещений элементов схемы при соблюдении условий прочности в пределах упругих деформаций является задачей данного исследования.

Расчетная схема модернизированного механизма представлена на рис. 1. Согласно формуле Сомова-Малышева, подвижность такого пространственного четырехзвенного механизма с одними лишь вращательными парами будет равна -2. Однако, английский математик Беннетт показал, что при определенном согласовании размеров звеньев цепи конструкция имеет единичную подвижность и превращается в механизм [4, 5].

В разработанном конструктивном решении проблема подвижности пространственного четырехзвенника решается путем замены большего по длине звена полым цилиндром или кольцом, которое будет служить шарнирной опорой для входного и выходного звеньев механизма с возможностью изменения межосевого угла. Шарниры звеньев рассматриваемого механизма развернуты друг относительно друга на углы $\alpha=30^\circ$ и $\beta=60^\circ$. В расчетах приняты следующие геометрические параметры: длина

наименьшего звена $l_1 = 58$ мм, длина наибольшего звена $l_2 = 100$ мм, внутренний диаметр цилиндра $d = 170$ мм, внешний диаметр цилиндра

$D = 190$ мм. Приводной двигатель вращает входной вал с постоянной угловой скоростью 100 с^{-1} и вращающим моментом $M = 200 \text{ Н}\cdot\text{м}$.

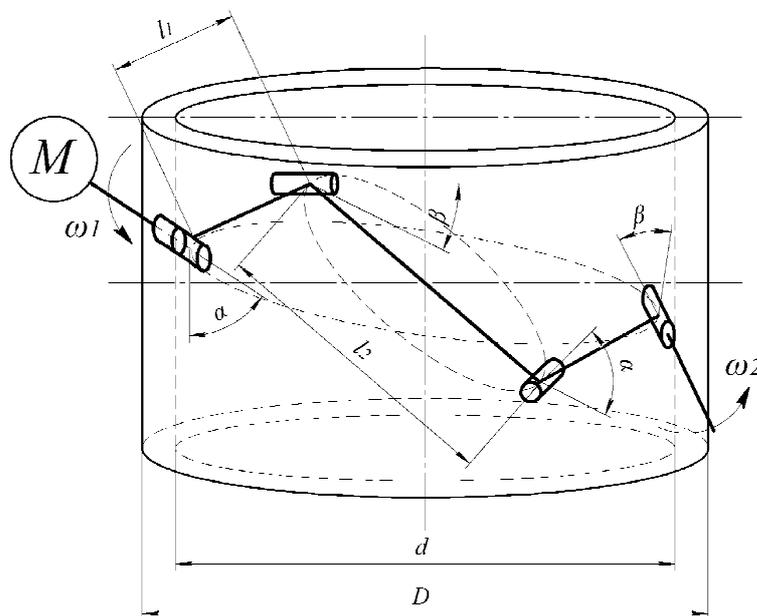


Рис. 1. Расчетная схема модернизированного механизма Беннетта

Согласно схемно-конструктивному решению и расчетной схеме, была создана 3D-модель механизма в программной среде Solid-Works. С целью упрощения расчетов, исследования деформаций проводились только в статических положениях механизма, когда среднее звено, как наиболее нагруженный элемент, имело максимальные значения внутренних напряжений. Такие положения были определены ранее [1, 3]. Также, с целью упрощения, неподвижные звенья заменены на реакции связи с сохранением геометрического расположения в пространстве.

При исследовании твердотельной модели, ее поверхность звеньев была разбита на прямоугольные элементы размером 4 мм с допуском отклонения от номинального размера 0,2 мм. Всего механизм был условно разделен на 7205 узлов.

В качестве допустимого напряжения использовался предел текучести материала звеньев. При компьютерном моделировании материал для изготовления звеньев привода принимали конструкционную углеродистую Сталь 40Х с пределом текучести $\sigma_T = 700$ МПа. Максимальное значение напряжения по критерию фон Мизеса $\sigma_{\text{vonMises}} = 495,139$ МПа наблюдалось в центре среднего звена. Данные значения напряжений не приводят к пластическим де-

формациям либо к разрыву звеньев, что является доказательством работоспособности механизма и его достаточной прочности [3].

В качестве дополнительных условий было задано, что контактируемые между собой поверхности осей шарниров и соединяемых ими звеньев, а также характер их соединения установлен как подвижный, но без возможности относительного поворота.

В результате нелинейного динамического анализа были получены данные о величине перемещения звеньев механизма (рис. 2).

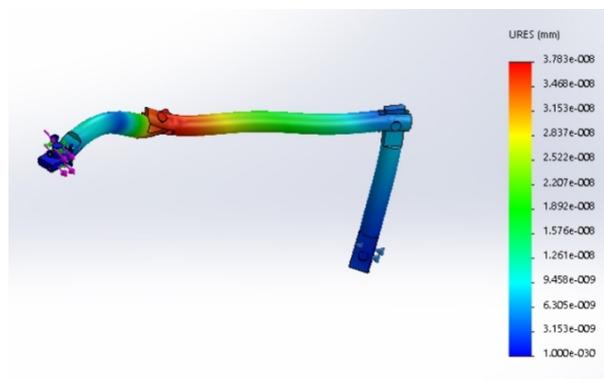


Рис. 2. Деформации звеньев механизма

Из рисунка видно, что наибольшие по величине перемещения в результате деформации звеньев механизма происходят в месте соеди-

нения наименьшего звена с наибольшим, а ближе к выходному их величина снижается, что говорит о стабилизации мгновенного передаточного отношения на ведомом звене.

Анализ скорости деформации (рис. 3) показал, что максимальная скорость перемещения достигается на участке перехода от наименьшего к наибольшему звену. Максимальное ускорение (рис. 4) получает в своем начале наименьшее звено.

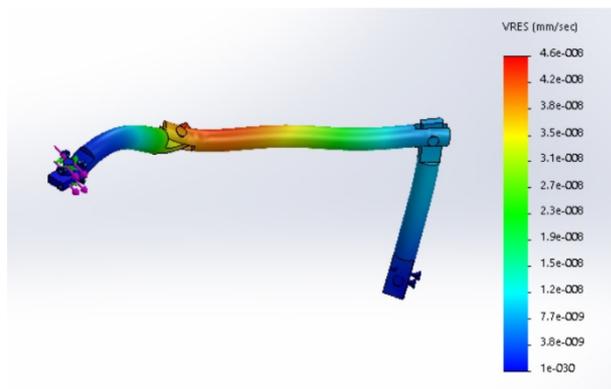


Рис. 3. Скорости деформации звеньев

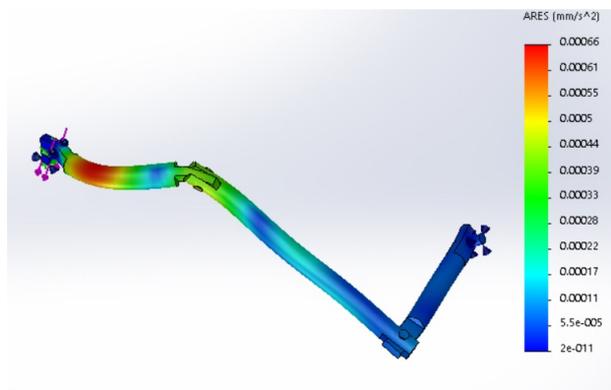


Рис. 4. Ускорения деформаций звеньев

Критерий максимального напряжения по фон Мизесу с учетом деформации звеньев механизма остается в пределах допустимых значений. При этом максимальные значения в та-

ком состоянии сосредоточены в середине наибольшего звена.

Избежать критических значений деформаций звеньев или уменьшить их влияние на погрешность передаточной функции механизма в целом возможно повышением жесткости указанных участков звеньев. Эту задачу можно решить путем утолщения стенок звеньев, либо введением в конструкцию звеньев таких элементов как ребра жесткости в плоскостях с максимальными значениями перемещений.

Таким образом, в результате анализа деформаций звеньев модернизированного механизма на основе схемы Беннетта, с использованием твердотельного моделирования в программной среде SolidWorks Simulation, определены участки звеньев механизма, подверженные максимальным деформациям и выработаны рекомендации к снижению их влияния на результирующую передаточную функцию привода с таким механизмом.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Попов, А. В. Усовершенствование и исследование динамики преобразующего механизма на основе схемы Беннетта / А. В. Попов, Н. А. Борисенко // Техника и технология. – 2014. – № 3. – С. 10–12.
2. Свид. о гос. регистрации программы для ЭВМ № 2014612790 от 6 марта 2014 г. РФ. Имитация динамики преобразующего механизма на основе модели Беннетта / Попов А. В., Борисенко Н. А.; ВолгГТУ. – 2014.
3. Попов, А. В. Динамические и прочностные характеристики привода на основе модернизации механизма Беннетта / А. В. Попов, Н. А. Грибенюк // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 2 (181) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2016. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 51–53.
4. Дворников, Л. Т. Нетрадиционные рассуждения о существовании механизма Беннетта [Электронный ресурс] / Л. Т. Дворников // Теория механизмов и машин. – 2009. № 1. – Электрон. журн. – URL: http://tmm.spbstu.ru/13/dvornikov_13.pdf
5. Мингазов, М. Р. История развития применения механизма Беннетта / М. Р. Мингазов, М. Г. Яруллин // Управляемые вибрационные технологии и машины: сб. науч. ст.: в 2 ч. Ч. 1 / редкол.: С. Ф. Яцун (отв. ред.) [и др.]; Юго-Зап. гос. ун-т. – Курск, 2012. – С. 26–30.

УДК 004.94, 531.396

*А. Н. Савкин, А. С. Горобцов, В. В. Гетманский,
А. В. Андроник, А. А. Седов, К. А. Бадиков*

**РАСЧЕТ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ
КОНСТРУКТИВНОГО ЭЛЕМЕНТА АВТОМОБИЛЯ
МЕТОДОМ КОНЕЧНЫХ И ДИСКРЕТНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ**

Волгоградский государственный технический университет
e-mail: tfpic@vstu.ru

Проведено исследование динамического напряженно-деформированного состояния (НДС) детали в составе подвески грузового автомобиля. Рассмотрена проблема неоднозначности задания граничных условий при анализе НДС с помощью метода конечных элементов (МКЭ). Описаны основы метода дискретных элементов (МДЭ), позволяющего использовать реакции из динамического расчета движения модели системы тел вместо граничных условий, а также проведено сравнение результатов расчета напряжений, полученных с помощью МКЭ и МДЭ.

Ключевые слова: напряженно-деформированное состояние, метод конечных элементов, метод дискретных элементов, динамика систем тел, численные методы, квазистатический анализ.

A. N. Savkin, A. S. Gorobtsov, V. V. Getmanskiy, A. V. Andronik, A. A. Sedov, K. A. Badikov

**COMPARATIVE ANALYSIS OF SIMULATION RESULTS
OF STRESS STRAIN STATE FOR TRUCK SUSPENSION ARM
USING FINITE ELEMENT AND DISCRETE ELEMENT METHODS**

Volgograd State Technical University, Volgograd

Dynamical stress strain state is analyzed for vehicle suspension part. Unambiguity problem for boundary conditions assignment at stress strain state analysis using finite element method is revealed. Basics of discrete element method are described. This method allows to use reactions from vehicle dynamics analysis instead of boundary conditions; comparison of stress analysis plots is shown using both considered numerical methods.

Keywords: stress strain state, finite element method, discrete element method, multibody dynamics, numerical method, quasistatic analysis.

На сегодняшний день полноценное конкурентоспособное производство автомобилей уже немислимо без применения САД и САЕ-систем. Расчет НДС ответственных частей конструкций является неотъемлемым этапом проектирования, и обычно при его осуществлении полагаются на МКЭ. В настоящей работе для конечно-элементного расчета был выбран программный продукт SolidWorks [1], широко распространенный как в зарубежной, так и в отечественной машиностроительной практике. В качестве объекта исследования рассмотрен нижний рычаг подвески отечественного четырехосного грузового автомобиля большой грузоподъемности, т.к. в процессе эксплуатации он подвергается значительным нагрузкам. К сожалению, МКЭ обладает недостатком неоднозначности выбора граничных условий, который иногда значительно усложняет понимание поведения конструкции при решении как статической, так и динамической задачи прочности транспортных средств [2]. Другой численный метод, МДЭ, хотя имеет большую вычисли-

тельную сложность и слабо представлен в продуктах рынка САПР, по своей сущности более подходит для решения подобных проблем. Поэтому возникает интерес провести сравнительный анализ результатов решения динамической задачи по МКЭ и МДЭ на примере рычага подвески автомобиля.

Постановка задачи и возможные пути ее решения. В элементах транспортных средств часто имеет место многоосное НДС. Однако экспериментальные данные, лежащие в основе расчета усталостной долговечности, обычно получают при одноосном симметричном нагружении. Поэтому для учета внешнего воздействия применяется следующий алгоритм: 1) осуществить переход от многоосного к одноосному напряженному состоянию по избранной гипотезе прочности; 2) схематизировать историю нагружения, сводящую случайное нагружение к блочному регулярному, например, по методу падающего дождя; 3) учесть влияние среднего напряжения на основании кривой предельных амплитуд [3].

Исследуемый рычаг подвески (рис. 1, *a*) состоит из двух плечей и соединительного пальца. Темным цветом выделены области возможного приложения сил и граничных условий. Направления действия сил и ограничения степеней свободы соответствуют координатным осям X, Y, Z. Рычаг крепится к раме автомобиля одной парой проушин (области А и В), к промежуточной стойке – другой парой проушин (области Г и Д), а амортизатор подвески опирается на соединительный палец рычага (область Б).

В настоящей статье описаны результаты 4 конечно-элементных расчетов при различных граничных условиях. Для конечно-элементных расчетов в среде SolidWorks сформирована трехмерная модель рычага, а на основании модели динамики грузового автомобиля (рис. 2, *б*), созданной в среде программного комплекса ФРУНД [4], выбраны места и направления приложения сил и граничных условий. Силы во всех четырех исследованиях условно принимались равными 1 кН. По объему модели рычага была разбита конечно-элементная сетка из 103014 тетраэдральных элементов с гранями, аппроксимироваемыми параболическими функциями, имеющая в общей сложности 157404 узлов, причем длина стороны элемента равна 4 ± 0.4 мм.

В таблице приведены условия расчетов, отличающихся комбинацией закреплений и при-

ложенных сил. Так, в варианте расчета А применены следующие граничные условия: 1) во внутренней цилиндрической поверхности левой верхней проушины ограничено перемещение во всех трех направлениях; 2) в правой верхней проушине перемещение ограничено в направлении осей Y и Z; 3) для опорной поверхности амортизатора на соединительном пальце рычага перемещение ограничено по оси Y. Кроме того, приложены следующие силы: 1) к левой нижней проушине приложено три силы в направлении всех трех координатных осей X, Y, Z; 2) к правой нижней проушине приложены две силы вдоль осей Y и Z; 3) к соединительному пальцу приложены силы по направлениям X и Z.

SolidWorks позволяет оценивать прочность по четырем гипотезам прочности: 1) критерий максимальных эквивалентных напряжений Мизеса (теория потенциальной энергии формоизменения); 2) критерий максимальных касательных напряжений Треска; 3) критерий Мора-Кулона (критерий внутреннего трения); 4) критерий максимальных нормальных напряжений. Для пластичных материалов рекомендуется критерий эквивалентных напряжений Мизеса [1]:

$$\sigma_{\text{экв}} = \sqrt{\frac{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}{2}}, \quad (1)$$

где $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ – главные напряжения.

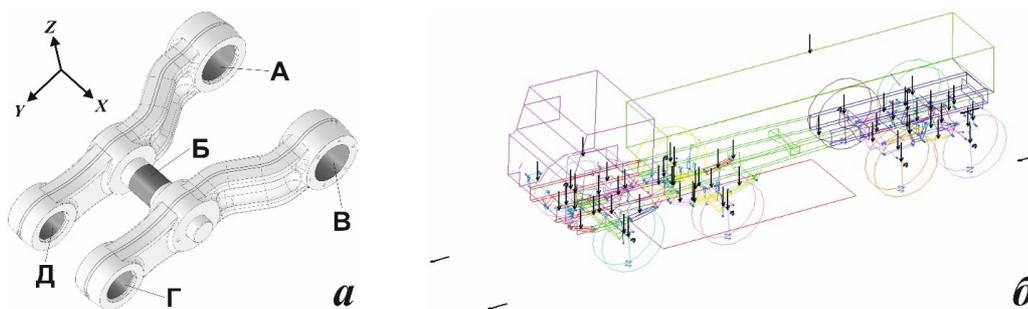


Рис. 1. Исследуемый рычаг подвески грузового автомобиля и области приложения граничных условий в расчете МКЭ (*a*); модель динамики грузового автомобиля в программном комплексе ФРУНД (*б*)

Комбинации закреплений и нагрузок рычага подвески в различных вариантах расчета по МКЭ в SolidWorks

Вариант расчета	Расположение и направление закреплений					Расположение и направление нагрузок				
	А	Б	В	Г	Д	А	Б	В	Г	Д
А	X, Y, Z	Y	Y, Z	–	–	–	X, Z	–	Y, Z	X, Y, Z
В	X, Y, Z	X	Y, Z	–	–	–	Y, Z	–	Y, Z	X, Y, Z
С	–	Y	–	Y, Z	X, Y, Z	X, Y, Z	X, Z	Y, Z	–	–
Д	Y, Z	Y	X, Y, Z	–	–	–	X, Z	–	Y, Z	X, Y, Z

В SolidWorks доступны два алгоритма решения системы линейных уравнений: 1) прямой метод для разреженных матриц (Direct

sparse); 2) итерационный компактный метод (FFEPPlus). В настоящей работе использовался итерационный решатель [1].

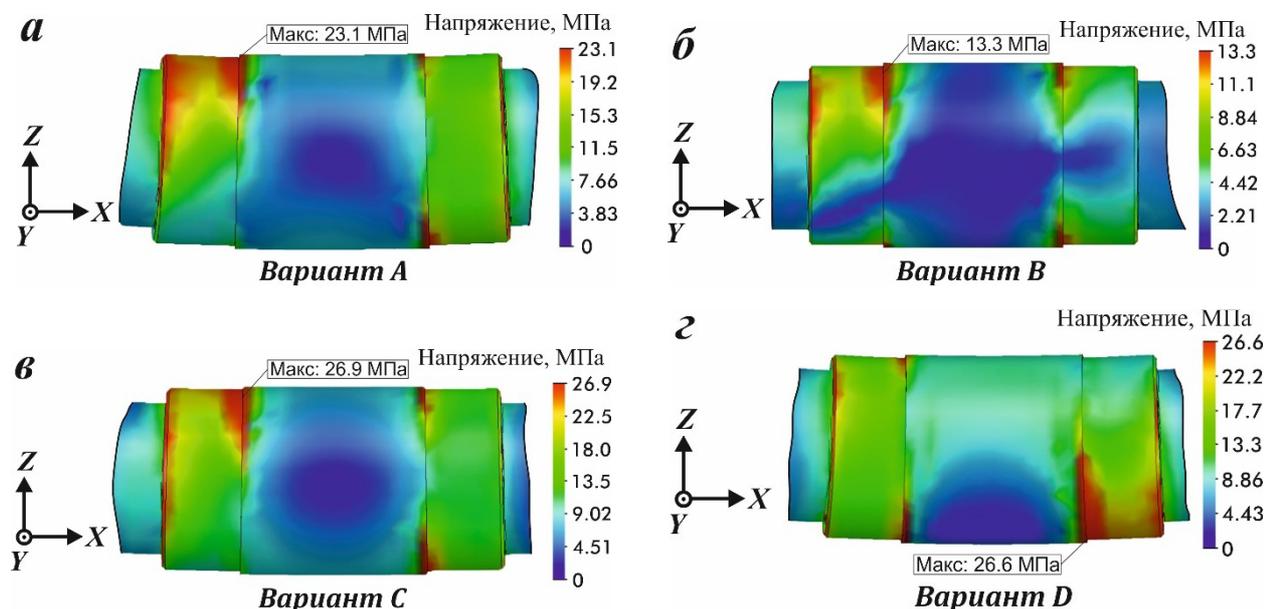


Рис. 2. Эпюры напряжений в зависимости от условий закрепления и нагружения конструкции в статическом конечно-элементном расчете

В результате расчета во всех четырех вариантах максимум напряжений пришелся на соединительный палец (рис. 2). Очевидна зависимость величины максимального напряжения от выбора граничных условий. Заметим, что величина максимального напряжения в варианте В примерно в два раза меньше, чем в прочих вариантах расчета, а в варианте D сменилось расположение максимального напряжения. В результате статического анализа МКЭ можно сделать выводы: 1) В зависимости от расположения закреплений и нагрузок величина максимального напряжения широко варьируется: от 13,3 до 26,9 МПа. Наименьшее значение максимального напряжения получено в варианте В, а наибольшее – в варианте D; 2) область наибольших напряжений находится в центральной части соединительного пальца. Сравнительный анализ выявил зависимость результатов статических расчетов от условий закрепления, что говорит о важности выбора граничных условий в конечно-элементном расчете НДС.

Квазистатический анализ НДС с помощью МКЭ. Одним из методов оценки динамического НДС с применением МКЭ является квазистатический метод. Тяжелые САПР, например Ansys или Abaqus позволяют выполнять динамический анализ конструкций, однако САПР среднего класса, наиболее распростра-

ненные среди конструкторов, например SolidWorks или Inventor, хотя и обладают такой возможностью, все же результаты расчета последних не всегда удовлетворительны. В таком случае и используют квазистатический метод, позволяющий быстро и достаточно точно моделировать динамические процессы. Квазистатическая постановка требует задания последовательности нагружения для расчета поведения конструкций в отдельные моменты времени аналогично статической задаче. Эта последовательность нагружения может быть получена различными способами; в настоящей работе использовались временные реализации, полученные при расчете модели системы тел грузового автомобиля со связями во всех узлах закрепления детали в конструкции в программном комплексе ФРУНД [4].

Рассматривалось движение автомобиля по случайному макропрофилю дороги. В модели транспортного средства рычаг закреплен 3 шарнирами, ограничивающими три поступательных перемещения, и 2 шарнирами, ограничивающими 2 поступательных перемещения, которые в совокупности составляют 13 реакций связи.

Квазистатический расчет МКЭ состоит из этапов: 1) Ограничение 6 степеней свободы конструкции с целью обеспечения статической определенности. При ограничении 6 степеней сво-

боды из 13 нагрузок остаются 9 действующих ($f_1(t) \dots f_9(t)$). Остальные соответствуют шести вычисляемым реакциям в узлах с ограниченными степенями свободы; 2) Статический расчет напряжений при усредненных нагрузках, полученных в результате расчета модели системы тел. Определение местоположения точки P максимального напряжения. В каждый момент времени сумма временных реализаций сил, воздействующих на рычаг, равна нулю, поэтому усредненные значения соответствуют уравновешенной системе сил, описывающей среднее нагружение рычага во время движения; 3) Статические расчеты напряжений в точке P при единичной силе, действующей в направлении незапрещенных степеней свободы в области приложения нагрузок. В результате вычисляются 9 значений напряжений от единичных сил ($\sigma_1^1 \dots \sigma_9^1$); 4) Учитывая линейность расчета МКЭ, динамическое напряжение в точке P вычисляется перемножением напряжений, полученных в результате статических расчетов, на временные реализации нагрузок:

$$\sigma(t) = \sum_{i=1}^9 \sigma_i^1 f_i(t). \quad (2)$$

Анализ 4 различных закреплений показал существенные различия в результатах (рис. 4, а). Максимальное напряжение отличается в 8 раз, а среднеквадратичное отклонение – в 2.4 раза. Результаты подтвердили актуальность проблемы неоднозначности выбора граничных условий при динамическом анализе конструкций с помощью МКЭ.

Основы МДЭ для расчета динамического НДС. В целях моделирования деформируемое твердое тело можно представить совокупностью упруго связанных дискретных элементов, обладающих геометрическими и массовыми характеристиками и шестью степенями свободы для возможного перемещения. Простейшие дискретные элементы являются кубическими ячейками в узлах регулярной ортогональной сетки. Грани этих элементов связаны между собой шестимерными нелинейными связями, представляющими пространственный закон Гука. Описанная модель является системой тел со связями, определяемой уравнением динамики Лагранжа первого рода. В настоящей работе используется расширенная постановка Лагранжа в физических координатах [5]. Пусть \mathbf{y} – вектор координат дискретных элементов. При

замене жестких связей на податливые, компоненты вектора λ можно приближенно представить в форме $\lambda_i = w_i(d_i(y))$, $i = \overline{1, K}$, где K – число связей на границах. Уравнения связей $d_i(y)$ учитывают геометрическую нелинейность задачи, а функции w_i – физическую. Тогда уравнение динамики примет вид:

$$M\ddot{\mathbf{y}} + D_y^T w(D) = \mathbf{g}, \quad (3)$$

где $w(D) = \{w_1, \dots, w_k\}^T$.

Для описания сил на границах выбрано выражение, зависящее от погрешностей уравнений связей. В общем случае при учете всех степеней свободы в связях функции d_i и w_i можно сгруппировать по связям и рассмотреть для каждой связи вектор-функцию $w_k(d_k)$, где w_k – шестимерный вектор сил и моментов, действующих на k -й границе, а $\mathbf{d}_k = (\mathbf{d}_k^l, \mathbf{d}_k^a)$ – шестимерный вектор погрешностей связей на k -й границе, состоящий из двух трехмерных подвекторов \mathbf{d}_k^l и \mathbf{d}_k^a , определяющих линейные и угловые степени свободы соответственно. Для расчета линейных степеней свободы определяется изменение расстояния $\mathbf{b}(t)$ между точками связи, а для угловых вычисляется изменение относительного угла поворота $\varphi(t)$ связанных дискретных элементов в проекциях на декартову систему координат (рис. 3) [5].

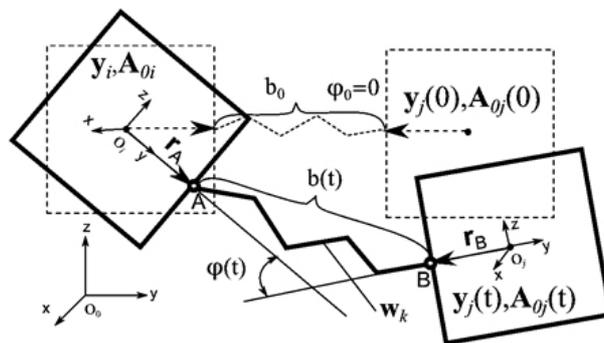


Рис. 3. Связь элементов в методе дискретных элементов

Для k -й связи, соединяющей i и j элементы, \mathbf{d}_k определяется выражениями:

$$\begin{cases} \mathbf{d}_k^l = (\mathbf{y}_i^l + \mathbf{A}_{0i} \mathbf{r}_B^{(i)}) - (\mathbf{y}_j^l + \mathbf{A}_{0j} \mathbf{r}_A^{(j)}) - \mathbf{b}_0, \\ \mathbf{d}_k^a = \Theta(\mathbf{A}_{0i} \mathbf{r}_A^{(i)}, -\mathbf{A}_{0j} \mathbf{r}_B^{(j)}) - \varphi_0, \end{cases} \quad (4)$$

где \mathbf{b}_0 – начальное расстояние между точками A и B , \mathbf{y}_i^l – подвектор координат поступа-

тельного движения дискретного элемента с индексом i , Θ – оператор вычисления углов между проекциями векторов на координатные плоскости yz, xz, xy , φ_0 – начальные углы. Для используемых дискретных элементов $\varphi_0 = 0, b_0 = 0$.

Компоненты симметричного тензора деформаций определяются как шестимерный вектор $\xi = (\xi^n, \xi^s)$ из трехмерных подвекторов нормальных и сдвиговых деформаций:

$$\begin{cases} \xi^n = d_k^l / h, \\ \xi^s = \tan d_k^a, \end{cases} \quad (5)$$

где h – шаг сетки, равный длине стороны кубического дискретного элемента. По шести компонентам тензора деформаций вычисляются компоненты тензора напряжений σ с использованием параметров Ламе [6]. Значения приведенных напряжений на основании известных компонентов тензора могут быть определены по гипотезе прочности Мизеса. Функции сил реакций в связях w можно представить как сумму упругих и демпфирующих сил: $w = w^f + w^d$. Эти составляющие силы определяются из выражений:

$$\begin{cases} w^f = \sigma(\xi)s, \\ w^d = CL(y), \end{cases} \quad (6)$$

где σ – тензор напряжений, s – площадь (для кубических элементов $s = h^2$), L – функция определения разницы скоростей, C – диагональная матрица коэффициентов демпфирования.

Таким образом, деформации вычисляются при решении уравнения динамики системы тел без жестких связей. Движение дискретных элементов рассматривается в неинерциальной системе отсчета опорного тела, поэтому уравнение (1) дополняется силами инерции, зависящих от ускорения a , силами стабилизации S , связывающими положения дискретных элементов с положением опорного тела и реакциями от внешних связей f , вызывающими деформации упругого тела:

$$\begin{cases} M\ddot{y} = \tilde{g}(\dot{y}, y, t) + f(t) - Ma(t) + s(\dot{y}, y), \\ \tilde{g} = g - D_y^T w(D). \end{cases} \quad (7)$$

При численном решении уравнения (7) на каждом временном шаге вычисляются смещения дискретных элементов, по которым определяются деформации и напряжения. Значения динамических нагрузок f находят из уравнения динамики системы тел основной модели. Если конструкция состоит из нескольких деталей или сочетает несколько наборов параметров, то рекомендуется распараллеливание вычислений [4, 7].

Динамический анализ конструкции с помощью МДЭ. По всему объему конструкции была разбита сетка из 150531 граничных элементов. Сходимость решения достигнута при временном шаге численного интегрирования 10^{-5} .

Методика расчета динамических напряжений по МДЭ состоит из этапов: 1) Расчет динамики транспортного средства при движении с малой скоростью, приближенном к статическому нагружению, для определения установившихся значений нагрузок, действующих на рычаг. Расчет проводится совместно с решением уравнения динамики дискретных элементов модели рычага (7) при нулевых начальных условиях; 2) Расчет динамики транспортного средства и динамических напряжений рычага при движении по избранному макропрофилю дороги. В качестве начальных условий для решения уравнения (7) используются значения $u(t)$, полученные на этапе 1 [4].

Каждый этап представляет собой итерационную процедуру, состоящую из повторяемой последовательности шагов, рассмотренной в работе [7]: 1) Расчет временной итерации системы уравнений динамики транспортного средства (3); 2) Расчет временной итерации решения системы уравнений (7) МДЭ; 3) Определение компонент тензора деформаций согласно выражению (5); 4) Определение компонент тензора напряжений приведенных напряжений для всех дискретных элементов по гипотезе прочности Мизеса.

Результаты расчета по МДЭ качественно соответствуют эпюре напряжений при одном из вариантов закрепления в расчете МКЭ (рис. 4, б).

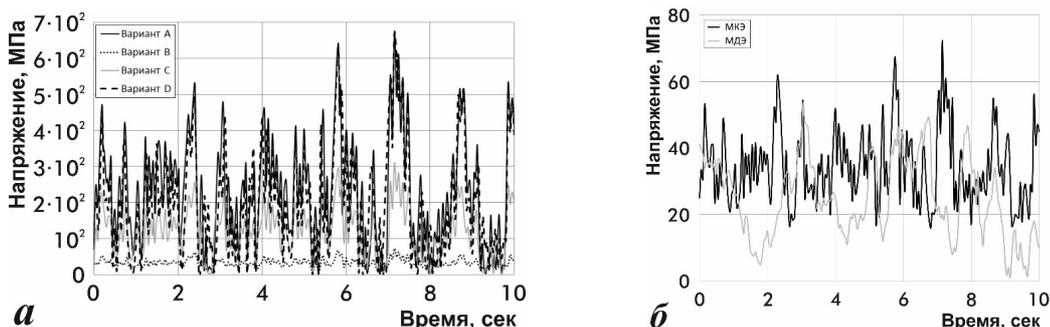


Рис. 4. Сравнение динамических напряжений в точке максимальных напряжений Р, полученных с помощью МКЭ при различных вариантах закрепления конструкции (а); сравнение динамических напряжений в точке максимальных напряжений Р в результате квазистатического расчета МКЭ и динамического расчета МДЭ (б)

Кроме того, средние значения напряжений по МДЭ и МКЭ оказались сопоставимы. Эпюра напряжений МДЭ в некоторый момент времени установившегося режима движения транспортного

средства соответствует результату статического расчета МКЭ (рис. 5). Однако, рекомендуется провести экспериментальную верификацию полученных результатов численного расчета.

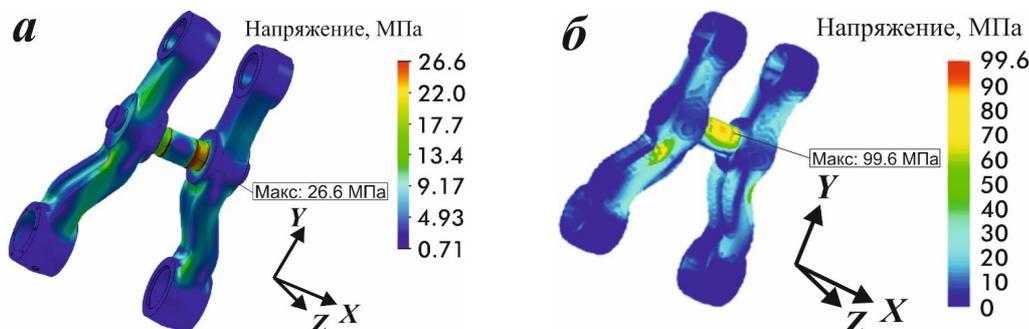


Рис. 5. Соответствие эпюр напряжений рычага подвески в момент выхода на установившийся режим движения транспортного средства по МКЭ (а) и МДЭ (б)

Заключение

1. Выбор граничных условий для ограничения степеней свободы тела в МКЭ существенно влияет на результаты расчета НДС. Значительное отличие величин напряжений при различных вариантах закрепления свидетельствует о трудности этого выбора и необходимости экспериментальной верификации численных расчетов.

2. МДЭ позволяет решить задачу определения динамического НДС при свободных граничных условиях, т. е. в отсутствие закреплений, что соответствует действительному поведению конструкции, так как характер закрепления постоянно меняется при движении.

3. Сравнительный анализ свидетельствует о возможном соответствии некоторых эпюр напряжений, полученных с помощью МКЭ и МДЭ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Алямовский, А. А. Solidworks. Компьютерное моделирование в инженерной практике / А. А. Алямовский, А. А. Собачкин, Е. В. Одинцов, А. И. Харитонович, Н. Б. Пономарев. – СПб. : БХВ-Петербург, 2008. – 1040 с.

2. Савкин, А. Н. Моделирование и расчет статического нагружения силовых элементов транспортного средства / А. Н. Савкин, А. В. Андроник, А. А. Седов // Тяжелое машиностроение. – 2014. – № 6. – С. 31–34.

3. Савкин, А. Н. Оценка прочности и усталостной долговечности конструктивных элементов автомобиля / А. Н. Савкин, А. С. Горобцов, А. В. Андроник // САПР и графика. – 2012. – № 8. – С. 93–96

4. Компьютерные методы построения и исследования математических моделей динамики конструкций автомобилей / А. С. Горобцов, С. К. Карцов, А. Е. Плетнев, Ю. А. Поляков. – М. : Машиностроение, 2011. – 462 с.

5. Савкин, А. Н. О применении подходов непрерывной повреждаемости и распространения трещины в оценке усталостной долговечности конструктивных элементов транспортных средств / А. Н. Савкин, А. В. Андроник, М. А. Суханов // Наука и техника транспорта. – 2015. – № 1. – С. 86–94.

6. Bayo, E. A. modified Lagrangian formulation for the dynamic analysis of constrained mechanical systems / E. Bayo, J. Garcia de Jalon, M. A. Serna // Comput. Methods Appl. Mech. Eng. – 1988. – Vol. 71(2). – С. 183–195.

7. Гетманский, В. В. Распараллеливание расчета напряженно-деформированного состояния тела в много-тельной модели методом декомпозиции расчетной области / В. В. Гетманский, А. С. Горобцов, Т. Д. Измайлов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 8 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – (Серия «Актуальные проблемы управления, вычислительной техники и информатики в технических системах» ; вып. 16. – С. 5–10.

УДК 539.376

В. В. Назаров

КИНЕМАТИЧЕСКИЕ СООТНОШЕНИЯ ОСЕСИММЕТРИЧНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПОРИСТОЙ ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ ТРУБЫ*

Институт механики МГУ имени М. В. Ломоносова

e-mail: inmec130@mail.ru

Предложены кинематические соотношения описания процесса изотермического осесимметричного деформирования цилиндрической трубы при допущениях, при которых пластическая область охватывает поперечное сечение целиком, зависимость давления от времени, граничные радиусы, а также их перемещения – заданные величины.

Ключевые слова: цилиндрическая труба; пластичность; несжимаемость; пористость.

V. V. Nazarov

KINEMATIC RELATIONS AXISYMMETRICAL PLASTIC DEFORMATION POROUS CYLINDRICAL TUBE

Institute of Mechanics Lomonosov Moscow State University

Kinematic relations is suggested describing the process of isothermal axisymmetric deformation of a cylindrical tube with the assumptions under which the plastic area covers the whole cross-section, the pressure depends from the time, boundary radii, as well as their movements – given values.

Keywords: cylindrical tube; plastic; incompressibility; porosity.

В сфере топливной энергетики при производстве электрической энергии применяется комплекс генератор – турбина. При решении задачи повышения КПД энергетической установки рассматривают различные технологии получения водяного пара с давлением p и температурой T [1]. С этой целью проводят исследования при использовании теплоты сгорания водород-кислородной смеси. При генерации электроэнергии сжигают водород с последующим получением высокотемпературного потока водяного пара и его использование в паровой турбине. В качестве корпуса реактора (камеры сгорания топлива) используют толстостенный цилиндр (сталь 20Х23Н18, $T = 1050$ °С). Для примера, параметры водяного пара на выходе из камеры сгорания парогенератора [2] с мощностью 10 МВт составляют $T = 400 - 900$ °С, $p = 5,8 - 7,2$ МПа. При таких условиях материал корпуса реактора переходит в идеально-пластическое состояние. При необратимом деформировании в металлическом материале возникают локальные пустоты с относительным объемом ω , которые приводят к расширению ω^s деформируемого твердого тела. Эти микропоры создают заметную концентрацию напряжений на границе пора – материал. При отсутствии химических реакций с участием водорода

разрушение начнется на внешнем граничном радиусе b , при этом продвижение магистральных трещин обеспечится окружными напряжениями σ_θ . Радиальные напряжения σ_r , напротив, оказывают сжатие элементарного объема и не влияют на процесс порообразования.

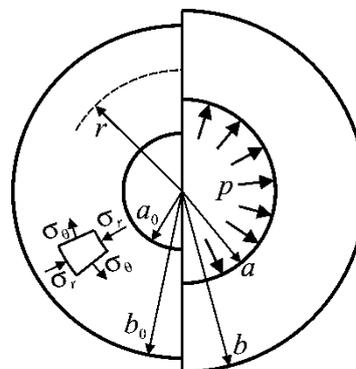


Рис. 1. Схема поперечного сечения до (слева) и после (справа) деформирования

Рассмотрим процесс изотермического осесимметричного деформирования под воздействием давления газа внутри полости цилиндрической трубы (рис. 1). Это давление приводит к увеличению граничных радиусов и задается зависимостью $p = p_{\min} + \dot{p}_0 t^m$, где p_{\min} – минимальное давление, при котором поперечное сечение переходит целиком в пластическое состо-

яние, \dot{p}_0 – скорость роста давления, t – время от момента начала необратимого деформирования, m – параметр рабочего процесса, $0 < m \leq 1$. Считаем, что среда внутри полости химически не взаимодействует с материалом твердого тела. Пластическая область целиком охватывает поперечное сечение и переходный процесс между областями упругости и пластичности не рассматриваем. Различаем текущие радиусы и перемещения на внутренней границе: для несжимаемого материала – $a(t)$, $u_a(t)$; для пористого материала – $a^\omega(t)$, $u_a^\omega(t)$. Полагаем, что начальные граничные радиусы a_0, b_0 заданы, а граничные перемещения u_a, u_a^ω, u_b измерены в эксперименте, при этом перемещение $u_b(t)$ границы $b(t)$ – одинаково для двух типов материала при каждом текущем значении $p(t)$.

Как правило, при определении напряжений цилиндрической трубы под внутренним давлением, металлический материал при необратимом деформировании принимают несжимаемым (коэффициент Пуассона $\nu = 1/2$) и про-

$$u_r(r) = r \sqrt{1 + \frac{u_b^2}{r^2} + \frac{2bu_b}{r^2}} - r = r \left\{ 1 + \frac{1}{2} \left[\frac{u_b^2}{r^2} + \frac{2bu_b}{r^2} \right] \right\} - r = \frac{1}{2} \frac{1}{r} [u_b^2 + 2bu_b],$$

откуда следует, что в области малых деформаций следует использовать зависимость

$$u_r(r) = \frac{b}{r} u_b \quad (4)$$

При описании процесса порообразования в качестве интегральной характеристики несплошности деформируемого твердого тела рассмотрим относительное изменение поперечного сечения цилиндрической трубы [5]

$$\omega^s = \frac{s - s_0}{s_0} = \frac{[u_a^\omega]^2 - u_b^2 + 2bu_b - 2a^\omega u_a^\omega}{b_0^2 - a_0^2}, \quad (5)$$

где s_0 и s – площади поперечного сечения в недеформированном и деформированном состояниях, a_0 и b_0 – начальные граничные радиусы. При одном и том же перемещении u_b границы b для двух различных типов металлического материала различаем текущие радиусы и перемещения на внутренней границе: для несжимаемого материала ($\omega^s = 0$) – a , u_a ; для пористого материала ($\omega^s > 0$) – a^ω , u_a^ω (верхний индекс ω означает принадлежность используемой величины к пористому материалу). Текущие

процессы образования и роста микропор не учитывают [3, 4]. В статье [5] ошибочно показано, что для несжимаемого материала в качестве связи малых деформаций следует использовать условие несжимаемости с учетом квадратичного слагаемого (для малых деформаций пренебрегают квадратичным слагаемым $\varepsilon_\theta \varepsilon_r \ll \varepsilon_\theta, \varepsilon_r$)

$$\varepsilon_\theta(r) + \varepsilon_r(r) + \varepsilon_\theta(r)\varepsilon_r(r) = 0, \quad (1)$$

где ε_θ – окружная деформация, ε_r – радиальная деформация, r – произвольный радиус. Из подстановки соотношений Коши

$$\varepsilon_\theta(r) = \frac{u_r(r)}{r}, \quad \varepsilon_r(r) = \frac{du_r(r)}{dr} \quad (2)$$

в условие несжимаемости в виде (1) находим радиальное перемещение

$$u_r(r) = \sqrt{r^2 + u_b^2 + 2bu_b} - r, \quad a \leq r \leq b, \quad (3)$$

где u_b – радиальное перемещение внешней границы b (для несжимаемого материала наблюдение проводим только за этой границей). Проведем линеаризацию и получим $u_r(r)$ для малых деформаций

граничные радиусы определяются соответствующими граничными радиусами до начала процесса деформирования, а так же граничными перемещениями: $b = b_0 + u_b$, $a = a_0 + u_a$, $a^\omega = a_0 + u_a^\omega$. Радиальное перемещение u_r^ω для пористого материала определяется из интегрального уравнения [5]

$$u_r^\omega(r) = u_r(r) + \int_{a^\omega}^r \omega(R) dR + u_a^\omega - u_a, \quad a^\omega \leq r \leq b, \quad (6)$$

где R – переменная интегрирования, ω – пористость (относительное осесимметричное изменение площади элементарного кольца). При вычислении пористости считаем, что элементарный объем подвергается сжатию в радиальном направлении и растяжению в окружном направлении. Это предположение позволяет не учитывать радиальную деформацию в процессе образования микропор. Из этих соображений, при описании зависимости пористости от произвольного радиуса используем обратную зависимость этой же пористости от величины ок-

ружной деформации, а именно $\omega(r) = \frac{k}{\varepsilon_\theta(r)}$ (k – параметр обратной пропорциональности ω и ε_θ), где $k = \omega^s \varepsilon_\theta^s$ (относительное изменение интегрально-среднего радиуса $\varepsilon_\theta^s = \frac{1}{b - a^\omega} \int_{a^\omega}^b \frac{u_r(r)}{r} dr$).

Из выдвинутых предположений следует зависимость пористости от произвольного радиуса

$$\omega(r) = \frac{\omega^s}{b - a^\omega} \frac{r}{u_r(r)} \int_{a^\omega}^b \frac{u_r(R)}{R} dR. \quad (7)$$

Из анализа зависимости (7) следует, что пористость монотонно возрастает от внутреннего граничного радиуса (несмотря на то, что окружная деформация принимает максимальное значение, в области стеснения материала процесс образования микропор испытывает сопротивление) до внешнего граничного радиуса (несмотря на то, что окружная деформация принимает минимальное значение, на этом радиусе зарождаются магистральные трещины).

Рассмотрим уравнение механического состояния в виде степенной зависимости максимальной сдвиговой деформации γ_{\max} от максимального касательного напряжения τ_{\max} (считаем, что процесс необратимого деформирования определяется максимальными сдвиговыми инвариантными характеристиками тензоров деформаций и напряжений)

$$\frac{\gamma_{\max}(r) - \varepsilon_y}{\varepsilon_s - \varepsilon_y} = \left[\frac{2\tau_{\max}(r) - \sigma_y}{\sigma_s - \sigma_y} \right]^n, \quad (8)$$

$$\varepsilon_y \leq \varepsilon_{\max} \leq \varepsilon_s, \quad n \geq 1,$$

где $\sigma_y(\varepsilon_y)$ – предел текучести при растяжении, $\sigma_s(\varepsilon_s)$ – предел прочности при растяжении, $\tau_{\max} = 0,5[\sigma_\theta - \sigma_r]$, $\gamma_{\max} = \varepsilon_\theta - \varepsilon_r$ (это выражение справедливо для малых величин ε_θ и ε_r). Для одноосного растяжения цилиндрического образца зависимость (8) принимает вид

$$\sigma(\varepsilon) = \sigma_y + [\sigma_s - \sigma_y] \left[\frac{\varepsilon - \varepsilon_y}{\varepsilon_s - \varepsilon_y} \right]^{\frac{1}{n}}, \quad (9)$$

где σ – истинное напряжение, ε – деформация удлинения.

Зависимость (9) ограничена пределами текучести и прочности и удовлетворительно согласуется с диаграммой (рис. 2) механического состояния материала с развитой пластичностью (опыт проведен автором).

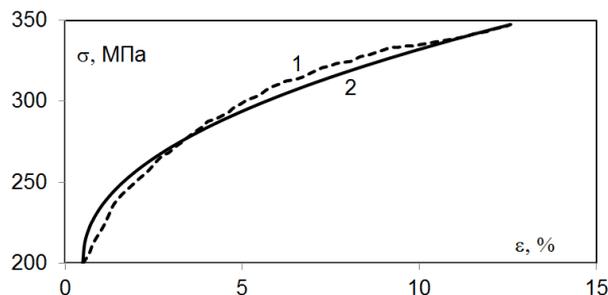


Рис. 2. Зависимость $\sigma(\varepsilon)$ титанового сплава ВТ1–0 (на диаграмме ε – логарифмическая деформация): 1 – экспериментальная при $T = 20^\circ\text{C}$ ($\sigma_y = 180$ МПа, $\sigma_s = 348$ МПа); 2 – аппроксимирующая при $n = 2,2$

Следует заметить, что осевое напряжение σ_z (z – ось симметрии цилиндрической трубы, при этом $\sigma_\theta > \sigma_z > \sigma_r$) менее заметно влияет на процесс разрушения, чем окружное напряжение σ_θ , что подтверждается направлением распространения магистральных трещин [6] – приведены результаты изотермических испытаний ($T = 850^\circ\text{C}$) на длительную прочность трубчатых образцов из нержавеющей стали 12Х18Н10Т. Визуальный осмотр разрушенных образцов показал, что в испытаниях, проходивших под давлением p , магистральные трещины направлены в радиальном направлении (опыты $\sigma_\theta > \sigma_z$). При добавлении осевой растягивающей силы P (p, P – стационарные усилия), магистральные трещины сменяли ориентацию на поперечное направление (опыты $\sigma_\theta < \sigma_z$). Откуда следует, что при описании процесса распространения магистральных трещин с приемлемой точностью можно использовать максимальное нормальное напряжение σ_{\max} . Вместе с этим в статье [7] установлено, что для описания длительной прочности следует использовать эквивалентное напряжение $\sigma_e = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$ ($\sigma_r = \sigma_{\min}$ – минимальное нормальное напряжение).

Рассмотрим пример решения задачи с заданными параметрами: $a_0 = 20$ мм, $b_0 = 30$ мм, $u_a = 2,09$ мм, $u_a^\omega = 1,73$ мм, $u_b = 1,5$ мм. При относительном расширении $\omega^s = 4\%$ цилиндрической трубы диаграммы (рис. 3, 4) наглядно показывают характер расчетных зависимостей: $u_r > u_r^\omega$, $\omega(r)$, $\varepsilon_\theta^\omega(r)$ – возрастающие функции, $\varepsilon_r^\omega(r)$ – убывающая функция.

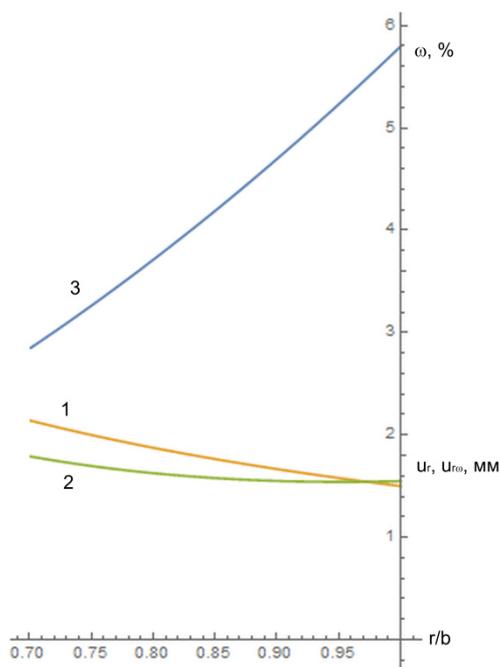


Рис. 3. Радиальные перемещения для несжимаемого и пористого твердых тел:

$$1 - u_r; 2 - u_r^0; 3 - \omega$$

Таким образом, исследованы особенности процессов необратимого деформирования и разрушения раздуваемой цилиндрической трубы под внутренним давлением. Рассмотрены кинематические связи радиального перемещения (осесимметричная задача) от граничных радиусов (для несжимаемого материала учитывается только внешний граничный радиус, для пористого материала – два граничных радиуса). Показано, что в качестве связи напряжений и деформаций в случае материала с развитой пластичностью следует использовать зависимость от инвариантов, значения которых ограничены пределами текучести и прочности. В постановке задачи давление в полости и деформации цилиндрической трубы – заданные величины, что не позволяет определить напряжения при использовании уравнения равновесия (это приводит к дифференциальному уравнению первого порядка с двумя граничными условиями). Чтобы повысить порядок дифференциального уравнения, потребуется использовать уравнение совместности напряжений и деформаций, что остается предметом дальнейшего исследования.

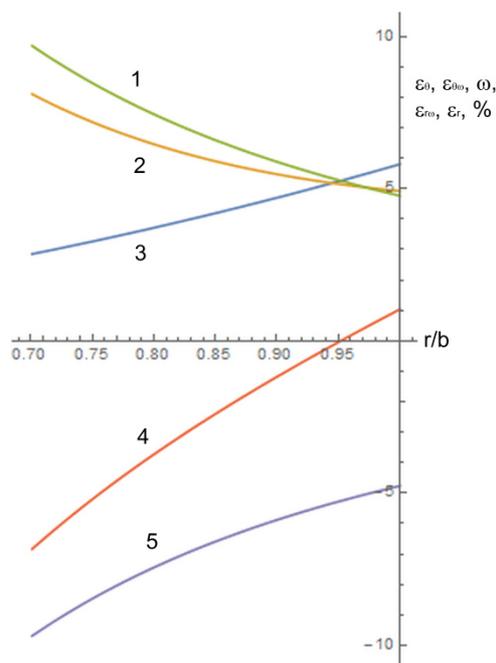


Рис. 4. Деформации для несжимаемого и пористого твердых тел:

$$1 - \epsilon_0; 2 - \epsilon_0^0; 3 - \omega; 4 - \epsilon_r^0; 5 - \epsilon_r$$

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Богомолов, А. Р. Анализ технологий получения высокотемпературного водяного пара / А. Р. Богомолов, Н. А. Прибатурин, Е. Ю. Темникова // Вестник КузГТУ. – 2011. – № 2. – С. 71–75.
2. Бебелин, И. Н. Разработка и исследование экспериментального водород-кислородного парогенератора мощностью 10 МВт / И. Н. Бебелин // Теплоэнергетика. – 1997. – № 8. – С. 48–52.
3. Tejeet Singh, Gupta V. K. Effect of Material Parameters on Steady State Creep in a Thick Composite Cylinder Subjected to Internal Pressure // J. Engineering Research. 2009. Vol. 6. P. 20–32.
4. Артемов, М. А. О выполнении условия полной пластичности при плоском деформированном состоянии / М. А. Артемов, Н. П. Бестужева, Н. С. Потапов // Вестник ВГТУ. – 2010. – № 7.
5. Назаров, В. В. Деформации цилиндрической трубы / В. В. Назаров // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2014. – № 8. – С. 56–58.
6. Локощенко, А. М. Ползучесть и длительная прочность стали X18N10T в условиях сложного напряженного состояния / А. М. Локощенко, Е. А. Мякотин, С. А. Шестериков // МТТ. – 1979. – № 4. – С. 87–94.
7. Локощенко, А. М. Оценка эквивалентных напряжений при анализе длительной прочности металлов в условиях сложного напряженного состояния / А. М. Локощенко // МТТ. – 2010. – № 4. – С. 164–181.

УДК 621.735.34
Г 957

Д. Н. Гурулев

ОСОБЕННОСТИ РАСКАТКИ КОЛЬЦЕВОЙ ЗАГОТОВКИ УЗКИМ БОЙКОМ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: omd@vstu.ru

Проанализировано напряженно-деформированное состояние металла при использовании раскаточного бойка различной формы. Раскатка плоским бойком в начальный момент обжатия протекает в условиях действия растягивающих напряжений, а применение для раскатки ромбического вырезного бойка позволяет вести процесс в условиях всестороннего неравномерного сжатия, что обеспечивает лучшую проработку металла и получение стабильно высокого уровня механических свойств поковки.

Ключевые слова: ковка, раскатка, узкий боек, поковка, напряженно-деформированное состояние.

D. N. Gurulev

FEATURES OF ROLLING OF RING FORGED PIECE BY NARROW STRIKER

Volgograd State Technical University

Stress-strain state of the metal when using the striker of different forms is analyzed. The rolling flat of the striker at the initial time of compression occurs under the action of tensile stresses and application of the diamond-shaped striker to rolling allows to carry out the process in a comprehensive uneven compression, which provides better metal treatment and getting stable high level of mechanical properties of forgings.

Keywords: forging, rolling, narrow, striker, forged piece, stress-strain state.

В общем объеме поковок, изготавливаемых ковкой на гидравлических прессах, значительную долю составляют кольцевые поковки, принципиальная технологическая схема изготовления которых состоит из биллетирования слитка, осадки заготовки, прошивки ее и раскатки бойком на оправке [1].

В промышленности широко используются детали, получаемые из кольцевых поковок, такие как: кольца подшипников, бандаж и колеса железнодорожных вагонов, ободья вращающихся цементных печей, бандаж роторов турбогенераторов, детали новой специальной техники, корпуса реакторов. Диапазон размеров таких кольцевых поковок, получаемых преимущественно ковкой на гидравлических прессах, весьма велик – наружный диаметр от 500 до 5000 мм.

Типовая технологическая схема получения кованых колец содержит две основные операции, определяющие преобразование макроструктуры слитка под действием пластической деформации: осадку и раскатку [2]. Наиболее ответственной операцией с точки зрения качества готовой поковки является раскатка, которая сопровождается увеличением длины окружности заготовок за счет сокращения толщины кольца.

В работе исследовали влияние формы инструмента на деформированное состояние металла

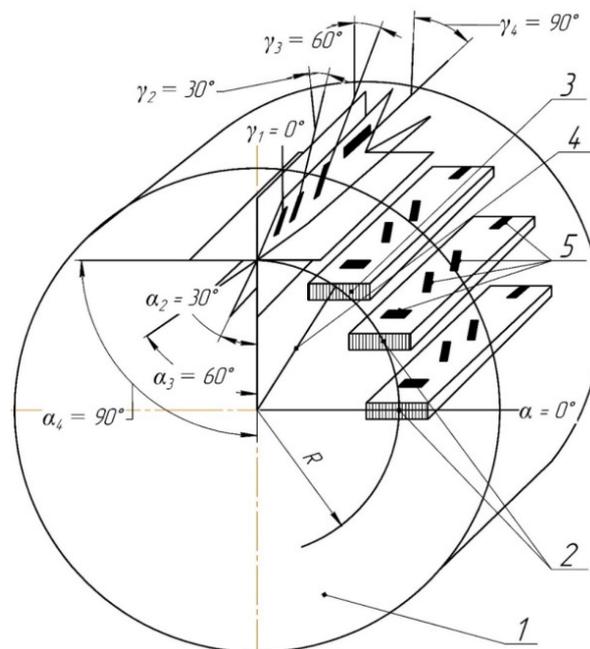


Рис. 1. Схема вырезки образцов из поковки колец:
1 – диск поковки; 2 – пластина; 3 – средняя сторона пластины;
4 – радиус диска поковки; 5 – испытательные образцы

при единичном обжатии и механические свойства кольцевой поковки. Исследования проводились на образцах, вырезанных из пластин (рис. 1) от двух поковок колец, откованных по идентичной технологии (биллетирование, осадка, прошивка, раскатка) [3]. При этом, раскатка для первой поковки кольца проводилась плоским

бойком, для второй вырезным ромбическим с углом выреза от 110 до 180° (плоский боек).

Установлено, что интенсивность местной деформации у заготовки обжатой бойком с углом выреза 135° составляет 128 ед.; максимальная интенсивность деформаций у образца, обжатого плоским бойком – 67 ед. С уменьшением угла выреза обжимающего бойка зона наибольших местных деформаций смещается к оправке. Причем, с увеличением степени обжатия интенсивность деформации металла вблизи оправки растет в большей мере, чем вблизи бойка. Вели-

чина угла выреза бойка наиболее заметно влияет на интенсивность местных деформаций в области половины толщины кольца.

Полная картина распределения интенсивности местных деформаций f по толщине кольца (у бойка, в середине толщины поковки, у оправки) в зависимости от угла выреза α представлена на рис. 2. Трехмерный график построен для степеней обжатия заготовки $\varepsilon_{OH} = 10\%$ и 30%, который подтверждает преимущественный рост интенсивности деформации в объеме заготовки расположенной у оправки.

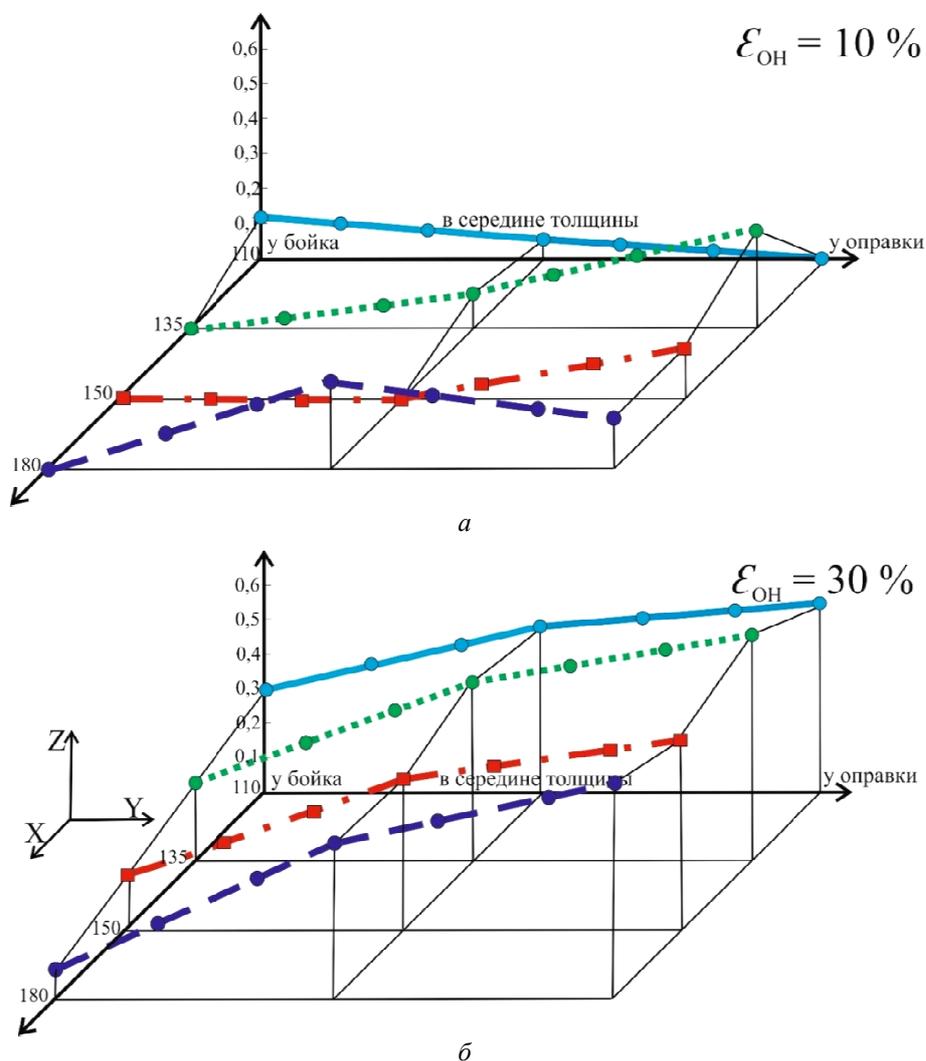


Рис. 2. Распределение интенсивности деформаций f по толщине кольцевой поковки в зависимости от угла выреза бойка α и степени деформации 10% (а) и 30% (б)

Детальное распределение интенсивности деформаций по этапам раскатки приведено на эпюрах интенсивности деформации (рис. 3).

Каждый график относится к одной из трех характеристик зон по толщине обжимаемого кольца: у бойка, на середине толщины кольца,

у оправки. На распределение деформаций вблизи бойка большее влияние оказывает степень деформации (рис. 3, а), в средней части толщины кольца заметнее проявляется деформационное воздействие различной формы инструмента (рис. 3, б) при степени обжатия

$\epsilon_{OH} > 10\%$, а вблизи оправки – при всех степенях обжатия ($\epsilon_{OH} = 10\%$, 20% , 30%) отмеча-

ется влияние геометрии раскаточного инструмента (рис. 3, в) [4, 5].

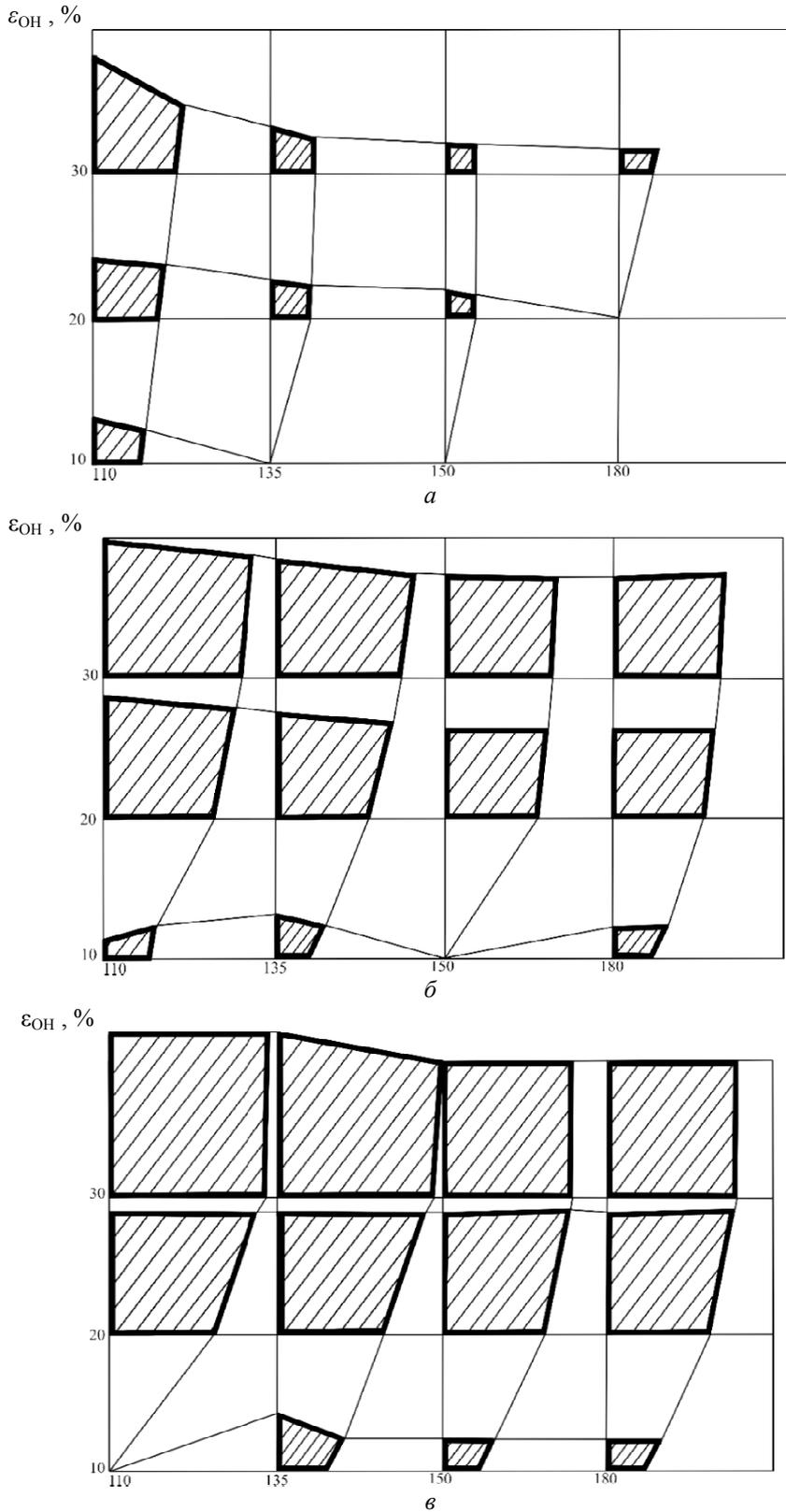


Рис. 3. Распределение интенсивности логарифмических деформаций у бойка (*a*), на середине толщины кольца (*б*) и у оправки (*в*) при различных углах выреза бойка α и степени деформации ϵ_{OH}

По этим рисункам можно определить оптимальные соотношения угла выреза раскаточного бойка и степени единичного обжатия для проработки заданной зоны кольца. Так, объем кольцевой заготовки вблизи бойка удастся проработать плоским бойком лишь при степени единичного обжатия $\varepsilon_{\text{OH}} = 30\%$. Бойки с углом выреза 135° и 150° обеспечивают аналогичную степень проработки металла при обжатии в 1,5 раза меньше, а применение бойка с углом выреза 110° дает возможность увеличить проработку металла в этой области заготовки при снижении степени обжатия в 3 раза ($\varepsilon_{\text{OH}} = 10\%$).

Механические испытания на растяжение (образцы диаметром 6 мм с расчетной длиной 30 мм) выявили существенную разницу в прочностных свойствах металла поковок, раскатанных плоским и вырезным ромбическим с углом выреза 135° бойками. Использование для раскатки вырезного ромбического бойка вместо плоского позволило улучшить проработку структуры металла и наряду с увеличением прочностных характеристик в среднем на 18% сохранить величину относительного поперечного сужения на том же уровне (54–52%).

Таким образом, применение вырезного бой-

ка для раскатки кольцевых заготовок на оправке дает возможность не только предотвратить ухудшение качества металла за счет ликвидации растягивающих напряжений в средней части толщины заготовки, но и обеспечить лучшую деформационную проработку в области, прилегающей к бойку. Этот деформационный эффект позволяет сократить степень обжатия на осадке, предшествующей раскатке, которая обычно назначается с целью проработки литой структуры, мало изменяемой при раскатке плоским бойком.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Охрименко, Я. М. Технология кузнечно-штамповочного производства / Я. М. Охрименко. – М. : Машиностроение, 1976. – 560 с.
2. Тарновский, И. Я. Свободная ковка на прессах / И. Я. Тарновский, В. Н. Трубин, Н. Г. Златкин. – М. : Машиностроение, 1967. – 328 с.
3. Охрименко, Я. М. Исследование процесса раскатки вырезным бойком / Я. М. Охрименко, В. А. Тюрин, А. И. Мохов, С. Д. Варанов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия, 1975. – № 5 – С. 111–113.
4. Максимук, В. С. Тензометрический пружинный ходограф / В. С. Максимук, Д. Н. Гурулев // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. – 2008. – № 7. – С. 43–44.
5. Антощенко, Ю. М. Ковка поковок из слитков / Ю. М. Антощенко, В. А. Тюрин, В. П. Барсуков. – М. : ЭПИ МИСиС, 2006. – 380 с.

УДК 620.191.3

Е. И. Тескер, В. Ю. Тараненко, М. А. Субботин

НАУЧНО ОБОСНОВАННЫЙ ПОДХОД К ПРОБЛЕМЕ ПОВЫШЕНИЯ СОПРОТИВЛЯЕМОСТИ РАЗРУШЕНИЮ И ИЗНАШИВАНИЮ ВЫСОКОНАГРУЖЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ МАШИННОГО ОБОРУДОВАНИЯ В НЕФТЕХИМИИ И ГАЗОВОЙ ОТРАСЛИ

Волгоградский государственный технический университет
e-mail: agromash-vlg@rambler.ru

Изложены результаты разработки комплекса инновационных лазерных технологий, обеспечивающих высокие эксплуатационные характеристики (сопротивляемость разрушению и изнашиванию) деталей, узлов и агрегатов динамического оборудования нефтехимии и газовых производств.

Показано, что технологии могут применяться как при изготовлении для запасных частей новых базовых быстроизнашивающихся деталей, лимитирующих ресурс оборудования, так и в условиях ремонтных производств. При этом также достигается высокий уровень технических показателей восстановленных предельно изношенных сложных деталей и узлов.

Ключевые слова: лазерные технологии, сопротивляемость, изнашивание, разрушение, надежность.

E. I. Tesker, V. Yu. Taranenko, M. A. Subbotin

SCIENCE - BASED APPROACH TO THE PROBLEM OF INCREASING FRACTURE AND WEAR RESISTANCE OF HIGHLY LOADED PARTS OF MACHINERY IN THE PETROCHEMICAL AND GAS INDUSTRY

Volgograd State Technical University

The results of developing a set of innovative laser technologies for high performance (resistance to fracture and wear) parts, components and assemblies rotating equipment of petrochemical and gas industries. It is shown that the technology can be used both in the production of spare parts for the new base wearing parts, limiting equipment life, and in terms of repair facilities. It also achieved a high level of technical indicators recovered extremely worn out complex parts and assemblies.

Keywords: laser technology, resistance, wear, fracture, reliability.

Современное машиностроение, обслуживающее газовую и нефтяную отрасли, не в полной мере удовлетворяет потребности в поставках машинного оборудования, отвечающего требуемому уровню надежности и эффективности его использования на объектах ЕСГ. Кроме того, несмотря на предпринимаемые меры, выпускаемое оборудование Российского производства по – прежнему значительно уступает по своим характеристикам зарубежному. Поэтому эксплуатация оборудования связана с постоянным увеличением затрат на ремонт и обслуживание.

Очевидно, что в условиях интенсификации производственных процессов, с учетом отмеченных выше факторов, для продления жизненного цикла повышения межремонтных пробегов и эффективности использования оборудования необходима разработка и реализация комплекса мероприятий, обеспечиваю-

щих решение следующих задач:

- повышение технического уровня и надежности выпускаемого оборудования и запасных частей за счет новых технических решений;
- повышение качества ремонта за счет применения новых технологий реновации и упрочнения базовых, дорогостоящих быстроизнашивающих деталей оборудования, обеспечивающих получение эксплуатационных показателей не ниже уровня новых изделий фирменного изготовления.

В работе представлен комплексный, научно обоснованный подход (рис. 1) к решению указанных задач, который основан на создании новых лазерных технологий и основанных на них технических решениях, обеспечивающих повышение в несколько раз ресурса быстроизнашивающихся деталей и узлов оборудования, лимитирующих его срок службы в целом.

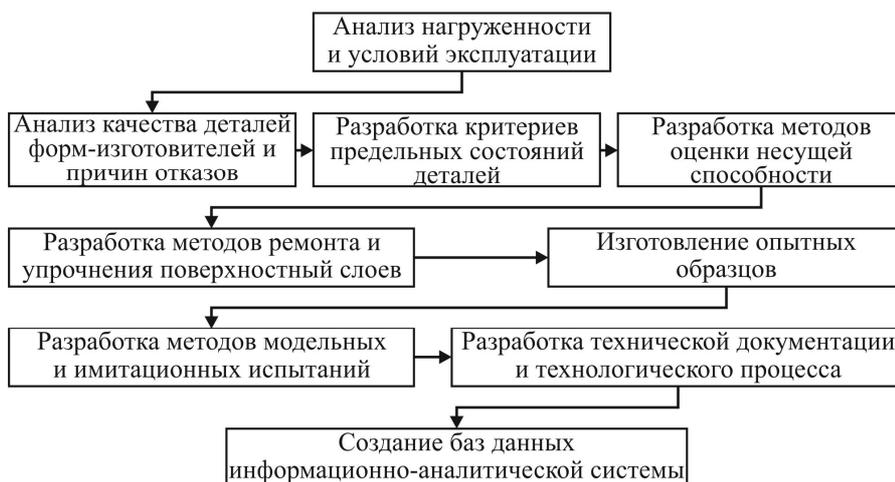


Рис. 1. Схема, иллюстрирующая комплексный подход, реализуемый при создании новых ремонтных технологий

Подход базируется на следующих неоспоримых фактах и положениях:

Анализ технического состояния деталей, узлов и агрегатов различных типов оборудова-

ния позволяет утверждать, что более 90 % выходят и строя по причине интенсивного изнашивания и разрушения рабочих поверхностей (рис. 2).



Рис. 2. Примеры предельно изношенных деталей оборудования: роторы турбин, ГПА, ГТУ, газодувок, электродвигателей, валы насосов, плунжеры, штока компрессоров, коленчатые валы и т. п.

Из анализа причин выхода из строя деталей следует, что для принятия решения о технологиях ремонта, необходимо установить критерии предельных состояний, основанные на изучении процессов накопления и развития повреждений рабочих поверхностей в процессе эксплуатации, что в свою очередь позволяет прогнозировать остаточный ресурс, предупреждать отказы, правильно устанавливать режим эксплуатации и ремонтно-обслуживающие воздействия.

Основными причинами недостаточной износостойкости как новых, так и отремонтированных деталей являются:

- низкая несущая способность и недостаточные триботехнические свойства рабочих поверхностей деталей, работающих в условиях интенсивного многофакторного контактно-фрикционного взаимодействия (среда, температура, циклические нагрузки и т. п.);

- неудовлетворительная смазка.

Анализ технической документации и фактического состояния деталей и узлов насосно-компрессорного газотурбинного и других типов оборудования отечественного и импортного производства.

Позволяет сделать вывод о том, что современные производства разрабатывают конструкторско-технологические мероприятия, которые предусматривают, в основном, повышение точности сопряжений, что приводит к удорожанию изделий, ужесточению требований к эксплуатации и обслуживанию.

Многие фирмы при изготовлении оборудования и запасных частей применяют в основном традиционные упрочняющие технологии и в условиях недостаточной конкуренции не стремятся кардинально улучшить качество изделий за счет внедрения новых технологий формирования поверхностных слоев с заданными свойствами. Предприятия-изготовители не заинтересованы в существенном увеличении срока службы быстроизнашивающихся деталей, так как это сокращает потребности запасных частях. Исследования показывают, что даже импортные запасные части изготавливаются из некачественного металла (рис. 3) с большим количеством неметаллических включений, вызывающими питтинговую коррозию и износ деталей.

Из результатов анализа эксплуатации оборудования следует, что для обеспечения требований к показателям надежности приходится увеличивать расходы на дорогостоящие систе-

мы контроля и мониторинга технического состояния оборудования.



Рис. 3. Шток компрессора Creaseau Loire после длительной эксплуатации

Таким образом, можно утверждать, что в связи с большим разбросом показателей надежности и факторов, определяющих значения этих показателей, эффективными могут быть признаны технологии и основанные на них решения, гарантирующие не менее чем в 1,5–2 раза повышение межремонтных пробегов и срока службы базовых быстроизнашивающихся деталей в реальных условиях эксплуатации.

Указанным выше требованиям в полной мере отвечают разработанные новые инновационные импортозамещающие и ресурсосберегающие лазерные технологии, которые позволяют как при изготовлении оборудования, так и при его ремонте обеспечить эксплуатационные показатели выше уровня новых изделий импортного производства.

Указанное научное направление признано в XXI веке мировым техническим сообществом как одно из самых приоритетных, что нашло отражение в соответствующем постановлении Правительства РФ и Перечнем приоритетных научно-технических проблем ОАО «Газпром».

Принципиально новым является то, что процесс создания новых технологий для каждого конкретного изделия (деталь, узел, агрегат) должен включать единый комплекс исследований и всесторонних испытаний, а также широкую промышленную апробацию в реальных условиях эксплуатации. Комплексный системный подход, реализуемый при создании новых технологий, обусловлен прежде всего сложностью насосно-компрессорного и газоперекачивающего оборудования, а также высокими требованиями к безопасности, надежности и достоверности результатов исследований и рекомендаций.

Из рис. 1 видно, что на первом этапе на базе анализа условий эксплуатации, нагруженности и критериев предельных состояний должны быть сформулированы требования к характеристикам поверхностных слоев получаемых при лазерной модификации на различных участках рабочих поверхностей детали.

Таким образом, с помощью лазерной обработки как бы создается новая конструкция детали, у которой каждый участок поверхностного слоя имеет оптимальные свойства из условия нагруженности именно этого рабочего участка детали его сопротивляемости изнашиванию.

При исследовании причин выхода из строя деталей особое внимание уделяется нагруженности в зонах концентрации напряжений, процессам накопления и развития усталостных повреждений модифицированных слоев, свойствам в зонах термического влияния, трещиностойкости и другим факторам, влияющим на напряженное состояние и эксплуатационные характеристики деталей.

При разработке требований к качеству детали учитывается, прежде всего, тот факт, что в боль-

шинстве случаев детали в процессе эксплуатации испытывают сложное напряженное состояние, так как работают не только в условиях изнашивания, но и при одновременном действии циклических и ударно-циклических нагрузок.

Для оценки нагруженности в условиях эксплуатации используются динамические и физические модели, описывающие процессы накопления и развития разрушения структурно неоднородных поверхностных слоев, полученных лазерной обработкой. При выборе режимов обработки используются соответствующие критерии оптимизации свойств, учитывающие требования к качеству деталей, работающих в условиях многофакторного воздействия.

На рис. 4 приведены микроструктуры поверхностных слоев после лазерной обработки.

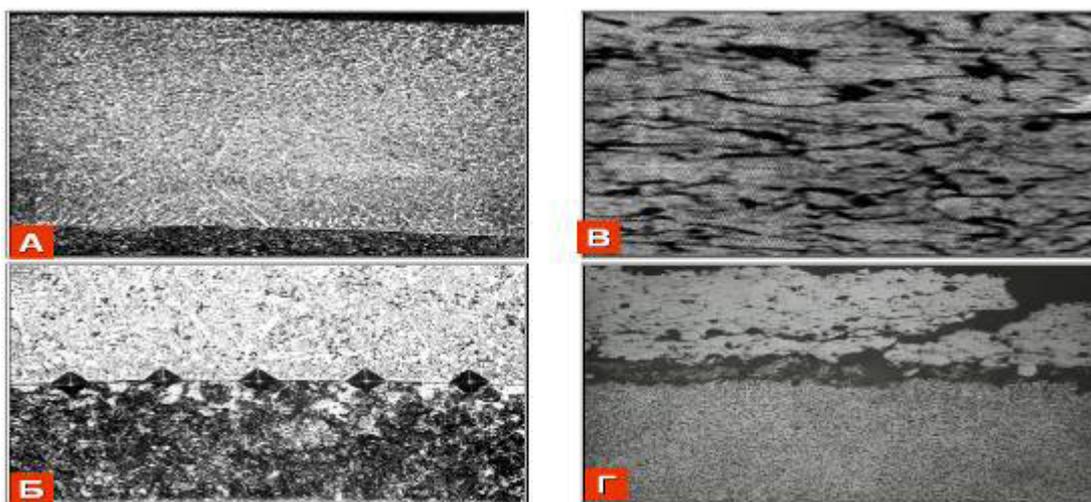


Рис. 4. Микроструктура: А, Б – наплавленных лазером слоев (отсутствие дефектов, однородность, высокая прочность); В, Г – напыленных слоев (высокая пористость (более 4 %), неметаллические включения и др. дефекты)

При использовании новых технологий удается управлять топографией контактируемых поверхностей, получать оптимальный микро-рельеф, наилучшим образом отвечающий условиям контактно-фрикционного воздействия при сухом, граничном и жидкостном трении.

Неоспоримым преимуществом новых лазерных технологий формирования поверхностных слоев высоконагруженных деталей при изготовлении и восстановлении работоспособности является:

высокие физико-механические и адгезионные свойства, исключающие разрушение поверхностей, напряжение среза на границе с основным металлом 300...350 МПа, против 80 МПа у самых прогрессивных методов напыления;

отсутствие пористости;

высокая трещиностойкость и сопротивляемость ударным, знакопеременным нагрузкам; высокая коррозионная стойкость;

возможность восстановления геометрии и повышение свойств рабочих поверхностей, в том числе и в зонах конструктивных концентраторов напряжений (резьба, шпоночные канавки, упорные бурты и т. п.).

возможность разработки и применения новых принципов конструирования и формирования заданных свойств высоконагруженных деталей с композиционными многофункциональными покрытиями на быстроизнашивающихся участках рабочих поверхностях.

Таким образом, можно считать обоснованным развитие новых технологий для решения сложных задач в машиностроении.

УДК 620.191.3

*Е. И. Тескер, В. Ю. Тараненко, М. А. Субботин, С. М. Сырмолов***ПОВЫШЕНИЕ ТРИБОТЕХНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ДЕТАЛЕЙ
ХИМИЧЕСКОГО И НЕФТЕГАЗОВОГО ОБОРУДОВАНИЯ
ЭЛЕКТРОКОНТАКТНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОЙ ЛЕНТОЙ****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: agromash-vlg@rambler.ru

В статье изложены результаты исследований по формированию износостойких поверхностных слоев деталей узлов трения машинного оборудования методом многослойной электроконтактной наплавки износостойкой стальной лентой, при этом обеспечивается высокая адгезия к основному металлу. Показано, что наибольший эффект достигается при наплавке ленты на изношенную поверхность с припуском на последующую механическую обработку на номинальные размеры.

Таким образом, в наиболее нагруженных участках поверхности (например, вала) формируется биметаллический поверхностный слой с заданными свойствами. Показано, что покрытие можно получать как при реновации предельно изношенных базовых деталей оборудования, так и при изготовлении новых деталей. Воздействие высококонцентрированных потоков энергии позволяет исключить деформации деталей при формировании покрытия, т. е. операция нанесения покрытия является финишной, что является одним из неоспоримых преимуществ разработанной технологии.

Ключевые слова: электроконтактная наплавка, износостойкое покрытие, модифицированные слои, многослойная композиция, микротвердость, физико-механические свойства.

*E. I. Tesker, V. Yu. Taranenko, M. A. Subbotin, S. M. Syrmolotov***INCREASING THE CHEMICAL AND OIL AND GAS EQUIPMENT DETAILS
TRIBOLOGICAL PROPERTIES BY ABRASION-RESISTANT ELECTROCONTACT TAPE****Volgograd State Technical University**

The article presents the results of studies on the formation of the surface layers of wear-resistant machinery parts friction units, by multilayer electric-welding wear-resistant steel band, with high adhesion to the base metal. It is shown that the greatest effect is achieved by overlaying tape on the worn surface with allowance for subsequent machining for nominal sizes.

Thus, in the most loaded areas of the surface (e.g., a shaft) formed bimetallic surface layer with desired properties. It is shown that the coating can be obtained as a limit for renovation - basic components of worn equipment, and in the manufacture of new components. Exposure to high concentration of energy flows eliminates deformation of parts in the formation of the coating, i.e., coating operation is finish, which is one of the indisputable advantages of the developed technology.

Key words: electric-welding, wear-resistant coating, modified layers, multilayer composition, micro-hardness, physical - mechanical properties.

Одним из перспективных методов получения поверхностных слоев с заданным комплексом механических и физико-химических свойств, учитывающих реальные условия эксплуатации конкретной детали, является электроконтактная наплавка (ЭКН) металлической лентой определенного химического состава. Эффективность применения разработанных технологий ЭКН как при восстановлении изношенных деталей, так и при изготовлении новых подтверждается длительной эксплуатацией насосно-компрессорного оборудования с модифицированными поверхностями.

Применение технологии ЭКН в ремонтном производстве при формировании однослойных защитных коррозионно- и износостойких покрытий позволяет значительно повысить ресурс

ответственных деталей химического и нефтегазового оборудования, например роторов центробежных компрессоров и газовых турбин.

Однако при восстановлении рабочих поверхностей изделий с твердостью основного металла более 40 HRC было отмечено, что формируемая композиция «наплавленный слой – матрица» характеризуется наличием ряда дефектов, отрицательно влияющих на эксплуатационные характеристики деталей (несплавление наплавленного слоя с подложкой, поры, раковины, трещины и др.).

Оптимизация режимов ЭКН позволила исключить ряд дефектов, таких, как несплавление, поры, раковины. Однако наиболее опасные с точки зрения снижения конструкционной прочности материала дефекты в виде трещин,

образующихся в наплавленном слое и распространяющихся через границу сплавления в основной металл, исключить не удалось. Было установлено, что в данном случае сказывается отрицательное влияние наплавленной поверхности детали с высоким уровнем растягивающих напряжений, возникающих в результате предварительной упрочняющей обработки, например, объемной или поверхностной закалки.

Очевидно, снижение уровня остаточных напряжений на рабочей поверхности изделия позволит значительно улучшить качество модифицируемых слоев. Данная проблема может быть решена посредством введения в технологический процесс ЭКН предварительного нанесения на рабочую поверхность детали подслоя лентой из низкоуглеродистой конструкционной стали, например ВСт3кп.

В данной статье приведено описание свойств многослойной композиции поверхностный слой – основной металл, полученный при ЭКН рабочих поверхностей деталей с исходной высокой твердостью.

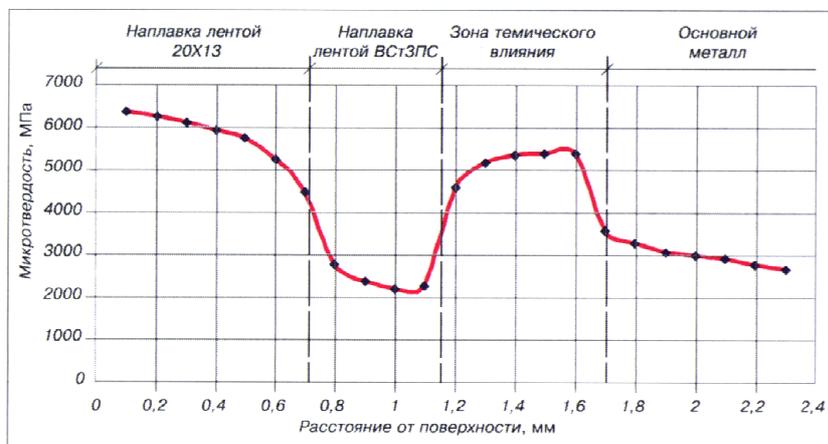
Исследования проводили на образцах, изготовленных из среднеуглеродистой стали 40, прошедшей объемную закалку и низкий отпуск. Электроконтактную наплавку осуществляли на специальной установке по специальной технологии, коррозионно-стойкой лентой 20Х13 толщиной 0,7 мм по предварительно нанесенному на рабочую поверхность деталей подслою из низкоуглеродистой конструкционной ленты ВСт3кп толщиной 0,5 мм.

Контроль качества наплавленной поверхности осуществляли методом цветной дефектоскопии. Микростроение наплавленного слоя изучали на микроскопе МИМ-10 при 100-кратном увеличении. Микротвердость измеряли прибором ПИТ-3 при нагрузке 1 Н.

В результате металлографических исследований шлифов установлено, что после предварительной ЭКН на поверхность образца ленты из стали ВСт3пс из-за малой устойчивости переохлажденного аустенита в структуре наплавленного слоя не наблюдается образования мартенсита. Однако при высокоскоростном охлаждении в массе металла, характерном для технологии ЭКН, происходит сильное переохлаждение аустенита, образовавшегося при нагреве, что уменьшает количество свободного феррита и сопровождается образованием тонкой феррито-цементитной структуры, которая при относительно высокой прочности сохраняет и достаточную пластичность. При этом хорошая свариваемость стали ВСт3пс при наплавке обеспечивает прочную металлургическую связь с основным металлом. Благодаря низкому содержанию углерода в стали и высокой пластичности в наплавленном слое не происходит образования трещин при нагреве и охлаждении материала.

С целью формирования требуемых эксплуатационных свойств рабочих поверхностей деталей насосно-компрессорного оборудования на предварительно наплавленный слой осуществляли ЭКН лентой из стали 20Х13. После двухслойной наплавки были проведены металлографические исследования и измерение микротвердости композиции «поверхностный слой – основной металл».

Установлено, что в поверхностном наплавленном лентой из стали 20Х13 слое до глубины 0,4 мм в результате протекания полного $\gamma \leftrightarrow \alpha$ превращения формируется однородная мелкодисперсная структура мартенсита с равномерно распределенными карбидами хрома. Данная структура характеризуется высокой микротвердостью (представлена на рисунке), которая составляет 6500...6100 МПа.



Распределение микротвердости по толщине композиции «покрытие – подслой – основной металл» при ЭКН

С увеличением расстояния от поверхности до границы сплавления с подслоем из ленты ВСтЗпс происходит плавное снижение микротвердости до 4500 МПа. Данный эффект можно объяснить наличием в указанной зоне наплавленного слоя неоднородной структуры, состоящей из мартенсита, троостита и феррита, образовавшейся в результате металлургического перемешивания двух лент различного химического состава.

Микротвердость по толщине подслоя из ленты ВСтЗпс составляет 2800...2100 МПа, что характерно для низкоуглеродистой стали с феррито-цементитной структурой.

В зоне термического влияния на глубине 1,15...1,7 мм в результате нагрева матрицы в процессе наплавки выше критической точки АС3 и последующего скоростного охлаждения происходит формирование мартенситной структуры, что сопровождается повышением микротвердости до 4700...5200 МПа, характерной для микротвердости среднеуглеродистой стали 40 после объемной закалки и низкого отпуска. С дальнейшим увеличением расстояния от поверхности микротвердость плавно снижается до значения 2500 МПа, характерного для нормализованной стали 40.

При металлографических исследованиях микрошлифов установлено, что в сформированной композиции полностью отсутствуют дефекты в виде трещин, пор и несплавлений между наплавленными слоями и основным металлом.

Следует отметить, что наплавленный слой из стали 20Х13 в результате образования мелкодисперсной структуры мартенсита с равномерно распределенными карбидами хрома должен обладать высокой износостойкостью. При этом вязкий подслоя из ленты ВСтЗпс с феррито-цементитной структурой может служить своеобразным демпфером при работе деталей в условиях контактных циклических нагрузок и препятствовать возможному распространению в основной металл возникающих в процессе эксплуатации трещин в результате их торможения при прохождении через структурные слои с различными физико-механическими свойствами.

Разработанная технология многослойной ЭКН опробована в ремонтном производстве при восстановлении геометрических размеров и эксплуатационных свойств предельно – изношенных вышедших из строя деталей насосно-компрессорного оборудования и газовых турбин в ОАО «Каустик», ОАО «Химпром» и ОАО «Астраханьгазпром».

УДК 622.242

М. М. Матлин, И. М. Шандыбина, В. А. Костюков, М. Я. Иткис

ОСОБЕННОСТИ ПРОЕКТИРОВАНИЯ ПРИВодОВ СПУСКО-ПОДЪЕМНОГО КОМПЛЕКСА БУРОВОЙ УСТАНОВКИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: vladko@vstu.ru, detmash@vstu.ru, matlin@vstu.ru

В работе рассмотрен алгоритм синтеза планетарных коробок передач спуско-подъемного комплекса буровой установки с учетом минимального машинного времени спуско-подъемных операций.

В качестве примера приведены результаты автоматизированного проектирования планетарных коробок передач для приводов с двигателем постоянного тока.

Ключевые слова: синтез планетарных коробок передач, проектирование СПК БУ.

М. М. Matlin, I. M. Shandybina, V. A. Kostyukov, M. Ya. Itkis

PECULIARITIES OF DESIGNING DRIVES OF LOWERING THE HOISTING SYSTEM OF A DRILLING RIG

Volgograd State Technical University

The paper considers an algorithm for synthesis of planetary transmissions lowering the hoisting system of a drilling rig in consideration with a minimum of machine time of the tripping process.

As an example, the results of computer-aided design planetary gearboxes for actuators with DC motor are given.

Keywords: synthesis of planetary transmissions, designing drives of lowering the hoisting system of a drilling rig.

При проектировании приводов спуско-подъемного комплекса (СПК) буровой установки учитываются следующие основные требования: компактность, минимальное время спуско-подъемных операций, повышенная плавность разгона и торможения, высокий коэффициент приспособляемости, высокая скорость подъема максимальной длины колонны, возможность работы на удар и др.

Реализация этих требований обуславливает одну из основных особенностей сборки и проектирования приводов – применение планетарных коробок передач в сочетании с двигателями постоянного тока, которые через тиристорные преобразователи могут питаться, как от промышленных сетей переменного тока, так и от автономных дизель-электрических станций.

Диапазон регулирования электродвигателей постоянного тока при сравнительно небольших грузоподъемностях буровых установок позволяет применять одно- или двухскоростную трансмиссии СПК. Однако при больших грузоподъемностях (для буровых установок 4-го и более высоких классов) для обеспечения необходимых скоростей подъема бурильной колонны необходимо уже до трех передач, а, при использовании основного двигателя для торможения колонны до четырех. В этих условиях большое значение имеет рациональный выбор числа передач и величин передаточных отношений планетарных коробок передач (ПКП).

В планетарной коробке передач обычно применяют одновенцовые планетарные механизмы, как обладающие наибольшим коэффициентом полезного действия. При их проектировании должны выполняться основные условия синтеза планетарных механизмов: условия соосности, сборки и соседства.

Для выполнения условия соосности необходимо равенство межосевых расстояний в первой и второй ступенях.

Перечисленные выше условия были использованы в качестве ограничений при автоматизированном проектировании планетарных механизмов и были в разработанной авторами программе для ЭВМ.

На первом этапе программа осуществляет расчет передаточных отношений высшей и низшей передач.

Передаточное отношение $u_{трв}$ высшей передачи трансмиссии выбирается исходя из ограничения наложенного на максимальную скорость крюка V_{max} (обычно 1,6–2,0 м/с), которое

реализуется при максимальной частоте n_{max} вращения двигателя

$$u_{трв} = \frac{\pi D_p n_{max}}{60 V_{max} u_0}, \quad (1)$$

где u_0 – передаточное отношение талевого оснастки; D_p – расчетный диаметр барабана лебедки;

Передаточное отношение $u_{трн}$ низшей передачи определяется из условия обеспечения максимальной нагрузки Q_{max} на крюке при максимальном коэффициенте ϕ_{max} перегрузки двигателя

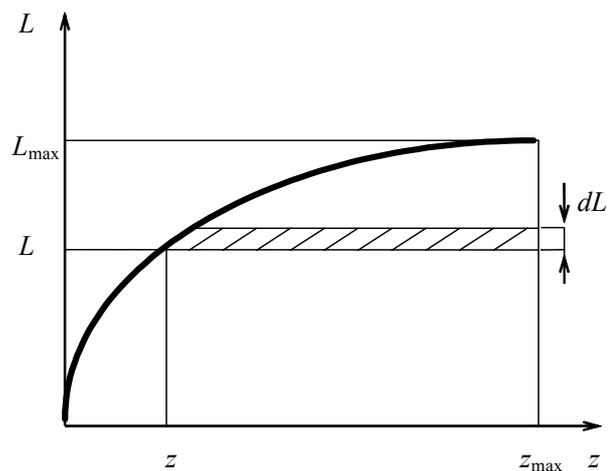
$$u_{трн} = \frac{(Q_{max} + Q_0) D_p}{2 T_{ном} \phi_{max} u_0 \eta_0 \eta_{трн} \eta_б}, \quad (2)$$

где Q_0 – вес подвижных частей талевого оснастки; η_0 – к.п.д. талевого оснастки; $\eta_б$ – к.п.д. барабана; $\eta_{трн}$ – к.п.д. трансмиссии СПК; $T_{ном}$ – номинальный крутящий момент электродвигателя; ϕ_{max} – коэффициент перегрузки двигателя постоянного тока.

Для выбора оптимального значения $u_{трн}$ передаточного отношения промежуточной передачи в качестве критерия оптимальности принимается суммарное машинное время t_c подъемных операций за цикл проводки скважины

$$t_c = t_б + t_з, \quad (3)$$

где $t_б$ – машинное время подъема свечей; $t_з$ – суммарное время подъема незагруженного элеватора.



Кривая проходки

Чтобы выразить правую часть уравнения (3) через оптимизируемые параметры, следует использовать график кривой проходки (представлен на рисунке), уравнение которой, как показано в работе [1], можно описать зависимостью

$$L = Az^a, \quad (4)$$

где L – глубина скважины в свечах; z – число рейсов породоразрушающего инструмента; A, a – параметры кривой проходки.

Однако, как показывает анализ кривых проходки для наиболее тяжелых условий работы, которые и должны приниматься во внимание при практических расчетах, параметры этой

кривой, содержащиеся в уравнении (4) принимают значения

$$A = 10; a = 0,5.$$

Проведя преобразования [2], получим время подъема колонны на j -й передаче на i -ом участке характеристики двигателя

$$t_{6ij} = \frac{0,01\varepsilon}{G_c^3} \left[\frac{l_c}{c_{ij}} (Q_6^2 - e_{ij}^2) \ln \frac{Q_{1ij} + e_{ij}}{Q_{0ij} + e_{ij}} + e_{ij} (Q_{1ij} - Q_{0ij}) \left(\frac{l_c}{c_{ij}} + \alpha c_{ij} Q_6^2 \right) - \frac{1}{2} (Q_{1ij}^2 - Q_{0ij}^2) \left(\frac{l_c}{c_{ij}} - \alpha c_{ij} Q_6^2 \right) - \frac{1}{3} a b_{ij} (Q_{1ij}^3 - Q_{0ij}^3) - \frac{1}{4} \alpha c_{ij} (Q_{1ij}^4 - Q_{0ij}^4) \right],$$

где ε – коэффициент переподъема свечи; G_c – вес одной свечи; Q_6 – максимальный вес буровой колонны; Q_{0ij} – начальное значение грузоподъемности на j -й передаче на i -ом участке характеристики двигателя; Q_{1ij} – конечное значение грузоподъемности на j -й передаче на i -ом участке характеристики двигателя; l_c – длина свечи; α – коэффициент, зависящий от типа используемого привода; e_{ij} , c_{ij} и b_{ij} – коэффициенты, учитывающие кинематические и геометрические параметры буровой установки [2].

Время t_3 подъема незагруженного элеватора находится, исходя из того, что полное количество его подъемов равно количеству N свеч, поднятых из скважины за полный цикл ее бурения

$$t_3 = \varepsilon N l_c \lambda / V,$$

где V – максимальная скорость подъема, обес-

печиваемая приводом, $N = \frac{A}{a+1} \left(\frac{Q_6}{AG_c} \right)^{1+\frac{1}{a}} = \frac{1}{150} \left(\frac{Q_6}{G_c} \right)^3$ – количество свеч, поднятых из скважины за полный цикл ее бурения.

Затем по критерию окупаемости с учетом выигрыша в машинном времени оценивается целесообразность введения третьей передачи в трансмиссии СПК. На этой основе создается совокупность компоновочных решений ПКП с отбраковкой тех вариантов решений, которые не удовлетворяют ограничениям, наложенным на угловые скорости сателлитов и крутящие моменты, передаваемыми муфтами (для этого автоматически осуществляется подбор муфт и подшипников).

В таблице приведен пример расчета для $Q_6 = 2000$ кН. Применение 3-й ступени нецелесообразно.

1-я ступень					2-я ступень				
№	z_1	z_2	z_3	k	№	z_1	z_2	z_3	k
1	64	98	17	3	1	18	84	33	3
2	69	105	18	3	2	19	89	35	3
3	67	101	17	3	3	20	94	37	3
№	z_1	z_2	z_3	k	№	z_1	z_2	z_3	k
4	70	104	17	3	4	20	92	36	4
5	63	99	18	3	5	19	89	35	4
6	65	99	17	4	6	26	122	48	4
7	63	97	17	4	7	24	112	44	4
8	66	102	18	4	8	22	102	40	4

Для уменьшения вероятности пульсаций мощности, которое ведет к раскачиванию бу-

рильной колонны, необходимо равномерное участие в зацеплении зубьев всех колес. Для

этого в программе первоначально выбираются планетарные механизмы с простыми числами зубьев, а затем с числами зубьев взаимодействующих колес без общих делителей. В алгоритме программы предусмотрено вмешательство конструктора при невозможности реализации заложенных вариантов выбора.

В результате работы программы отбираются несколько наиболее рациональных решений. Для приведенного выше примера расчета ПКП оптимальными являются для 1-й ступени 3-й вариант, для 2-й ступени 2-й вариант.

Окончательный выбор осуществляется в диалоге с конструктором. Такой подход позволяет осуществлять проектирование приводов с ПКП с наименьшими трудовыми и временными затратами, обеспечивая при этом оптимальность компоновочных решений.

Разработанная программа, работающая в диалоговом режиме с конструктором, позволяет с учетом особенностей проектирования механических приводов, содержащих планетарные механизмы, минимизировать время проходки скважины, обеспечить компактность и минимальный вес привода.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Иткис, М. Я.* Статистическое моделирование кривой проходки / М. Я. Иткис, Д. В. Кубраков, И. М. Шандыбина // Химическое и нефтегазовое машиностроение. – 1998. – № 3. – С. 31–33.
2. *Иткис, М. Я.* Определение машинного времени подъема при проектировании трансмиссии СПК буровой установки / М. Я. Иткис, В. А. Костюков, И. М. Шандыбина // Автоматизация технологических процессов в машиностроении : межвуз. сб. науч. тр. / ВолгГТУ. – Волгоград, 1998. – С. 62–67.

ВОПРОСЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ, ЛИТЬЯ И СВАРКИ

УДК 621.791.72

*А. А. Антонов, А. А. Артемьев, Г. Н. Соколов, Ю. Н. Дубцов,
И. В. Зорин, А. А. Вавуленко, М. П. Королев, Н. Н. Устинов*

АРГОНДУГОВАЯ НАПЛАВКА ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКОЙ С ПОДАЧЕЙ МОДИФИКАТОРА В СВАРОЧНУЮ ВАННУ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: naplavka34@yandex.ru

Разработана технология аргонодуговой наплавки с использованием присадочной порошковой проволоки, содержащей частицы монокристалла титана. Определены технологические параметры ввода присадочной проволоки в сварочную ванну, обеспечивающие минимальную диссоциацию частиц тугоплавких химических соединений и эффективное модифицирование наплавленного металла. Составлена номограмма для выбора режимов подачи присадочной порошковой проволоки в диапазоне сварочного тока 250...350 А.

Ключевые слова: наплавка, порошковая проволока, присадочная проволока, твердость, модифицирование, нитрид титана.

*A. A. Antonov, A. A. Artem'ev, G. N. Sokolov, Y. N. Dubtsov,
I. V. Zorin, A. A. Vavulenko, M. P. Korolev, N. N. Ustinov*

ARGON ARC HARDFACING FLUX-CORED WIRE WITH THE FILING OF A MODIFIER IN THE WELD POOL

Volgograd State Technical University

Technology of argon arc welding with flux-cored wire filler containing particles of titanium mononitride is developed. A parameters of the process input filler wire into the weld pool, ensuring minimal dissociation of the refractory particles of chemical compounds and effective modification of the deposited metal are defined. Compiled a nomogram for selection supply mode filler of cored wire in the range welding current 250 ... 350 A.

Keywords: surfacing, flux cored wire, filler wire, hardness, modification, titanium mononitride.

Введение

Модифицирование ультрадисперсными тугоплавкими химическими соединениями является одним из перспективных способов достижения высокой износостойкости сплавов, обеспечивающим формирование мелкодисперсной структуры [1, 2]. Анализ известных способов [3–5] с использованием присадочных проволок показал, что их применение с целью модифицирования наплавленного металла может быть затруднено. К примеру, введение электронейтральных присадочных проволок, вводимых в хвостовую часть сварочной ванны под большими углами к наплавляемой поверхности приводит к привариванию проволоки к дну сварочной ванны [4]. При подаче в ванну нескольких проволок [5] металлический расплав

сильно переохлаждается и нарушается качество формирования наплавленного металла.

Цель настоящей работы заключается в экспериментальном определении оптимальных технологических параметров процесса аргонодуговой наплавки порошковой проволокой с использованием электронейтральной присадочной порошковой проволоки, содержащей модификатор на основе нитрида титана TiN.

Материалы, методы исследований и эксперимент

В качестве электродного материала использовали порошковую проволоку диаметром 1,8 мм, обеспечивающую получение наплавленного металла на основе железа типа 320X12M2HP. В качестве присадочной – порош-

© Антонов А. А., Артемьев А. А., Соколов Г. Н., Дубцов Ю. Н., Зорин И. В., Вавуленко А. А., Королев М. П., Устинов Н. Н., 2016

* Исследования выполнены при финансовой поддержке РФФИ (проекты № 16-08-01276, 16-38-00764мол_а), а также гранта Президента РФ (№ МК-4713.2016.8).

ковую проволоку диаметром 1,8 мм, состоящую из стальной низкоуглеродистой оболочки (08кп) и наполнителя, содержащего гранулированный порошок из нано- и микрочастиц нитрида TiN. Скорость подачи присадочной проволоки в сварочную ванну 12,6 м/ч выбирали из расчета получения в наплавленном металле TiN 0,56 масс.%. Дуговую наплавку в среде аргона проводили на наплавочной установке У-653 постоянным током обратной полярности, в качестве подложки использовали пластины из стали 20 (ГОСТ 1050–88) толщиной 12 мм.

Структуру и элементный состав наплавленного металла изучали с помощью оптической (цифровой микроскоп Carl Zeiss Axiovert 40 MAT) и электронной микроскопии (растровый электронный микроскоп Versa 3D). Твердость измеряли цифровым микротвердомером Duroline M по методу Викерса, вдавливанием индентора при нагрузке 0,245 и 9,8 Н.

Присадочную порошковую проволоку подавали вблизи фронта кристаллизации наплавленного металла согласно схеме, представленной на рис. 1.

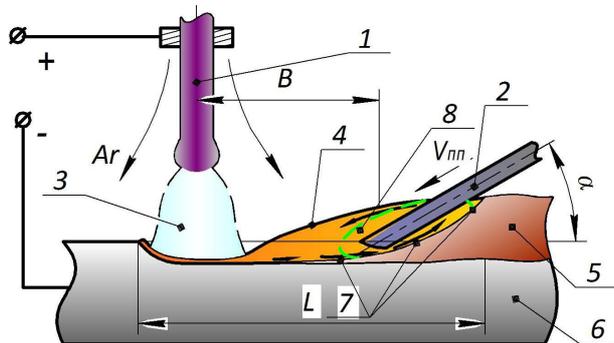


Рис. 1. Схема введения присадочной порошковой проволоки в сварочную ванну в процессе электродуговой наплавки: 1, 2 – электродная и присадочная порошковые проволоки соответственно; 3 – электрическая дуга; 4 – сварочная ванна; 5, 6 – наплавленный и основной металлы соответственно; 7 – фронт кристаллизации наплавленного металла; 8 – переохлажденная зона металлического расплава

Результаты и обсуждение

Исследование теплового поля в реакционной зоне над сварочной ванной показали, что введение в нее присадочной порошковой проволоки под 25...35° углом позволяет минимизировать перегрев содержащихся в наполнителе проволоки частиц нитрида титана в периферийных областях плазмы дуги. Также установлено, для гарантированного расплавления оболочки присадочной проволоки необходимо выбрать значение расстояния от электродной проволоки до торца плавящейся присадочной

проволоки В в зависимости от длины сварочной ванны L по формуле $B = (0,34...0,47)L$.

Металлографические исследования металла, наплавленного с использованием экспериментально выявленных диапазонов технологических параметров наплавки, показали высокую однородность распределения в его объеме микрочастиц TiN, которые имеют как глобулярную, так и кубовидную формы.

Исследованием структуры выделений кубической формы показано, что в их центральных областях находятся нано- и субмикроразмерные включения оксидов TiO₂, которые играют роль центров кристаллизации для нитридов TiN, выделяющихся из металлического расплава, насыщенного титаном и азотом, образовавшихся вследствие частичной диссоциации частиц модификатора. Также вероятно, что кубовидные нитриды могут формироваться на частицах TiN из состава модификатора.

Для оценки интенсивности диссоциации частиц TiN и однородности их распределения в наплавленном металле и в сварочной ванне определяли твердость металла, а также ее распределение по сечению микрошлифа в продольном и поперечном направлениях.

Снижение твердости наплавленного металла (рис. 2) с уменьшением расстояния В свидетельствует об увеличении интенсивности диссоциации частиц TiN.

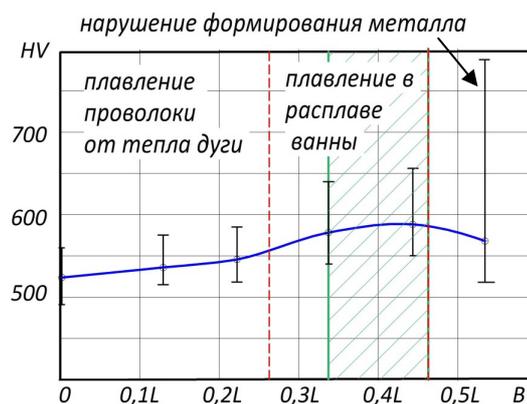


Рис. 2. Влияние расстояния В на характер плавления присадочной порошковой проволоки и твердость HV наплавленного металла (заштрихованная область – рекомендуемый диапазон значений В)

На основании результатов приведенных исследований можно графически показать влияние величины расстояния В на формирование наплавленного металла, степень диссоциации и однородность распределения включений TiN в его структуре. При смещении точки ввода

присадочной проволоки ближе к низкотемпературной области сварочной ванны величина разброса значений твердости по сечению НМ возрастает с 70 до 110 HV, а при значениях $B = 0,53L$ достигает 250 HV.

На основании результатов проведенных исследований можно графически показать влияние величины расстояния B на формирование наплавленного металла, степень диссоциации и однородность распределения включений TiN в его структуре. При смещении точки ввода присадочной проволоки ближе к низкотемпературной области сварочной ванны величина разброса значений твердости по сечению НМ возрастает с 70 до 110 HV, а при значениях $B = 0,53L$ достигает 250 HV.

Выявлено, что плавление оболочки присадочной проволоки в расплаве сварочной ванны эффективно происходит при значениях B равных $(0,27...0,47)L$. Однако с точки зрения максимальной защиты частиц тугоплавких химических соединений от диссоциации при сохранении качественного формирования наплавленного металла и высокой однородности распределения в нем модификатора значение показателя B следует выбирать в диапазоне $(0,34...0,47)L$ (рис. 2).

Разработана расчетно-экспериментальная методика выбора параметров введения присадочной порошковой проволоки в сварочную ванну при изменении параметров режима наплавки.

Скорость подачи присадочной проволоки $V_{пп}$ определяется требуемой массовой долей модификатора $M_{мод}$ для введения в наплавленный металл. Она зависит от удельных масс используемых электродной $m_э$ и присадочной $m_{пп}$ проволок, коэффициента k_3 заполнения присадочной проволоки порошком TiN, а также от доли $\gamma_{ом}$ участия основного металла в наплавленном. Массовую долю модификатора $M_{мод}$ в экспериментах выбирали в диапазоне $0,002...0,006$ (0,2...0,6 масс.% TiN). Таким образом, $V_{пп}$ можно определить по формуле:

$$V_{пп} = \frac{M_{мод} m_э V_э}{m_{пп} (k_3 - k_3 \gamma_{ом} - M_{мод})}, \quad (1)$$

где $V_э$ – скорость подачи электродной проволоки.

Экспериментально установлено, что модифицирование наплавленного металла реализуется наиболее эффективно при введении присадочной проволоки на расстоянии B от электродной проволоки, вычисленном по формуле:

$$B = kL = \frac{k\eta IU}{2\pi T_{пл} \lambda}, \quad (2)$$

где k – эмпирический коэффициент, обусловленный оптимальной скоростью плавления присадочной проволоки в сварочной ванне и зависящий от скорости ее подачи $V_{пп}$; L – длина сварочной ванны, м; η – эффективный КПД процесса нагрева изделия дугой (при сварке в аргоне – 0,70...0,80); I – сила сварочного тока, А; U – напряжение на дуге, В; λ – коэффициент теплопроводности наплавленного металла, Вт/м·К; $T_{пл}$ – температура плавления наплавленного металла, °С.

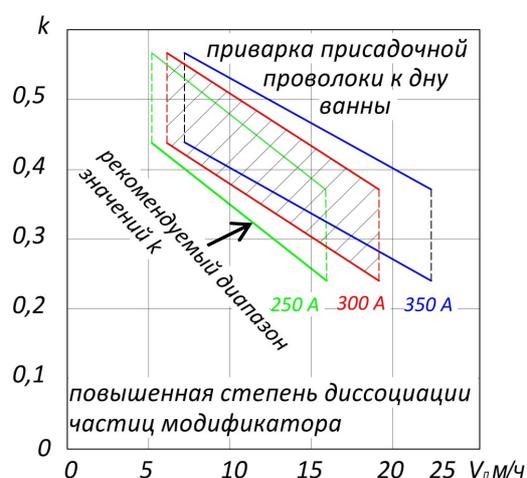


Рис. 3. Номограмма для выбора коэффициента k в зависимости от силы сварочного тока I и скорости $V_{пп}$ подачи присадочной проволоки

Для выбора коэффициента k , зависящего от скорости подачи присадочной проволоки, а также силы сварочного тока, разработана номограмма (рис. 3). Так, при необходимости увеличения степени модифицирования металла, равно как и при повышении доли участия основного металла в наплавленном, возрастает величина $V_{пп}$, и требуется корректировка значения k в границах диапазона, соответствующего определенной величине сварочного тока. Это объясняется недостаточным для полного расплавления оболочки присадочной проволоки временем нахождения в ванне при неизменной ее глубине. Вместе с тем, увеличение силы тока приводит к увеличению значений $V_э$, $\gamma_{ом}$ и соответственно $V_{пп}$ при неизменной величине $M_{мод}$ (согласно формуле 1), что смещает область значений k на номограмме (рис. 3) вправо. При этом изменять величину коэффициента k не требуется, поскольку повышенная скорость подачи присадочной проволоки компенсируется увеличением глубины сварочной ванны, что

обеспечивает полное расплавление в ней облочка присадочной проволоки.

Алгоритм подбора и расчета параметров режима разработанного способа наплавки заключается в следующем.

1. Экспериментально определяют основные параметры режима наплавки (I , U , V_H), исходя из условия качественного формирования валика наплавленного металла при минимальной доле участия основного металла и достаточной производительности процесса наплавки.

2. Экспериментально определяют долю участия $\gamma_{ом}$, удельные массы m_s , $m_{пп}$, коэффициент k_3 и, задаваясь требуемой массовой долей $M_{мод}$ модификатора, рассчитывают по формуле (1) скорость подачи присадочной проволоки $V_{п}$.

3. На основании известных значений I и $V_{пп}$ по номограмме (рис. 3) определяют диапазон допустимых значений коэффициента k .

4. Рассчитывают на основании известных формул значение $T_{пл}$, определяют по справочным данным коэффициент λ и на основании выбранного коэффициента k вычисляют по формуле (2) расстояние между электродом и присадкой B .

5. Выбирают из рекомендованного диапазона 25...30° угол α наклона присадочной проволоки.

Результаты исследования структуры и твердости модифицированного наплавленного металла типа 320X12M2НТР, полученного при наплавке на различных режимах, параметры которых были рассчитаны по предложенному алгоритму, показали, что все образцы обладают похожей микроструктурой, а разброс значений твердости металла минимальный. Это свидетельствует о создании сопоставимых теплофизических и гидродинамических условий для эффективного массопереноса частиц TiN из электронейтральной присадочной проволоки в формирующийся наплавленный металл.

Сравнение модифицированного с использованием разработанного способа и немодифицированного наплавленных металлов типа 320X13M2НТР показало, что введение 0,4 масс. % частиц TiN в сварочную ванну в составе присадочной порошковой проволоки не ведет к порообразованию и способствует росту твердости наплавленного металла с 55 до 57 HRC,

при этом его стойкость к абразивному изнашиванию возрастает на 20 %.

Выводы

Выявлено, что полное расплавление облочка присадочной порошковой проволоки, подаваемой в сварочную ванну, уменьшение диссоциации и однородное распределение, в металлическом расплаве ультрадисперсных частиц модификатора, а также качественное формирование поверхности наплавленного металла обеспечиваются при соблюдении углов наклона присадочной проволоки к наплавляемой поверхности и расстоянию между ее торцом и плавящимся электродом в диапазонах 25...30° и (0,34...0,47) от длины сварочной ванны соответственно.

Разработанная методика выбора технологических параметров введения присадочной проволоки в сварочную ванну в процессе аргодуговой наплавки плавящимся электродом в диапазоне сварочных токов 250...350 А дает возможность целенаправленно управлять процессом экзогенного модифицирования наплавленного металла путем расчета оптимальных значений скорости подачи присадочной проволоки и расстояния между ее торцом и плавящимся электродом.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Еремин, Е. Н. Применение наночастиц тугоплавких соединений для повышения качества сварных соединений из жаропрочных сплавов / Е. Н. Еремин // Омский научный вестник. – 2009. – № 3. – С. 63–67.
2. Модифицирование структуры наплавленного металла нанодисперсными карбидами вольфрама / Г. Н. Соколов, В. И. Лысак, А. С. Трошков, И. В. Зорин, С. С. Горемыкина, А. В. Самохин, Н. В. Алексеев, Ю. В. Цветков // Физика и химия обработки материалов. – 2009. – № 6. – С. 41–47.
3. Жилин, П. Л. Исследование увеличения производительности и качества процесса сварки в CO₂ с дополнительной холодной присадкой / П. Л. Жилин, Б. П. Конищев, С. А. Лебедев // Сварка и диагностика. – 2015. – № 4. – С. 42–46.
4. Якушин, Б. Ф. Новая технология формирования подслоя при износостойкой дуговой наплавке / Б. Ф. Якушин, А. В. Сударев, В. Н. Куценко // Сварка и диагностика. – 2009. – № 5. – С. 32–37.
5. Виноградов, А. Н. Анализ результатов исследования образцов, наплавленных автоматической наплавкой под слоем флюса при различных режимах подачи присадочной проволоки / А. Н. Виноградов, В. В. Мешков // Тяжелое машиностроение. – 2011. – № 7. – С. 2–7.

УДК 669.53.49

*А. А. Барон, Л. В. Палаткина***ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ СТРУКТУРЫ СЕРОГО ЧУГУНА
НА ТВЕРДОСТЬ И ПРОЧНОСТЬ ОТЛИВОК****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: a_baron@mail.ru, lv.palatkina@yandex.ru

Исследованы факторы, влияющие на взаимосвязь предела прочности σ_B и твердости НВ серых чугунов с пластинчатым графитом. Показано, что разброс значений предела прочности при данной величине твердости обусловлен одним из параметров первичной структуры – объемной долей дендритных кристаллов первичного аустенита. Установленные закономерности позволяют повысить точность метода экспрессной оценки качества чугунных отливок.

Ключевые слова: серый чугун, пластинчатый графит, дендритные кристаллы первичного аустенита, твердость по Бринеллю, предел прочности.

*A. A. Baron, L. V. Palatkina,***INFLUENCE OF PARAMETERS OF STRUCTURE OF GREY CAST IRON
ON THE HARDNESS AND STRENGTH OF CASTINGS****Volgograd State Technical University**

The factors influencing the relationship between tensile strength and hardness of grey cast irons are investigated. It is shown that the scatter in tensile strength values at the given hardness level correlates with parameter of a primary microstructure – volume fraction of dendrite crystals of primary austenite. The established relationships allow to increase the accuracy of a method of express assessment of quality of iron castings.

Keywords: cast iron, Brinell hardness, tensile strength, flaky graphite, dendrite, cell of the eutectic matrix.

В практике литейного производства качества серого чугуна оценивают значениями предела прочности σ_B стандартных разрывных образцов диаметром 30 мм. Известно [1], что эти значения σ_B можно пересчитать на любую толщину стенок отливок. Определение твердости по Бринеллю НВ позволяет рассчитать показатель качества ($K = \sigma_B/\text{НВ}$) [2], оптимальные значения которого (1,2–1,4) достигаются при высоких значениях предела прочности и относительно низкой твердости. С практической точки зрения удобно определять показатель качества непосредственно в условиях производства или эксплуатации отливок (*in situ*). Контроль твердости чугунных отливок непосредственно в условиях их производства и эксплуатации давно и успешно применяется для экспресс-оценки механических свойств [3]. Широко известны методы оценки предела прочности сталей по твердости [4, 5]. Однако корреляционные соотношения между σ_B и НВ для чугунов значительно менее надежны вследствие большого разброса данных. Одной и той же твердости могут соответствовать разные значения предела прочности. Анализ литературных источников свидетельствует, что целенаправленные исследования по данному вопро-

су не проводились. Поэтому в настоящей работе было исследовано влияние параметров структуры на взаимосвязь предела прочности и твердости.

Конечным результатом может являться повышение точности косвенной оценки предела прочности серых чугунов по их твердости.

Материалы и методы исследования

Исследования выполнялись на образцах серого чугуна с пластинчатым графитом, полученных из металла ваграночной плавки по штатной технологии в производственных условиях литейного цеха, в виде стержней $\varnothing 30$ мм и длиной 340 мм, залитых в сырую песчаноглинистую форму. Из-за широкого распространения наиболее интересными для исследования были чугуны с пределом прочности от 150 до 350 МПа, химический состав которых соответствовал рекомендациям ГОСТ 1412–85 (СТ СЭВ 4560-84) [6].

Степень эвтектичности S_C в исследованных заготовках чугуна изменялась незначительно в пределах от 0,82 до 1,0. В содержании таких элементов как Mn, Cr, P, и S (0,79; 0,12; 0,065 и 0,04 % соответственно), различий не наблюдалось. Углерод (2,98–3,47 %) и кремний (1,75–2,85 %) также находились в пределах, рекомен-

дуемых ГОСТ 1412–85 [6] для составов чугунов перлитного класса соответствующим маркам от СЧ 15 до СЧ 35.

База промышленных испытаний разных марок серого чугуна включала значения предела прочности σ_B и твердости НВ образцов серого чугуна от 142 различных плавок.

Металлографический анализ структуры серых чугунов проводили на шлифах, изготовленных из материала стандартных разрывных образцов. При этом осуществляли просмотр всей поверхности шлифа путем перемещения предметного столика микроскопа с исследуемым образцом и выбирали для анализа в плоскости шлифа наиболее типичные 3–5 полей зрения.

Изучались различия в структуре, предположительно отражающиеся на величине предела прочности.

Проводилась оценка графита и вторичной структуры в соответствии с требованиями ГОСТ 3443–87 [7]. Для выявления перлитной структуры металлической основы проводили кратковременное травление в 4 % HNO_3 .

Дендриты первичного аустенита в сером чугуне при исследовании их методами оптической металлографии выявляли многократным

травлением в смеси борной и серной кислот: борная кислота в количестве (10–30) г.; серная кислота в объеме 100 мл. Травление кратковременное (6–10) с, после чего шлиф промывался проточной водой и переполировывался.

Количественные металлографические исследования с целью определения объемной доли дендритных кристаллов первичного аустенита ($f_{\text{дк}}$) выполняли методом секущих на микроскопе МЕТАМ ЛВ-41, при увеличениях от 10 до 100.

Результаты и их обсуждение

По результатам проведенных механических испытаний серых чугунов была построена зависимость между пределом прочности и твердостью по Бринеллю (рис. 1), которую можно аппроксимировать уравнением

$$\sigma_B = 1,6217\text{HB} - 109,38. \quad (1)$$

Коэффициент корреляции составил 0,78.

Как видно из рис. 1, разброс значений предела прочности при одной и той же твердости весьма значителен. Поэтому надежный прогноз предела прочности по твердости с помощью уравнения (1) вряд ли возможен.

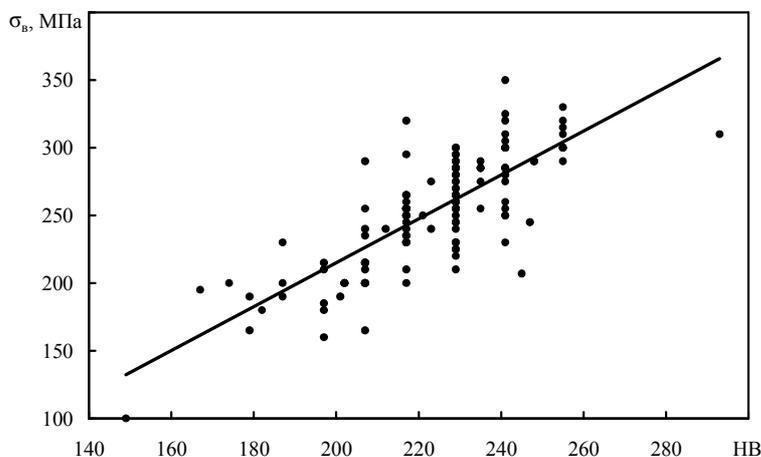


Рис. 1. Зависимость предела прочности σ_B от твердости по Бринеллю НВ

С целью выяснения причин разброса в значениях σ_B были проведены металлографические исследования структуры чугунов в соответствии с требованиями ГОСТ 3443–87 [7]. При изучении влияния вторичной структуры в соответствии с требованиями ГОСТ 3443–87 [7] на прочность чугунных заготовок не удалось выявить значимые параметры, так как структура чугунов от СЧ 15 и до СЧ 35 имеет практически сходные характеристики, несмот-

ря на существенную разницу пределов прочности. Установлено, что металлическая основа (рис. 2, а) исследуемых марок чугунов характеризуется содержанием перлита в количестве порядка 92–98 %, что соответствует по классификации ГОСТа 3443–87 [7] двум классам П98 и П96 со степенью дисперсности (определяемой средним расстоянием между пластинами цементита) от 1,0 мкм для чугуна марок СЧ 35 и до 1,6 мкм для чугуна марок СЧ 15.

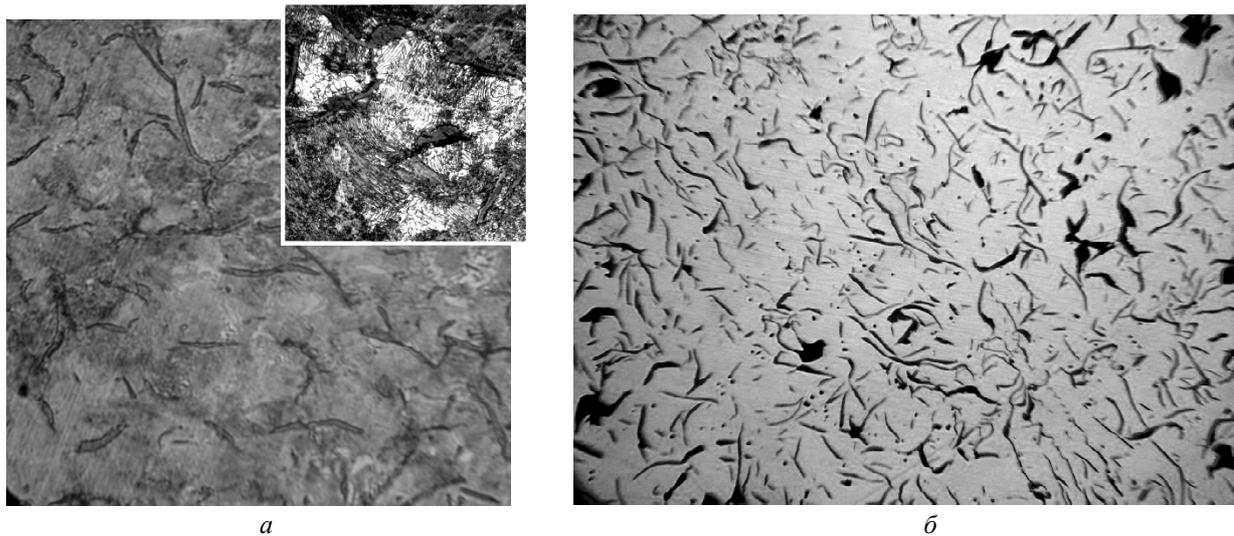


Рис. 2. Структура исследуемых чугунов при оценке в соответствии с требованиями ГОСТ 3443–87:
 а – высокодисперсный перлит металлической основы, $\times 150$ с увеличенным фрагментом, $\times 600$ (травлено ниталем);
 б – графит в плоскости шлифа (нетравлено) $\times 100$

Длина наблюдаемых графитовых включений пластинчатой прямолинейной формы (ПГф1) с распределением в виде сплошного поля (ПГр 8 и ПГр 9) находилась в пределах от 15 до 60 мкм, что соответствует группам ПГд 15 и ПГд 25.

Проведенный таким образом анализ графита и вторичной структуры не выявил взаимосвязи с характеристиками прочности исследуемых чугунов.

Для дальнейших исследований на зависимости рис.1 были выбраны четыре уровня

твердости (207, 217, 229 и 241 НВ), при которых разброс значений σ_B наиболее значителен. Так, при твердости НВ 207 предел прочности изменялся от 165 до 290 МПа; при твердости НВ 217 – от 200 до 320 МПа; при твердости НВ 229 – от 210 до 300 МПа; при твердости НВ 241 – от 230 до 350 МПа.

Далее исследовали влияние первичной структуры. Для каждого из выше названных уровней твердости установлена зависимость σ_B от объемной доли дендритных кристаллов первичного аустенита $f_{ДК}$ (рис. 3).

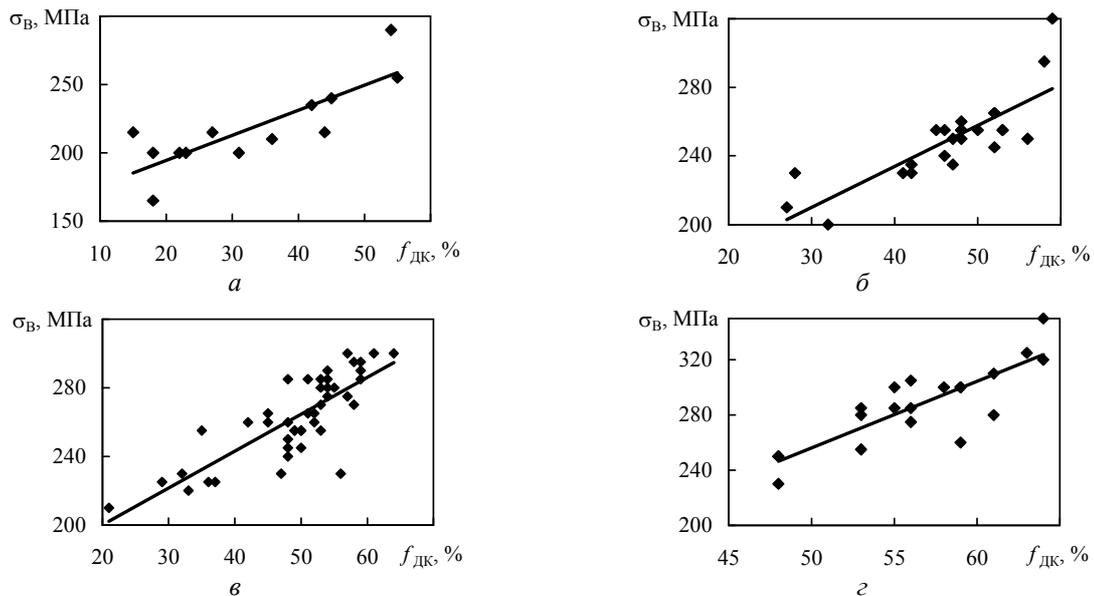


Рис. 3. Зависимость предела прочности чугуна σ_B от объемной доли дендритных кристаллов первичного аустенита в объеме образцов $f_{ДК}$ при постоянной твердости по Бринеллю НВ:
 а, б, в, г – соответственно НВ 207, 217, 229 и 241

Полученные графики были аппроксимированы линейными зависимостями:

НВ 207	$\sigma_B = 1,8301 f_{ДК} + 157,93$
НВ 217	$\sigma_B = 2,3862 f_{ДК} + 138,44$
НВ 229	$\sigma_B = 2,15 f_{ДК} + 156,95$
НВ 241	$\sigma_B = 4,8316 f_{ДК} + 14,508$

Как следует из рис. 3, при каждой твердости, с ростом количества дендритов в объемах образцов, прочность чугуна увеличивается. На рис. 4 представлены характерные для исследуемых чугунов дендриты первичного аустенита в образцах с разной прочностью, но одинаковой твердостью НВ 229, рис. 3 в.

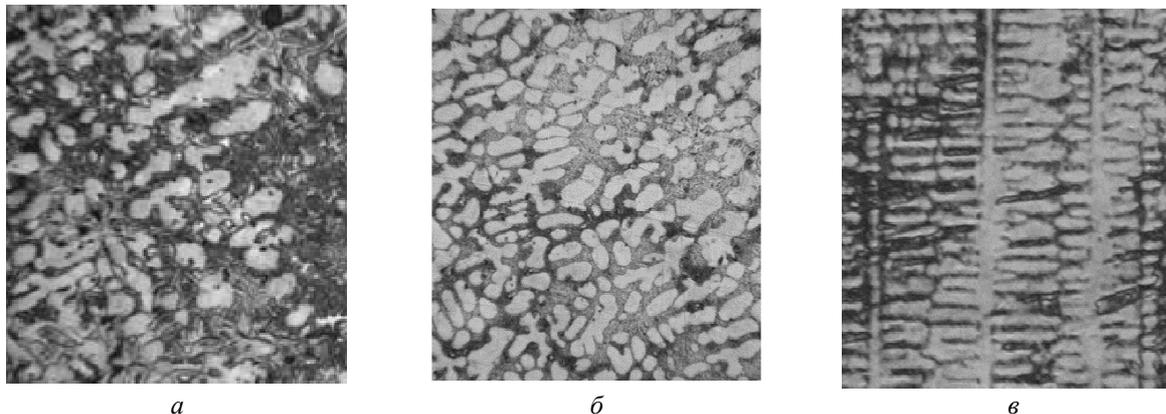


Рис. 4. Первичные дендритные кристаллы для различных количественных уровней $f_{ДК}$, %: $a - 20$; $b - 35$; $c - 55$. Травление смесью серной и борной кислот, $\times 90$

Различия в значениях предела прочности при постоянстве твердости связывали с различиями в расположении дендритных кристаллов относительно прикладываемой нагрузки, их морфологией и их взаимодействием с магистральной трещиной при разрушении [8].

Полученные количественные закономерности объясняют причины разброса значений предела текучести при неизменном уровне твердости. Очевидно, что после измерения твердости для повышения достоверности косвенного определения предела прочности следует определить объемную долю дендритных кристаллов и рассчитать величину σ_B по предложенным в настоящей работе уравнениям.

Выводы

1. Для широкого интервала исследованных перлитных серых чугунов марок от СЧ 15 до СЧ 35 показано отсутствие взаимосвязи предела прочности при растяжении с параметрами графитовых включений и вторичной структурой.

2. Установлено, что разброс значений предела текучести при неизменной твердости обусловлен объемной долей дендритных кристаллов первичного аустенита.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Абкувер, Ж.* Анизотропия и механические свойства серого чугуна / Ж. Абкувер // 27-й Международный конгресс литейщиков : сб. докладов ; под ред. П. П. Берга. – М. : Машиностроение, 1961. – С. 279–293.
2. *Паттерсон, В.* Микроструктура чугуна и его свойства / В. Паттерсон // 29-й Международный конгресс литейщиков. – М. : Машиностроение, 1967. – С. 55–63.
3. *Дрозд, М. С.* Динамический метод контроля твердости чугунных отливок / М. С. Дрозд, Ю. И. Славский, А. А. Барон // Литейное производство. – 1973. – № 10. – С. 18–19.
4. *Дрозд, М. С.* Определение механических свойств металла без разрушения / М. С. Дрозд. – М. : Metallurgia, 1965. – 172 с.
5. *Марковец, М. П.* Определение механических свойств металлов по твердости / М. П. Марковец. – М. : Машиностроение, 1979. – 191 с.
6. ГОСТ 1412–85 (СТ СЭВ 4560–84) Чугун с пластинчатым графитом для отливок. Марки. – Взамен ГОСТ 1412 – 79; введ. 01.01.87 – М.: Стандартинформ, 2005. – 8 с. – (Межгосударственный стандарт).
7. ГОСТ 3443–87. Отливки из чугуна с различной формой графита. Методы определения структуры. – Взамен ГОСТ 3443–77; введ. 01.07.88. – М. : Стандартинформ, 2005. – 42 с. – (Межгосударственный стандарт).
8. *Костылева, Л. В.* Сопротивляемость первичной структуры серого чугуна распространению трещин отрыва / Л. В. Костылева, Л. В. Палаткина, В. А. Ильинский // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2008. – № 5. – С. 31–34.

УДК 621.791.062

О. П. Бондарева, Э. В. Седов, И. Л. Гоник, О. Б. Крючков

**ВЛИЯНИЕ СТАБИЛИЗИРУЮЩЕГО ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ
И СВОЙСТВА МЕТАЛЛА ОКОЛОШОВНОЙ ЗОНЫ
СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ФЕРРИТО-АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 08X18Г8Н2Т**

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: tecmat@vstu.ru

В работе рассматривается влияние параметров отжига на структуру и свойства металла зоны термического влияния сварных соединений феррито-аустенитной стали 08X18Г8Н2Т. Выявлено падение ударной вязкости в интервале температур 400–700 °С, что связано с явлениями отпускной хрупкости и процессами выделения избыточных карбидных фаз на границах зерен ферритной и аустенитной структуры. Установлено, что отжиг при температуре 900 °С увеличивает ударную вязкость и уменьшает твердость металла за счет растворения избыточных фаз и увеличения количества аустенита.

Ключевые слова: феррито-аустенитная сталь, зона термического влияния, ударная вязкость, термический цикл сварки.

O. P. Bondareva, E. V. Sedov, I. L. Gonik, O. B. Kryuchkov

**INFLUENCE STABILIZES ANNEALING ON THE STRUCTURE
AND PROPERTIES OF METAL HEAT-AFFECTED ZONES
OF WELDED JOINTS OF FERRITE-AUSTENITIC STEEL 08H18G8N2T**

Volgograd State Technical University

This paper examines the influence of parameters of the annealing on the structure and properties of metal heat affected zone of welded joints of ferrite-austenitic steel 08H18G8N2T. Revealed the drop in toughness in the temperature range of 400-700°C that is connected with the phenomena of brittleness and processes of allocation of excess carbide phases at the grain boundaries of the ferritic and austenitic structures. It is established that annealing at a temperature of 900 °C increases the toughness and lowers the hardness of the metal due to the dissolution of excess phases and increasing the amount of austenite.

Keywords: ferrite-austenitic steel, the heat affected zone, impact strength, thermal welding cycle.

Актуальной проблемой химического и нефтегазового машиностроения является обеспечение надежности сварных соединений при производстве конструкций из феррито-аустенитных сталей [1–4]. Такие стали сваривать достаточно сложно, так как они имеют ярко выраженную склонность к перегреву и охрупчиванию металла в зоне термического влияния (ЗТВ). Охрупчиванию способствует формирование в процессе сварки крупнозернистой структуры в связи

с перегревом ферритной фазы, образующейся вблизи зоны сплавления, превращение обогащенного при высокой температуре углеродом аустенита в мартенсит при охлаждении сварного соединения, а также значительного уровня временных и остаточных внутренних напряжений

[2–5]. Поэтому для устранения этих явлений в технологическом процессе производства сварных конструкций из феррито-аустенитных сталей целесообразно применять последующую термическую обработку – стабилизирующий отжиг.

Целью данной работы являлось исследование влияния температуры и продолжительности отжига на структуру и свойства металла околошовной зоны (ОШЗ) сварных соединений стали 08X18Г8Н2Т ГОСТ 5632–72.

Данная сталь широко используется для изготовления сварной аппаратуры, работающей при повышенных температурах в агрессивных средах химической, пищевой и др. отраслях промышленности, ее химический состав приведен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав стали 08X18Г8Н2Т опытной плавки

Сталь марки 08X22Н6Т	Содержание элементов, %							
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Ti
По ГОСТ 5632-72	не более 0,08	не более 0,8	7,0–9,0	не более 0,025	не более 0,035	17,0–19,0	1,8–2,8	0,2–0,5
Опытная плавка	0,08	0,65	8,75	0,012	0,010	18,46	2,66	0,24

Испытания проводились на образцах, вырезанных из основного металла в состоянии поставки, а также на образцах после имитации термического цикла сварки (ТЦС), используя установку высокоскоростного электронагрева. Максимальная температура нагрева составляла 1300 °С, скорость нагрева 100 °С/с, скорость охлаждения 2 °С/с. В процессе нагрева имитировали высокотемпературный участок зоны термического влияния (ЗТВ) сварного соединения. После имитации ТЦС заготовки подвергали отжигу в электрической печи сопротивления SNOL7.2/1300. Температура отжига варьировалась в пределах от 400 до 900 °С, а длительность выдержки составляла 1–4 ч.

Из образцов с имитированной ЗТВ изготавливали образцы размерами 10x10x55 мм тип XI ГОСТ 9454–78 для определения ударной вязкости. Твердость по Виккерсу определяли на приборе ТПП-2 по ГОСТ 2999–75. Для структурного количественного анализа металла использовали дифрактометр ДРФ-2. Микроструктуру образцов исследовали на микроскопе МИМ-8. Фрактографическое исследование проводили с помощью электронной микроскопии на изломах ударных образцов в просвечивающем микроскопе УЭМБ-100К. Структуру выявляли электролитическим травлением в ца-

велевой кислоте. Для разделения фаз использовали окрашивание в реактиве Гросбека.

По результатам исследования микроструктуры выявлено, что в исходном состоянии образцы данной стали имеют двухфазную феррито-аустенитную структуру с четко выраженной текстурой прокатки. Матрицей является феррит (α -фаза), зерна аустенита (γ -фаза) вытянуты, во всех образцах в состоянии поставки регламентированное соотношение структурных составляющих (40–60 % каждой из фаз). Структура образцов, подвергнутых имитированному нагреву при сварке, сильно отличается от исходной. Прежде всего, не наблюдается выраженной анизотропии, а также в 1,5–2 раза возрастает количество α -фазы. Сопоставление результатов металлографического и рентгеноструктурного анализов свидетельствует о том, что во всех образцах образуется мартенситная фаза (до 20–25 %). Под действием термического цикла сварки в металле околошовной зоны сварных соединений происходит интенсивный рост зерна (в 4–5 раз), а по границам крупных равноосных зерен феррита выделяется вторичный аустенит.

Результаты исследования механических свойств основного металла и металла околошовной зоны приведены в табл. 2.

Таблица 2

Ударная вязкость и твердость металла сварных соединений стали 08X18Г8Н2Т после термической обработки

Температура отжига, °С	Основной металл			Металл зоны термического влияния		
	Ударная вязкость KCV, МДж/м ²		Твердость HV	Ударная вязкость KCV, МДж/м ²		Твердость HV
	Температура испытания, °С			Температура испытания, °С		
	-20	20		-20	20	
исходное состояние	0,78	1,48	240	0,18	1,18	287
400	0,72	1,40	251	0,15	1,15	291
500	0,55	1,15	267	0,08	1,01	325
600	0,24	0,61	291	0,05	0,54	341
700	0,29	0,73	291	0,09	0,73	320
800	0,56	0,99	269	0,18	1,08	295
900	0,89	1,41	249	0,32	1,33	286

Выявлено, что отжиг стали 08X18Г8Н2Т при температуре 400 °С и выдержке 1 ч приводит к незначительному снижению ударной вязкости как основного металла, так и металла зоны термического влияния (см. табл. 2). Увеличение длительности выдержки отжига до 4 ч практически не влияет на показатели ударной

вязкости (рис. 1). С повышением температуры отжига до 600 °С ударная вязкость как основного металла, так и металла зоны термического влияния падает. Так ударная вязкость основного металла $KCV^{-20}=0,24$ МДж/м², а металла ЗТВ $KCV^{-20}=0,05$ МДж/м². Дальнейшее повышение температуры отжига приводит к увеличению

ударной вязкости. Максимального значения ударная вязкость достигает при температуре 900 °С. Так для основного металла $KCV^{-20} = 0,89 \text{ МДж/м}^2$, а для металла ЗТВ $KCV^{-20} = 0,32 \text{ МДж/м}^2$ (рис. 1, а и б).

Показатели твердости исследуемых образцов хорошо коррелируют с показателями ударной вязкости. Минимальные значения твердости наблюдаются при температуре отжига 900 °С, а максимальные значения реализуются при температурах отжига 600–700 °С, что, по-видимому, связано с явлениями отпускной хрупкости, которая происходит в результате медленного охлаждения с температур около 650 °С. Данные процессы традиционно проис-

ходят в хромоникелевых сталях, а марганец способствует развитию этих явлений. Приведенные разъяснения подтверждаются исследованиями изломов образцов. Излом ударных образцов из преимущественно волокнистого, например, у исходного металла или металла после отжига при температуре 900 °С, превращается, в основном, в межкристаллитный. Причинами такого изменения механических свойств, может являться перераспределения основных легирующих элементов, приводящего к изменению в соотношении α и γ^1 -фаз, а кроме этого выделениями избыточных хрупких фаз по границам зерен, что было обнаружено в ранее проведенных работах [1, 4].

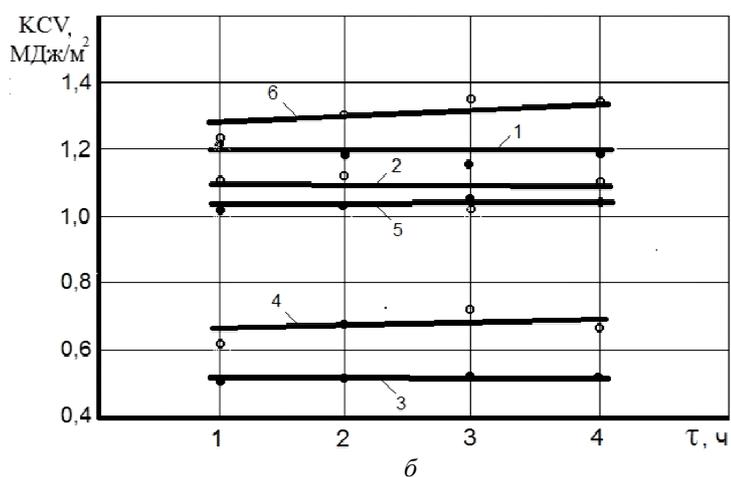
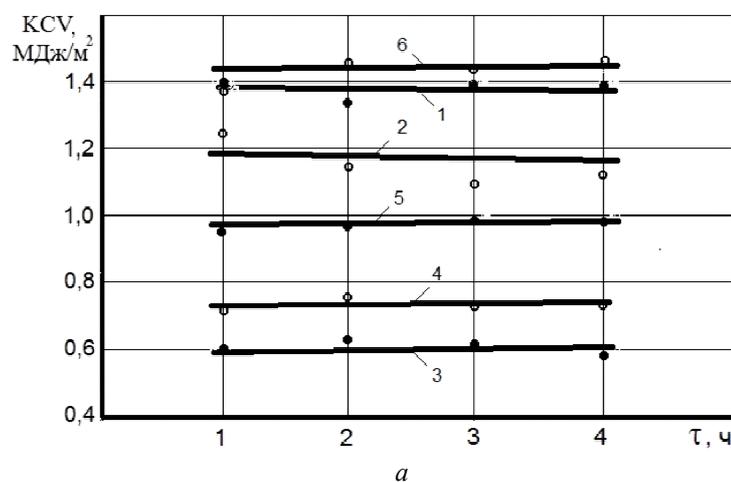


Рис. 2. Зависимость ударной вязкости при комнатной температуре от длительности отжига основного металла (а) и металла зоны термического влияния (б): 1, 2, 3, 4, 5, 6 – соответственно температура отжига 400 °С, 500 °С, 600 °С, 700 °С, 800 °С, 900 °С

Исследование микроструктуры показало, что видимых изменений в структуре не происходит вплоть до температуры 700 °С. При температуре отжига 800 °С наблюдается значи-

тельное увеличение γ^1 -фазы, а при температуре 900 °С структура зоны термического влияния становится более однородной, количество γ^1 -фазы увеличивается до 85–90 % (рис. 2).

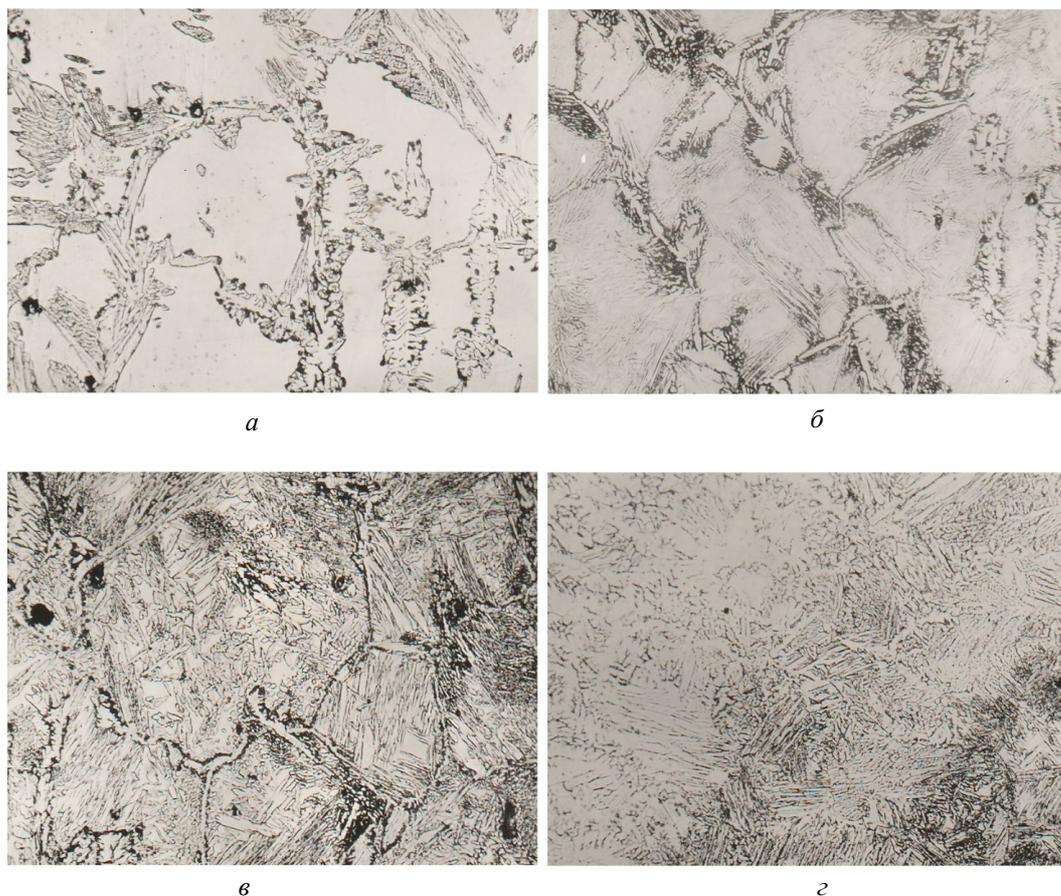


Рис. 2. Микроструктура зоны термического влияния сварного соединения стали 08X18Г8Н2Т после воздействия термического цикла сварки (а), после отжига при температуре 700 °С выдержка 1 час (б), после отжига при температуре 800 °С выдержка 1 ч (в), после отжига при температуре 900 °С выдержка 1 ч (г); $\times 300$

Рентгеноструктурный анализ показал, что при температуре 400 °С параметр решетки α и γ^1 -фаз основного металла и металла ЗТВ практически не изменяется. При температуре отжига 500–700 °С параметр решетки α -фазы и γ^1 -фазы уменьшается, что связано с процессами карбидообразования в обеих фазах. Таким образом, падение ударной вязкости объясняется выделением избыточных фаз и, в первую очередь в феррите, что приводит к охрупчиванию феррита. При дальнейшем повышении температуры до 800–900 °С происходит растворение избыточных фаз и увеличение количества γ^1 -фазы, а за счет этого ударная вязкость основного металла и металла ЗТВ возрастает.

Выводы

1. Отжиг в интервале температур 400–700 °С приводит к охрупчиванию основного металла и металла ЗТВ сварных соединений стали 08X18Г8Н2Т.

2. Падение ударной вязкости в интервале температур 400–700 °С связано с явлениями от-

пускной хрупкости и процессами выделения избыточных карбидных фаз на границах зерен ферритной и аустенитной структуры.

3. Увеличение длительности выдержки отжига практически не влияет на показатели механических характеристик металла околошовной зоны.

4. Отжиг при температуре 900 °С увеличивает ударную вязкость и уменьшает твердость основного металла и металла ЗТВ сварных соединений стали 08X18Г8Н2Т.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бондарева, О. П. Влияние термоциклической обработки на структуру и свойства металла околошовной зоны сварных соединений феррито-аустенитных сталей / О. П. Бондарева, Э. В. Седов, И. Л. Гоник // Химическое и нефтегазовое машиностроение. – 2016. – № 7. – С. 45–48.
2. Хубрих, М. А. Кинетика фазовых и структурных превращений стали 08X22Н6Т под воздействием термического цикла сварки / М. А. Хубрих, Г. А. Сальников, О. П. Бондарева [и др.] // Химическое и нефтяное машиностроение. – 1986. – № 3. – С. 23–25.
3. Бондарева, О. П. Влияние термического цикла сварки на трещиностойкость металла околошовной зоны

сварных соединений феррито-аустенитных сталей / О. П. Бондарева, Э. В. Седов, И. Л. Гоник // Известия ВолГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 5(160) / ВолГТУ. – Волгоград, 2015. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 139–142.

4. Effect of thermal cycling treatment on structure and properties of ferritic-austenitic steel welded joint heat-affected zone metal / Bondareva O.P., Sedov E.V., Gonik I.L. //

Chemical and Petroleum Engineering.– 2016.– № 11. – P. 506-511.

5. Бондарева, О. П. Исследование трещиностойкости феррито-аустенитных сталей / О. П. Бондарева, И. Л. Гоник, Э. В. Седов // Известия ВолГТУ : межвуз. сб. науч. ст. / ВолГТУ. – Волгоград, 2013. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 90–93.

УДК 621.785

О. Б. Крючков, И. А. Миронов, Э. В. Седов, О. П. Бондарева

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА УГАР МЕТАЛЛА ПРИ ЕГО НАГРЕВЕ В НАГРЕВАТЕЛЬНЫХ И ТЕРМИЧЕСКИХ ПЕЧАХ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail:olegk@vstu.ru

В настоящей статье приведены результаты экспериментального исследования влияния различных защитных покрытий на угар металла при его нагреве в термических и нагревательных печах в зависимости от времени и температуры.

Ключевые слова: защитные покрытия металлов, угар, обезуглероживание, нагрев под термообработку и обработку металлов давлением.

О. В. Kryuchkov, I. A. Mironov, E. V. Sedov, O. P. Bondareva

STUDY OF PROTECTIVE COATINGS FOR METAL FERVOR WHEN HEATED IN THE HEATING AND THERMAL FURNACES

Volgograd State Technical University

This paper presents the results of an experimental study of the influence-of the various protective coatings metal fumes during heating in thermal-applicable heater and furnaces, depending on time and temperature.

Keywords: protective coatings of metals, waste, decarbonization, heating of a heat treatment and metal forming.

При нагреве заготовок и деталей под термическую обработку и обработку металлов давлением в воздушной атмосфере электрических печей сопротивления и в атмосфере продуктов сгорания топливных печей поверхность металла взаимодействует с кислородом с образованием слоя окалины. Помимо этого, поверхность металла обезуглероживается [1]. С повышением температуры и продолжительности нагрева угар металла возрастает. При прокатке заготовок окалина может закатываться в ее поверхность и из-за высокой ее твердости и ускорять износ прокатных валков. В процессе нагрева происходит не только окисление поверхности металла, но и обезуглероживание и обеднение поверхности сплавов легирующими элементами. В результате изменения химического состава поверхностных слоев сплавов, снижаются их механические и коррозионные свойства. Окисленный слой металла с поверхности заготовок можно удалять с помощью механической обработки или травлением в кислотах и щелочах, что требует больших затрат ра-

бочего времени и большого количества металлорежущих станков [2]. Защиту от окисления поверхности заготовок можно проводить в печах с контролируемой атмосферой и в вакуумных печах. Однако такие печи пока еще дефицитны и недостаточно эффективны из-за небольшого объема рабочего пространства печи и большой стоимости защитной атмосферы. Обработка деталей в вакууме требует в несколько раз больше времени, чем обработка в обычных печах, хотя и снижает себестоимость деталей по сравнению с термообработкой в окислительной среде. Мелкие детали можно подвергать термообработке в расплавах солей, а также использовать скоростной нагрев. Однако эффективную защиту от образования окалины, обезлегирования и обезуглероживания обеспечить вышеперечисленными методами в полной мере не удастся.

Из литературных источников известны попытки исследователей снизить угар и обезуглероживание поверхности заготовок с помощью защитных покрытий, наносимых на заготовку

перед ее нагревом и удаляемых с ее поверхности после нагрева [3, 4]. Вместе с тем в работах часто не приводятся составы защитных покрытий, температуры нагрева и угар металла. В работе сделана попытка восполнить эти недостатки.

В настоящей работе исследование влияния защитных покрытий на угар металла проводилось на стальных цилиндрических образцах длиной 120 мм и диаметром 10 мм из стали 20, представленных на рис. 1. Поверхность образцов обрабатывалась составом для снятия ржавчины и зачищалась наждачной бумагой, после чего образцы взвешивались и клеймились.

На поверхность образцов при помощи кисти наносились защитные покрытия, которые подвергались сушке в печи при температуре 150 °С в течение 2 ч.

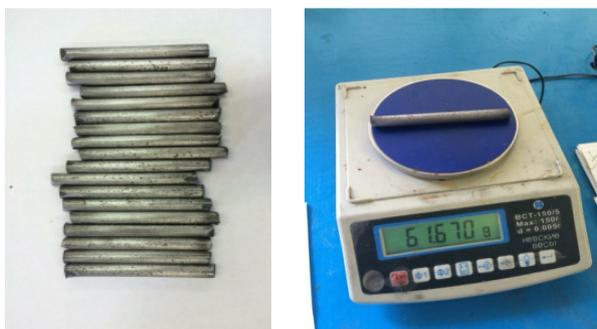


Рис. 1. Исследуемые образцы

Использовались следующие защитные покрытия:

- 1) жидкое стекло 50 % + глина 50 %;
- 2) жидкое стекло 50 % + тальк 50 %;
- 3) жидкое стекло 50 % + алюминиевая пудра 50 %.

Для исследования использовались две электрические муфельные печи сопротивления. Перед загрузкой в печь было сформировано четыре садки, представленные на рис. 2. В каждой садке кроме исследуемых образцов с защитными покрытиями находился контрольный образец без покрытия. В каждую муфельную печь загружалось по две садки при температуре 1000 °С. После одного часа выдержки из двух печей извлекались по одной садке. Вторая пара садок, после достижения печью температуры 1200 °С, проходила нагрев в течении 2,5 ч, после чего садки извлекались и охлаждались на воздухе до комнатной температуры.



Рис. 2. Садки исследуемых образцов

После полного охлаждения и удаления защитных покрытий и окалины с исследуемых образцов, они повторно взвешивались. Угар образцов рассчитывался по формуле

$$\varphi = \frac{m_{0i} - m_i}{m_{0i}} \cdot 100 \%,$$

где m_{0i} – масса образца до нагрева, г; m_i – масса образца после нагрева, г.

Результаты экспериментального исследования влияния защитных покрытий на угар образцов при различных температурах и времени нагрева представлены в таблице и на рис. 3.

Анализ зависимости угара исследуемых образцов от времени нагрева и температуры показал:

- повышение температуры нагрева с 1000 до 1200 °С способствует увеличению угара металлических образцов;
- с повышением температуры нагрева эффект от применения защитного покрытия снижается;
- повышение времени нагрева с 1 ч до 2,5 ч способствует увеличению угара образцов;
- с повышением времени нагрева эффект от применения защитного покрытия снижается;
- все защитные покрытия снижают угар металла;
- наилучшими защитными свойствами обладают покрытия жидкого стекла с тальком и алюминиевой пудрой;
- удобнее наносится и удаляется после нагрева покрытие жидкого стекла с алюминиевой пудрой.

Результаты экспериментального исследования влияния защитных покрытий на угар образцов при различных температурах и времени нагрева

Температура обработки, °С	Время обработки, ч	Номер образца	Покрытие	Масса образца до нагрева m_0 , г	Масса образца после нагрева m , г	Разница Δ , г	Процент
1000	1,0	5	нет	62,095	57,615	4,480	7,21
	2,5	1		61,325	54,695	6,630	10,81
	1,0	7	Жидкое стекло + тальк	61,840	58,800	3,040	4,92
	2,5	3		62,560	60,305	2,255	3,60
	1,0	8	Жидкое стекло + алюминиевая пудра	61,370	58,440	2,930	4,77
	2,5	4		58,440	56,010	2,430	4,16
1200	1,0	13	нет	61,770	57,575	4,195	6,79
	2,5	9		62,210	44,410	17,800	28,61
	1,0	14	Жидкое стекло + глина	61,220	57,770	3,450	5,64
	2,5	10		61,515	45,235	16,280	26,47
	1,0	15	Жидкое стекло + тальк	61,945	58,080	3,865	6,24
	2,5	11		62,165	50,100	12,065	19,41
	1,0	16	Жидкое стекло + алюминиевая пудра	61,345	57,755	3,590	5,85
	2,5	12		61,880	47,190	14,690	23,74

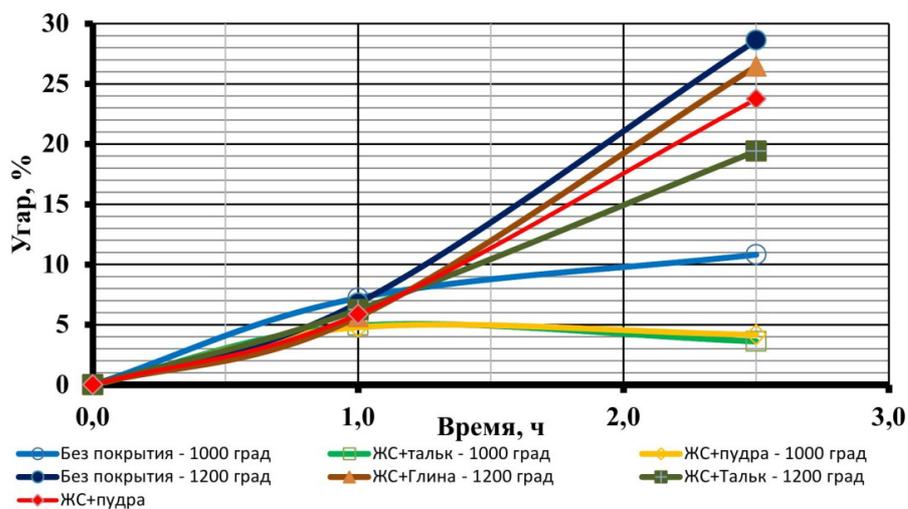


Рис. 3. Зависимость величины угара от времени нагрева и температуры

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Теплотехника металлургического производства. Т. 1. Теоретические основы : учеб. пособие для вузов / В. А. Кривандин [и др.]. – М. : МИСИС, 2002. – 608 с.
2. Солнцев, С. С. Защитные покрытия металлов при нагреве. Справочное пособие / С. С. Солнцев, А. Т. Туманов. – М.: Машиностроение, 1976.

3. Новый способ уменьшения угара, обезуглероживание и наводороживания металла при нагреве в пламенных печах / И. М. Дистергоф // Сталь. – 2008. – № 1. – С. 86–93.
4. Манюров, Ш. Б. Разработка технологии снижения поверхностного окисления и обезуглероживания стальных заготовок при нагреве с применением кратковременных технологических защитных покрытий : автореф. ... дис. канд. техн. наук / Ш. Б. Манюров. – М., 2014.

УДК 669.017

Ю. В. Гребнев, В. Ф. Жаркова, Н. В. Шинкаренко, А. А. Колпаков
ПОВЫШЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ НАДЕЖНОСТИ ДЕТАЛЕЙ
ИЗ ЛИТЫХ СТАЛЬНЫХ ЗАГОТОВОК

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mitlp@vstu.ru

Приводятся результаты исследования влияния ванадия на механические свойства, прокаливаемость и обрабатываемость литой углеродистой стали 45Л.

Ключевые слова: микролегирование, прокаливаемость, карбонитриды ванадия, столбчатые кристаллы, лигатура.

Y. V. Grebnev, V. F. Zharkova, N. V. Shinkarenko, A. A. Kolpakov

IMPROVING THE RELIABILITY OF PARTS MADE OF CAST STEEL BILLETS

Volgograd State Technical University

The research results on the influence of vanadium on the mechanical properties, hardenability and machinability in cast steel 45L.

Keywords: microalloying, the hardenability, the carbonitrides of vanadium, columnar crystals, the ligature.

Повышение надежности литых деталей энергонасыщенных тракторов – важная задача тракторостроителей. Микролегирование углеродистых сталей ванадием – простой и эффективный способ повышения эксплуатационных свойств отливок за счет благоприятного воздействия микролегирующих добавок $\leq 0,15$ % на структуру литой стали. Благодаря эффективному действию карбонитридов ванадия V(C, N) повышается однородность структуры, уменьшаются протяженность дендритов и размер зерен аустенита, а также конечных структурных составляющих. При этом снижается брак стальных отливок по горячим трещинам.

Исследовали влияние ванадия на механические свойства, прокаливаемость и обрабаты-

ваемость литой углеродистой стали 45Л. [1]. Сталь выплавляли в дуговых ДСП-6 кислых печах. Исследовали 17 промышленных плавков с присадкой расчетных количеств феррованадия ФВд-80 [2]. при сливе металла в малые ковши на литейном конвейере. При этом отливки, залитые исходным и микролегированным металлом, различались только содержанием ванадия в диапазоне 0,04...0,17 %. Все отливки подвергали нормализации при 880 °С.

Усредненные результаты исследования механических свойств, прокаливаемости, глубины зоны столбчатых кристаллов Н стали 45Л с различным содержанием ванадия, представлены в табл. 1 Твердость определяли на глубине 8мм у деталей «колесо ведущее» после закалки ТВЧ.

Таблица 1

Влияние ванадия на свойства стали 45Л

V, %	Механические свойства				KRC, кДж/м ²	HRC, ед	H, мм
	σ_t	σ_b	δ	Ψ			
	МПа		%				
–	430	670	13	21	310	41	7...8
0,04	460	710	14	24	330	44	5,0...5,5
0,07	480	730	15	-/-	-/-	45	4...5
0,09	500	-/-	-/-	-/-	340	-/-	3...4
0,12	510	740	14	22	320	-/-	-/-
0,17	520	765	12	19	300	46	-/-

Испытания подтвердили, что введение в сталь 45Л ванадия в указанных количествах приводит к повышению прочностных характе-

ристик и твердости при достаточно высоком уровне пластичности и ударной вязкости. Из табл. 1 видно, что для отливок из исследуемой

стали оптимальна добавка 0,07...0,09 %V. Снижение глубины зоны столбчатых кристаллов, повышение прокаливаемости, одновременный рост прочности, пластичности и ударной вязкости наблюдаются при увеличении содержания ванадия до 0,09 %. При дальнейшем повышении концентрации ванадия пластичность и ударная вязкость снижаются за счет укрупнения карбонитридной фазы. Одновременно с увеличением механических свойств отмечено улучшение обрабатываемости резанием отливок из стали 45ФЛ, что можно объяснить повышением гомогенности микроструктуры.

На Волгоградском тракторном заводе для литых высоконагруженных деталей энергона-

сыщенных тракторов много лет применяли сталь 45ФЛ с 0,07...0,1 %V. При этом для легирования стали ванадием использовали феррованадий. В настоящее время высокая стоимость стандартного феррованадия сдерживает широкое распространение ванадий-содержащих сталей. Для решения задачи эффективного легирования ванадием и снижения себестоимости отливок из ванадий-содержащей стали опробовали дешевые виды ванадий-содержащих материалов (ванадий-содержащий конверторный шлак и ванадий-лигатуру). Сравнительная оценка использованных при легировании материалов представлена в табл. 2.

Таблица 2

Усвоение ванадия из ванадий-содержащих материалов

Материал	ГОСТ(ТУ)	Легировующие элементы, %			Усвоение ванадия V, %
		V	Si	Al	
Феррованадий: ФВд40 ФВд60 ФВд80	ГОСТ 27130–94	35...50 50...65 75...85	2,0 2,0 2,0	4,0 2,5 1,5	86 86 84
V-шлак*: ШВд-2 ШВд-3	ТУ 14.11.178–86	– –	– –	– –	64 64
Комплексная V-лигатура ФВд10С12Ю3**	ТУ 14.141–33–78	9...12	10...14	1...5	98

Примечание:

*16%V₂O₅

**1...3%Ti, 6...8%Mn

Использование при выплавке стали 45ФЛ комплексной ванадий-лигатуры ФВд10С12Ю3 позволяет снизить стоимость легирования в 2–2,5 раза, по сравнению с феррованадием, а также расхода ферросплавов (ферромарганца и ферросилиция) и алюминия. При этом угар ванадия при использовании лигатуры уменьшается на 30 %, в сравнении с феррованадием. Лигатура хорошо растворяется и усваивается в жидком металле и ее можно присаживать непосредственно в разливочный ковш, что еще более повышает ее эффективность. С использованием комплексной V-лигатуры получено 1700 т годных отливок из стали 45ФЛ.

Освоение стали 45ФЛ взамен 45Л для литых деталей ходовой системы тракторов (ведущие и направляющие колеса, катки опорные) позволило повысить их износостойкость в 1,3–1,4 раза и на 20 % снизить количество поломок деталей в период гарантийного срока эксплуатации трактора.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- ГОСТ 977–88. Отливки стальные. Общие технические условия. – М.: Издательство стандартов, 1988. – 44 с.
- ГОСТ 27130–94 Феррованадий. Технические требования и условия поставки. – Стандартинформ, 2008. – 10 стр.

УДК 621.74.04

*С. Б. Гаманюк, Д. В. Руцкий, Н. А. Зюбан, А. Я. Пузиков, М. В. Кириличев***ВЛИЯНИЕ ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ СЛИТКА НА КИНЕТИКУ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ И ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ*****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: tecmat@vstu.ru

В данной работе представлены результаты исследования процесса кристаллизации и структурообразования в слитке традиционной геометрии («кюмпельная» часть) и слитке с измененной геометрией (вогнутой) донной части («выпуклый» поддон). Исследования проводились на плоской прозрачной водоохлаждаемой модели изложницы (физическое моделирование) и с использованием системы компьютерного моделирования «Crystal» (математическое моделирование). Оценивали влияние отношения высоты тела слитка к его среднему диаметру (H/D) и конусность, что позволило определить влияние этих параметров на особенности кристаллизации, структурообразование слитков и развитие дефектов усадочного происхождения.

Полученные результаты показали ускорение кристаллизационных процессов в слитке с измененной геометрией (вогнутой) донной части за счет интенсивного охлаждающего воздействия поддона выпуклой формы.

Ключевые слова: слиток, физическое и математическое моделирование, гипосульфит, литейная конусность, кристаллизация, осевая зона, вертикальное и горизонтальное затвердевание.

*S. B. Gamanjuk, D. V. Rutskiy, N. A. Zyuban, A. Ya. Puzikov, M. V. Kirilichev***INFLUENCE OF GEOMETRICAL PARAMETERS INGOT ON THE KINETICS SOLIDIFICATION AND FEATURES OF FORMATION OF STRUCTURES****The Volgograd State Technical University**

This paper presents the results of a study of the process of crystallization and structure formation in the ingot traditional geometry ("kyumpelnaya" part) and an ingot with a modified geometry (concave) bottom part ("convex" pan). The studies were conducted on a flat transparent water-cooled model of the mold (physical modeling) and using the «Crystal» computer modeling (mathematical modeling). We are assessing the impact of the height of the ingot body related to its average diameter (H / D) and the taper of the body of the ingot, which allowed to determine the effect of these parameters on the characteristics of crystallization, structure and development of ingots shrinkage defects origin.

The results showed acceleration of crystallization processes in the ingot with a modified geometry (concave) bottom part due to intensive cooling effect of the convex shape of the pallet.

Keywords: bullion, physical and mathematical modeling, hyposulphite, casting taper, crystallization, axial zone, the vertical and horizontal solidification.

Введение

Создание крупных энергетических установок, ввод в эксплуатацию энергоблоков мощностью до 150 мВт, обуславливает потребность в крупногабаритных поковках роторов турбин, корпусных деталей и т.п., получаемых из слитков массой 20–140 т. Современные металлургические технологии в целом обеспечивают получение качественных крупных стальных слитков для ответственных изделий энергетического и транспортного машиностроения. Однако с увеличением массы отливаемых слитков на первый план вышли проблемы ликвационной и физической неоднородности как фактора, существенно снижающего уровень надежности и безопасности изделий ответственного назначения. Как правило, наиболее опасные дефекты формируются на стадии кристаллизации метал-

ла, и очень плохо удаляются в процессековки, особенно крупных и сверхкрупных изделий. При этом заготовка наследует дефекты исходного слитка, что может служить причиной ее разрушения на стадии изготовления или эксплуатации [1].

Так как формирование этих дефектов происходит в процессе кристаллизации металла, то их развитие можно контролировать с помощью методов управления структурой слитка [2, 3]. В частности, можно провести оптимальный подбор геометрических параметров слитка, обеспечивающий возможность регулирования структуры и строения слитка [2].

Целью работы являлось определение влияния изменения геометрии донной части на особенности кристаллизации и структурообразования.

© Гаманюк С. Б., Руцкий Д. В., Зюбан Н. А., Пузиков А. Я., Кириличев М. В., 2016

* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-08-01029 А и конкурса СП-2015 (СП-4573.2015.1).

Для достижения поставленных целей использовали физическое моделирование на плоской прозрачной водоохлаждаемой модели, что позволило визуально наблюдать за процессом кристаллизации модельных слитков, а также математическое моделирование с помощью системы компьютерного моделирования 'Crystal'.

Материал и методика проведения исследований

Для проведения физического моделирования слитков были разработаны и изготовлены лабораторные установки [4, 5], с помощью которых изучали процессы, происходящие при затвердевании и структурообразовании модельных слитков с различной конусностью тела, объемом прибыльной части и отношением

высоты к среднему диаметру тела H/D , что позволило определить влияние изменения геометрии слитков на процессы кристаллизации и структурообразования.

В качестве вещества, моделирующего жидкий металл, использовали тиосульфат натрия (кристаллический гипосульфит), так как его теплофизические свойства совпадают с условиями затвердевания стали.

Геометрические и технологические параметры разливки модельных слитков представлены в табл. 1, разливку проводили сверху. Масса отливаемых модельных слитков 4,5 кг. Изменение H/D в слитке с вогнутой донной частью достигали за счет увеличения высоты выпуклого поддона.

Таблица 1

Геометрия и технологические параметры разливки модельных слитков

Тип модельного слитка	Отношение высоты к среднему диаметру H/D	Конусность тела слитка, %	Конусность прибыли, %	Объем тела слитка, %	Объем прибыли, %	Объем донной части, %	Температура заливки, °С	Время заливки тела слитка, мин	Время заливки прибыли, мин	Отношение времени заливки прибыли к времени заливки тела слитка
Слиток обычной геометрии	1,5	4	16,7	71,8	22,9	5,3	98,8	0,24	0,21	0,88
Слиток с вогнутой донной частью	1,5	4	17	90,9	8,9	0,2	98	0,40	0,24	0,6
Слиток с вогнутой донной частью	1,4	4	17	84	13,3	2,7	98	0,40	0,24	0,6
Слиток с вогнутой донной частью	1,3	4	17	79,2	15	5,8	98	0,40	0,24	0,6

После заливки расплава в модель изложницы через каждые 5 мин по сечению слитка на трех уровнях по горизонтали, высоте (центр слитка) измеряли толщину твердой и двухфазной области, по результатам измерений рассчитывали литейную конусность.

В процессе моделирования, продвигающийся фронт кристаллизации разделяли на две составляющие: горизонтальная кристаллизация – твердая фаза, нарастающая последовательно от стенок к центру изложницы и вертикальная кристаллизация – продвижение твердой фазы в вертикальном направлении от низа к центру изложницы.

Результаты исследований и их обсуждение

На основании полученных данных были построены графики, отражающие кинетику нарастания твердой фазы в вертикальном (от низа к центру) и горизонтальном (от боковых стенок к центру) направлении (рис. 1).

В слитке обычной геометрии (кюмпельная донная часть) процесс кристаллизации в вертикальном и горизонтальном направлении носит идентичный характер (рис. 1, а).

В слитке с вогнутой донной частью («выпуклый» поддон) с отношением $H/D=1.5$, за счет изменения геометрии поддона, увеличивается скорость затвердевания в нижней части слитка и в течение 35 % от всего времени затвердевания преобладает вертикальное затвердевание от низа к центру изложницы (рис. 1, б).

В слитке с вогнутой донной частью («выпуклый» поддон) с отношением $H/D=1.4$, процесс кристаллизации в течение 55 % от всего времени затвердевания протекает от стенок к центру изложницы (горизонтальное затвердевание), а после резко возрастает вертикальная кристаллизация от низа слитка, которая преобладает до полного завершения затвердевания слитка (рис. 1, в). Подобное изменение процессов кристаллизации, сначала от стенок слитка, а потом от низа к центру изложницы можно

объяснить тем, что данный модельный слиток с отношением $H/D=1.4$ относится к типу укороченных слитков, для которых характерно завершение процесса затвердевания в вертикальном направлении с наличием областей ускоре-

ния кристаллизации (рис. 1, в, поз. δ – e), что соответствует общепринятым представлениям о кинетических кривых горизонтального и вертикального затвердевания слитков с различным отношением H/D [6].

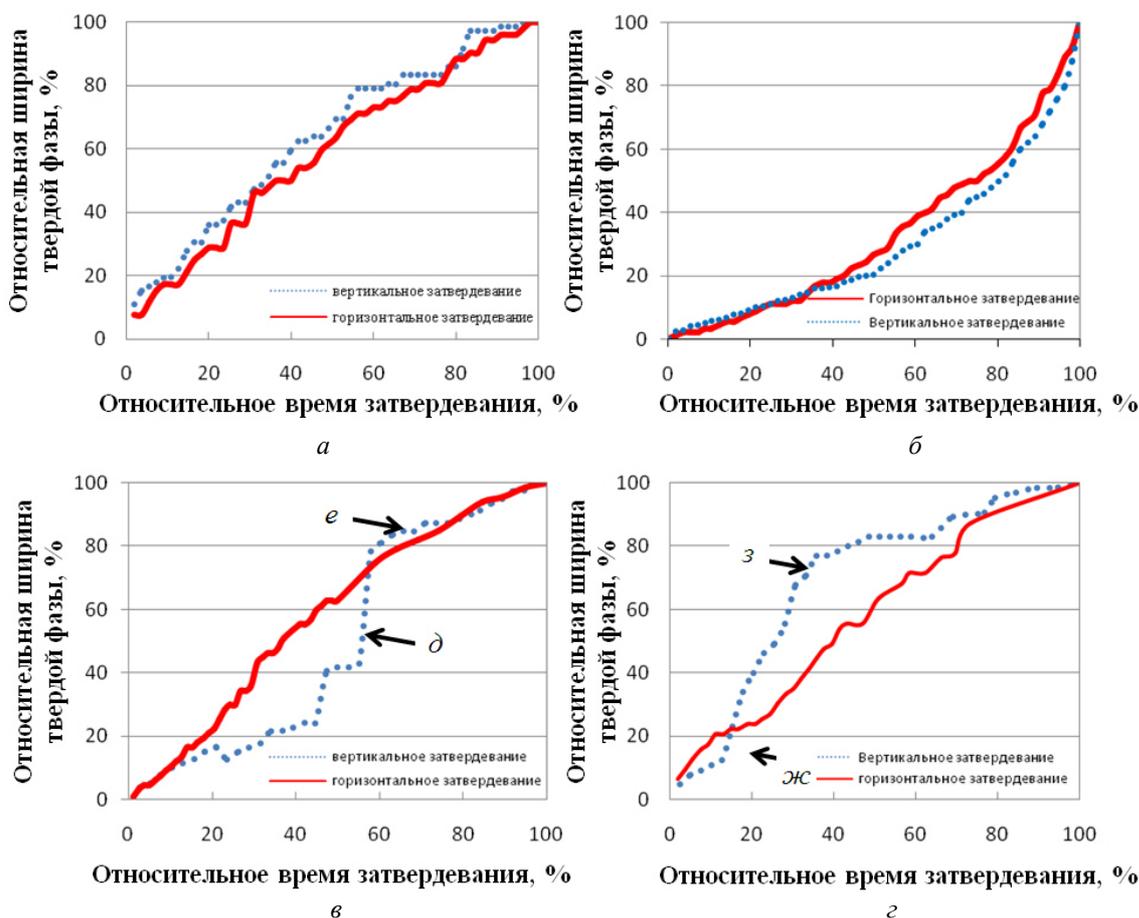


Рис. 1. Кривые вертикального и горизонтального затвердевания модельных слитков:
 а – слиток обычной геометрии с отношением $H/D=1,5$; б – слиток с вогнутой донной частью с отношением $H/D=1,5$;
 в – слиток с вогнутой донной частью с отношением $H/D=1,4$; г – слиток с вогнутой донной частью с отношением $H/D=1,3$;
 δ , ϵ , ζ – область ускорения кристаллизации

Подобная картина изменения кинетических кривых горизонтального и вертикального затвердевания слитков наблюдается для слитка с вогнутой донной частью («выпуклый» поддон) с отношением $H/D=1.3$ (рис. 1, г). Однако уже на 15 % от всего времени затвердевания наблюдается область ускорения кристаллизации (рис. 1, г, поз. ζ) и процесс затвердевания в вертикальном направлении продолжается на протяжении всего времени до полного затвердевания слитка. Это явление, нигде ранее не описанное и нигде не встречающееся можно объяснить особенностью слитка, где форма донной части выполнена в виде литого массивного «выпуклого» поддона, обеспечивающего интенсивный отвод тепла затвердевающего

расплава, приводит к увеличению скорости затвердевания слитка в 1,2–2 раза в вертикальном направлении.

Существенным параметром геометрической конфигурации слитка является его конусность, определяемая отношением разности линейных размеров верхнего и нижнего основания к высоте изложницы. Прямая конусность слитков способствует соблюдению принципа направленности затвердевания, обеспечивающего затвердевание металла снизу вверх. Также конусность изложницы оказывает существенное влияние на степень развития усадочной рыхлости и осевой неоднородности. В то же время повышенная конусность уменьшает перемещения осевых объемов жидкого металла при за-

твердевании и этим способствует получению более плотной и однородной осевой части слитка. Чем больше конусность слитка, тем короче усадочная раковина и тем меньшее развитие получает осевая неоднородность [6].

Таким образом, для получения слитков с минимальным развитием дефектов усадочного происхождения необходимо соблюдать направленность процесса кристаллизации от нижнего (донная часть) к верхнему горизонту слитка (прибыльная часть). При этом одним из критериев правильной организации процесса кристаллизации является величина литейной конусности, которая рассчитывается, как отношение диаметра к высоте жидкой сердцевины в определенный момент времени. Величина литейной конусности должна быть наиболее максимальной, так как чем больше ее величина, тем выше направленность затвердевания снизу-вверх и лучше условия питания осевой зоны.

Величина литейной конусности в процессе охлаждения расплава во всех слитках уменьшается, но в слитках с вогнутой донной частью ее значение в 1,5–2 раза выше по сравнению

с обычным (рис. 2). Такой характер изменения величины литейной конусности обусловлен возрастанием скорости затвердевания нижней части слитков за счет более интенсивного продвижения фронта кристаллизации в вертикальном направлении (рис. 1).

Проведенный в работе расчет литейной конусности показал (рис. 2), что во всех модельных слитках с конусностью равной 4 %, но разным отношением H/D и высотой «выпуклого» поддона, наименьшее значение данного параметра соответствует слитку обычной геометрии. На основании этих данных можно предположить, что этот слиток будет максимально поражен дефектами усадочного происхождения.

Максимальным значением литейной конусности обладает слиток с вогнутой донной частью с отношением $H/D=1,3$, высота «выпуклого» поддона которого является наибольшей по сравнению с другими слитками данной конфигурации. Однако преимущество над другими слитками после 100 минуты затвердевания исчерпывается, и к моменту полного затвердевания значения литейной конусности являются минимальным.

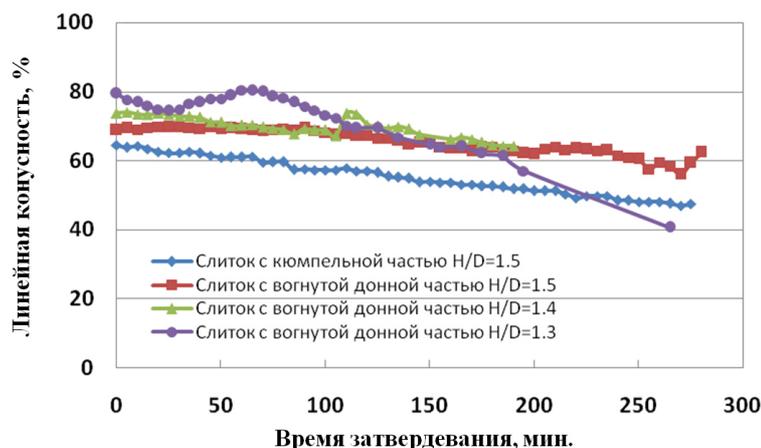


Рис. 2. Изменение литейной конусности в процессе затвердевания расплава гипосульфита

Для слитков с вогнутой донной частью с отношением H/D равным 1,5 и 1,4 значение литейной конусности является меньшим, чем для слитка с $H/D=1,3$, но выше чем для слитка обычной геометрии с $H/D=1,5$.

Таким образом, изменение формы поддона приводит к увеличению направленности кристаллизации и улучшению литой структуры осевой зоны слитка, затвердевающей в последнюю очередь в самых неблагоприятных условиях.

После того как модельные слитки затвердели их извлекали из лабораторной установки, оценивали параметры макроструктуры, измеряя

площадь структурных зон, протяженность и диаметр зоны осевой рыхлости. Макроструктура затвердевших модельных слитков приведена на рис. 3 и табл. 2.

Оценка макроструктуры модельных слитков показала, что в слитке обычной геометрии диаметр и протяженность зоны осевой рыхлости имеет максимальные значения. Минимальный диаметр зоны осевой рыхлости характерен для слитка с измененной конфигурацией донной части («выпуклый» поддон) с отношением $H/D=1,5$, которая в 2 раза меньше, чем в слитке обычной геометрии, а протяженность сокращается в 1,5 раза.

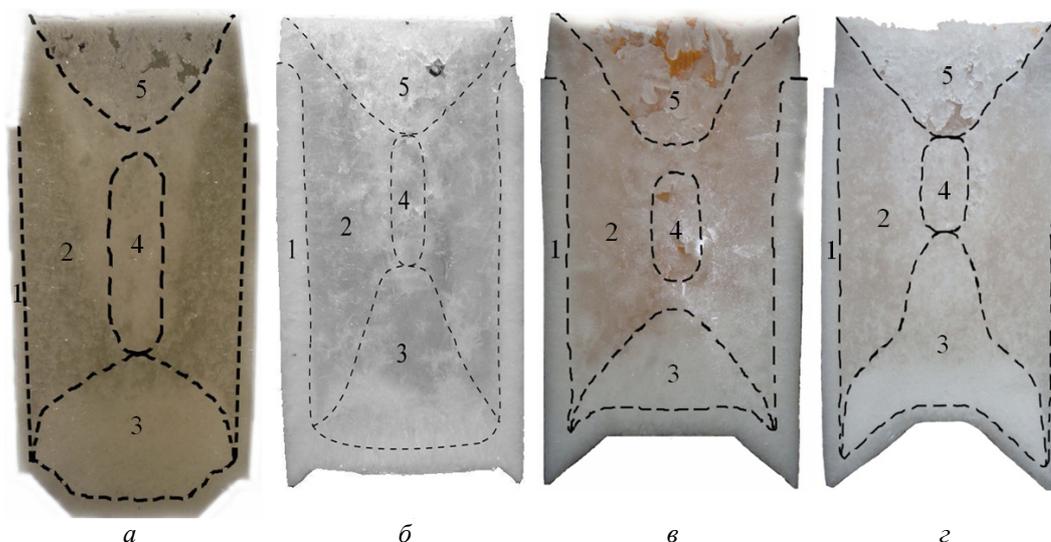


Рис. 3. Структурные зоны модельных слитков:

a – слиток обычной геометрии с отношением $H/D=1,5$; *б* – слиток с вогнутой донной частью с отношением $H/D=1,5$; *в* – слиток с вогнутой донной частью с отношением $H/D=1,4$; *г* – слиток с вогнутой донной частью с отношением $H/D=1,3$; 1 – зона столбчатых кристаллов; 2 – зона различно ориентированных кристаллов; 3 – зона конуса осаждения; 4 – зона осевой рыхлости; 5 – усадочная раковина

Таблица 2

Структурная неоднородность модельных слитков

Параметры структурных зон слитка	Тип слитка			
	Слиток обычной геометрии	Слиток с вогнутой донной частью		
Отношение высоты к среднему диаметру H/D	1,5	1,5	1,4	1,3
Конусность тела слитка, %	4	4	4	4
Относительная площадь зоны осевой рыхлости, %	9	3,4	4,4	4
Средний диаметр зоны осевой рыхлости, мм.	60	30	48	50
Протяженность зоны осевой рыхлости, мм.	211	140	105	95
Относительная площадь усадочной раковины, %	14,5	15,2	16	14,5
Относительная площадь зоны столбчатых кристаллов, %	11	22,9	24	14,7
Относительная площадь зоны различно ориентированных кристаллов, %	44,9	40	44	44,5
Относительная площадь зоны конуса осаждения, %	20,6	18,5	11,6	22,3

Наименьшее значение протяженности зоны осевой рыхлости характерно для слитка с вогнутой донной частью с отношением $H/D=1,3$, при этом диаметр осевой зоны в 1,7 раза больше, чем у слитка с отношением $H/D=1,5$. С уменьшением H/D сокращается протяженность осевой зоны более чем в 2 раза.

В современной промышленности широко используется компьютерное моделирование, так как это позволяет не только улучшить качество продукции, но и уменьшить затраты на материал, а также снизить сроки разработки новых изделий.

Поэтому в работе использовали систему компьютерного моделирования «Crystal» [7],

которая позволила оценить влияние изменения отношения H/D и конусности тела слитка на протяженность и диаметр зоны осевой рыхлости в слитке обычной геометрии и с вогнутой донной частью (рис. 4–7).

Полученные результаты показали, что протяженность зоны осевой рыхлости зависит от параметра H/D (рис. 4). Так, например, в слитке с вогнутой донной частью она не изменяется, а в обычном «кюмпельном» слитке возрастает на 25 % в рассматриваемом диапазоне значений H/D (1,69–2,05). При этом в слитке с «выпуклым» поддоном протяженность зоны осевой рыхлости в 2 раза меньше, чем в слитке обычной геометрии.

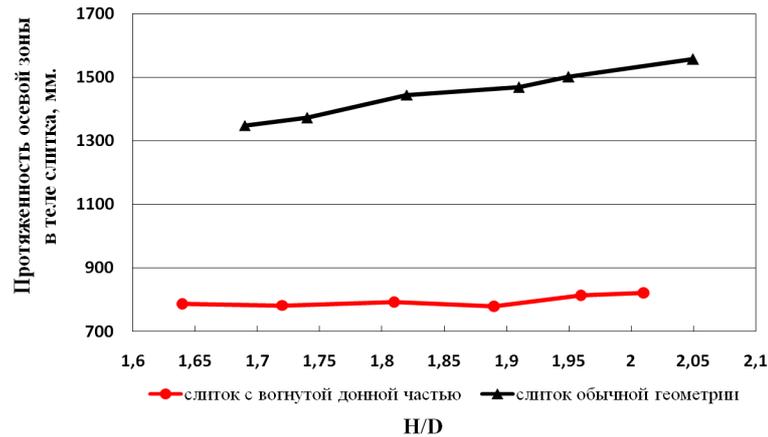


Рис. 4. Влияние изменения H/D на протяженность осевой зоны в слитках

Анализ влияния отношения H/D на диаметр зоны осевой рыхлости показал, что в диапазоне значений H/D=1,9–2,0 в слитке с вогнутой донной частью этот параметр снижается на 20–

40 % и имеет величину, в два раза меньшую по сравнению с обычным слитком (рис. 5). При остальных значениях H/D диаметр зоны осевой рыхлости уменьшается в 1,3 раза.

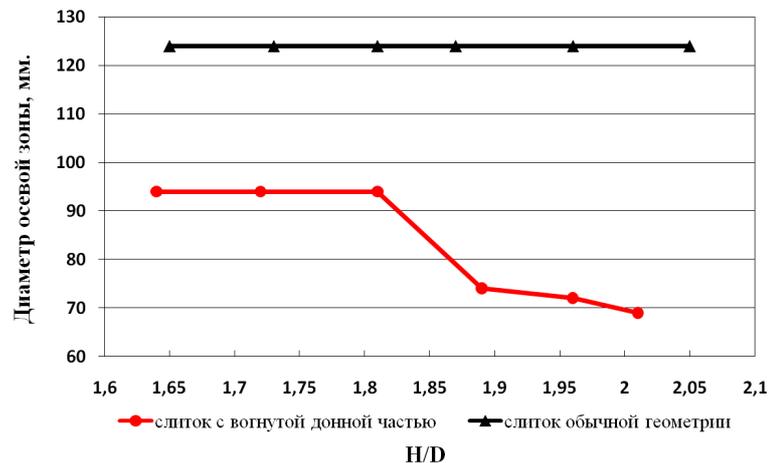


Рис. 5. Влияние изменения H/D на диаметр осевой зоны в слитках

Анализ влияния конусности слитка на протяженность и диаметр зоны осевой рыхлости (при H/D=1,9) показал (рис. 6 и 7), что минимальные значения ее длины и диаметра наблю-

даются в слитке с вогнутой донной частью при конусности 4,1 %, а в обычном соответственно при конусности 18 %.

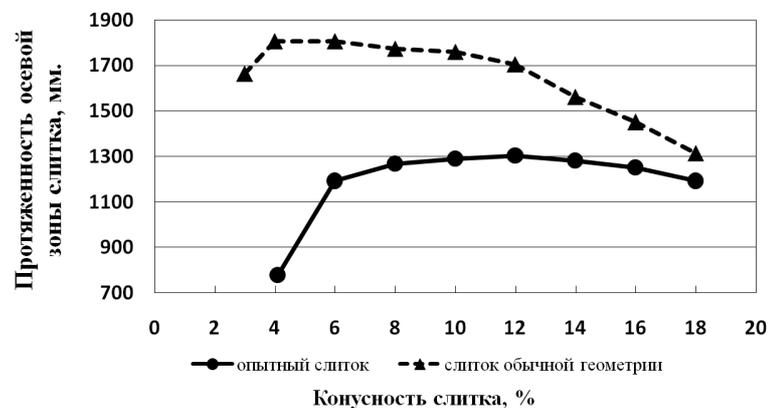


Рис. 6. Влияние конусности слитка на длину зоны осевой рыхлости

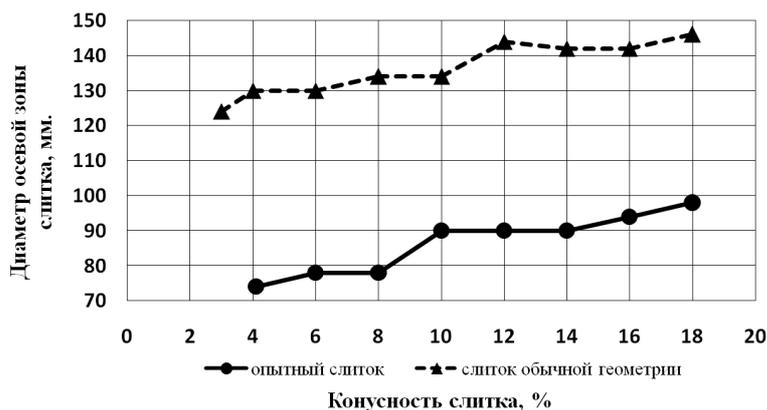


Рис. 7. Влияние конусности слитка на диаметр зоны осевой рыхлости

В интервале значений конусности от 4,1 до 12 % протяженность осевой зоны в слитке с вогнутой донной частью увеличивается, а при больших значениях несколько снижается. В слитке обычной геометрии с увеличением конусности длина осевой зоны уменьшается. Диаметр зоны осевой рыхлости в обоих слитках с увеличением конусности увеличивается.

Таким образом, по результатам компьютерного моделирования получен интервал рекомендуемых значений отношения H/D для слитка с вогнутой донной частью, который составляет 1,9-2,0. При этих значениях обеспечиваются минимальные значения протяженности и диаметра зоны осевой рыхлости данного слитка.

Выводы

По результатам, полученным физическим моделированием, установлено, что одним из эффективных способов влияния на процессы затвердевания слитка является изменение конфигурации донной части путем замены вогнутого профиля поддона на выпуклый. Данный способ позволил уменьшить фактическое отношение высоты к среднему диаметру тела слитка, при этом геометрия изложницы не изменилась.

Анализ макроструктуры модельных слитков показал, что изменение конфигурации донной части привело к увеличению скорости затвердевания слитка и сокращению протяженности осевой зоны, являющейся областью повышенного скопления легкоплавких примесей и дефектов усадочного происхождения, снижающих качество слитков и получаемых из них изделий энергетики и машиностроения.

Математическое моделирование процесса кристаллизации опытного и обычного слитка выявило существенное влияние изменения геометрии донной части на сокращение и уменьшение размеров дефектов осевой зоны слитка.

Полученные результаты свидетельствуют об ускорении кристаллизационных процессов в опытном слитке за счет интенсивного охлаждающего воздействия поддона выпуклой формы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Зюбан, Н. А. Развитие технологии получения крупных стальных слитков и проблемы качества металла / Н. А. Зюбан, С. И. Жульев // *Металлург.* – 2009. – № 6. – С. 48–50.
2. Руцкий, Д. В. Применение двояных ступенчатых слитков для производства поковок / Д. В. Руцкий, С. И. Жульев, К. Ю. Бод // *Технология машиностроения.* – 2008. – № 5. – С. 7–9.
3. Дуб, В. С. Факторы управления процессами затвердевания сплавов / В. С. Дуб, А. В. Дуб // *Электрометаллургия.* – 2006. – № 11. – С. 18–22.
4. П. м. 114281 РФ, МПК В 22 D 7/06. Устройство для исследования процесса кристаллизации слитков в изложнице / Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий, С. Б. Гаманюк, С. Н. Никуйко, А. Н. Галкин ; ВолгГТУ. – 2012.
5. П. м. 110667 РФ, МПК В 22 D 7/08. Устройство для исследования процесса кристаллизации слитков в модели изложницы / Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий, С. Б. Гаманюк, С. Н. Никуйко, А. Н. Галкин ; ВолгГТУ. – 2011.
6. Скобло, С. Я. Слитки для крупных поковок / С. Я. Скобло, Е. А. Казачков. – М. : *Металлургия*, 1973. – 248 с.
7. Свид. о гос. регистрации программы для ЭВМ № 2013613206 от 28.03.2013 г. РФ, МПК (нет). Система компьютерного моделирования «Crystal» / В. П. Багмутов, И. Н. Захаров, Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий, С. Б. Гаманюк ; ВолгГТУ. – 2013.

УДК 669-017

Ю. В. Гребнев, В. Ф. Жаркова, Л. В. Палаткина, Е. В. Соколова, Е. В. Кучеренко
ДЕФОСФОРАЦИЯ СТАЛИ 110Г13Л В ВОССТАНОВИТЕЛЬНЫЙ ПЕРИОД ПЛАВКИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mitlp@vstu.ru

Разработана технология рафинирования высокомарганцевой стали в восстановительный период плавки. Определены условия эффективного протекания процесса дефосфорации. Разработаны составы шлакообразующих и рафинирующих смесей.

Ключевые слова: рафинирование, высокомарганцевая сталь, дефосфорация, шлакообразующая смесь.

Y. V. Grebnev, V. F., Zharkova, L. V. Palatkina, E. V. Sokolova, E. V. Kucherenko

**THE DEPHOSPHORIZATION OF STEEL 110G13L
 IN THE RECOVERY PERIOD OF MELTING**

Volgograd State Technical University

The technology of refining of high-manganese steel in a reducing period please. The conditions for the effective flow of the process of dephosphoration. The developed compositions of slag-forming and refining mixes.

Keywords: refining, high-manganese steel, dephosphorization, slag-forming mixture.

Высокомарганцевая сталь 110Г13Л обладает высокими механическими свойствами и износостойкостью. Сталь применяется для широкой номенклатуры изделий работающих при больших динамических нагрузках и интенсивном износе: зубья ковшей экскаваторов, черпаки драг, железнодорожные крестовины, бронеплутеровки, звенья гусениц тракторов и другие.

Выплавку высокомарганцевой стали в литейных цехах предпочтительно вести методом переплава легированных отходов, что позволяет получать металл удовлетворительного качества с наименьшими энергетическим, трудовыми и материальными затратами. Себестоимость стали 110Г13Л произведенной методом переплава отходов на 30–40 % ниже себестоимости стали выплавляемой с использованием в качестве шихты углеродистого лома и марганцевых ферросплавов.

Недостатком процесса производства стали методом переплава легированных отходов является постепенное накопление в металле такой вредной примеси как фосфор. Фосфор, образуя при кристаллизации высокомарганцевой стали фосфидокарбидную эвтектику на границах аустенитных зерен, значительно снижает механические свойства металла. В настоящее время содержание фосфора в легированных металлоотходах марки Б-22 [1] составляет 0,100–0,115 % и приближается к предельному значению, оговоренному стандартом на стальные отливки [2].

При выплавке стали с использованием легированного лома невозможно проведение тра-

диционного процесса удаления фосфора – окислительного рафинирования. Процесс становится экономически нецелесообразным.

В технической литературе имеются сведения о восстановительной дефосфорации стали кальцийсодержащими материалами и о трудностях осуществления этого процесса [3].

Разработана эффективная технология дефосфорации высокомарганцевого расплава в восстановительный период с использованием шлакообразующих составов содержащих карбид кальция. Процесс дефосфорации совмещен с процессом диффузионного раскисления стали и позволяет экономить марганецсодержащие ферросплавы.

Дефосфорация расплава кальцием происходит по реакции:



Изменение стандартной свободной энергии в ходе реакции

$$\Delta F^0 = -88230 + 40,4 T, \text{ кал.}$$

Эффективность дефосфорации металла кальцием повышается на следующих условиях

- 1 Увеличение содержания кальция в шлаке.
2. Снижение степени температуры металлической ванны и шлака
3. Глубокое раскисление металла и шлака.
4. Повышение жидкоподвижности шлакового расплава.

Соблюдение одновременно условий № 2 и № 4 на практике трудноосуществимо. Реакция дефосфорации является обратимой, поэто-

му при нарушении указанных условий возможна рефосфорация металла.

Работа по дефосфорации высокомарганцевого расплава проводилась в электродуговой печи ДСП-6 с хромомаргнетитовой футеровкой. Состав шихты – 100 % лома марки Б-22 (возврат с полей тракторных звеньев гусениц). Ферросплавы использовались только для корректировки химического состава стали 110Г13Л до требований государственного стандарта.

В качестве шлакообразующих и рафинирующих материалов применялись композиции состоящие из известняка (CaCO_3) коксовой мелочи, плавикового шпата (CaF_2), высокодисперсного углеродосодержащего материала ВУМ (отхода производства первичного алюминия).

Химический состав ВУМ:

$\text{C}=60\text{--}65\%$; $\text{NaAlSi}_3\text{O}_8 = 14\text{--}16\%$;

$\text{Al}_2\text{O}_3\text{SiO}_2 = 12\text{--}14\%$; $\text{Ca}[\text{SiF}]_6 = 5\text{--}7\%$.

Исследованные составы шлакообразующих и рафинирующих смесей приведены в табл. 1.

Таблица 1

Шлакообразующие и рафинирующие составы

Номер состава	Исходные материалы	Содержание материала в составе, %
1 (контроль)	Известняк	90
	Коксовая мелочь	7
	Плавиковый шпат	3
2	Известняк	80
	Коксовая мелочь	7
	Плавиковый шпат	3
	Карбид кальция	10
3	Известняк	70
	Коксовая мелочь	7
	Плавиковый шпат	3
	Карбид кальция	20
4	Известняк	65
	ВУМ	15
	Карбид кальция	20
5	Известняк	50
	ВУМ	20
	Карбид кальция	30

Шлакообразующие материалы присаживались в печь порциями сразу же после расплавления шихты в следующем порядке:

- известняк;
- углеродосодержащие материалы: коксовая мелочь или ВУМ;
- плавиковый шпат (при необходимости);
- карбид кальция.

В экспериментальной работе использовался карбид кальция марки КМ по ГОСТ 1461–78 фракции 25–80 мм. Отмечено, что наиболее эффективно процесс дефосфорации протекает при использовании крупной фракции карбида кальция 60–80мм.

Расход шлакообразующих смесей составлял 100 килограмм на тонну жидкого металла, что соответствует средним расходам материалов для традиционных процессов выплавки высокомарганцевых сплавов в электродуговых печах.

В эксперименте отмечена низкая жидкоподвижность шлака сформированного составом № 3. Добавка к шлакообразующему составу ВУМ резко повышает жидкоподвижность шлака, шлак равномерно кипит и вспенивается.

После проведения восстановительного рафинирования шлак полностью удаляли из печи.

Пробы металла и шлака отбирались из печи для проведения химического анализа до и после обработки дефосфорирующим и раскисляющим составом. Пробы металла для проведения механических испытаний отбирались в процессе разлива металла на автоматических литейных линиях.

Результаты химического анализа металла экспериментальных плавов приведены в табл. 2.

Таблица 2

Результаты рафинирования металла

Номер состава	Количество экспериментальных плавов, шт.	Среднее содержание фосфора [P], %		Степень дефосфорации, %
		До обработки	После обработки	
1	5	0,111	0,112	–
2	8	0,117	0,105	10
3	5	0,114	0,098	14
4	11	0,114	0,087	23
5	7	0,115	0,084	27

Степень дефосфорации металла при использовании рафинирующих и раскисляющих составов № 4 и № 5 достигает 25 %. Содержание закиси марганца в шлаке значительно снижается и находится в пределах 3–5 %. Такой важный показатель механических свойств стали 110Г13Л – ударная вязкость возросла с 190 Дж/см² (контрольные плавки) до 230 Дж/см² при использовании рафинирующего состава № 5.

Продолжительность процесса и расход электроэнергии при проведении экспериментальных плавов не возросли за счет совмещения

процессов дефосфорации и диффузионного раскисления металла.

Себестоимость тонны стали не изменилась за счет исключения из состава шлакообразующей смеси дорогостоящего плавикового шпата и значительной экономии ферросплавов.

Таким образом, использование в качестве шлакообразующего и рафинирующего материала композиции известняка ВУМ-карбид кальция позволило снизить содержание фосфора в ме-

талле на 25 %, повысить значения ударной вязкости стали на 20 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. ГОСТ 12787–91 Металлы черные вторичные. Общие технические условия. – М. : Издательство стандартов, 1991. – 62 с.
2. ГОСТ 977–88. Отливки стальные. Общие технические условия. – М. : Издательство стандартов, 1988. – 44 с.
3. Redukcni odfosforeni ocei vavnikem a moznosti jeho provozm'ho vyuziti Kuncel Frantisek, Kosan Josef, Engel Oleg. «Hutnik» (CSSR), 1985, 35, № 5, 178–180.

УДК 669-194.2

Н. А. Зюбан, С. Б. Гаманюк, Д. В. Руцкий, М. В. Кириличев, Д. А. Федосов

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ РАСПОЛОЖЕНИЯ ОКСИДНЫХ, СУЛЬФИДНЫХ И ОКСИСУЛЬФИДНЫХ ВКЛЮЧЕНИЙ В КРУПНЫХ СЛИТКАХ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ И ОЦЕНКА ИХ ВЛИЯНИЯ НА ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛА*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: tecmat@vstu.ru

В работе представлены результаты исследования распределения и расположения оксидов, сульфидов и оксисульфидов в крупном слитке массой 24,2 т стали 38ХНЗМФА, отлитом в вакууме, и оценка их влияния на пластические свойства литого металла. Показано, что формирование и морфология сульфидных включений являются сложными процессами, зависящими от особенностей кристаллизации, химического состава расплава и степени его окисленности. Для достижения высокого качества стали необходимо при проведении вакуумирования обеспечивать снижение содержания серы до предельно низких значений.

Ключевые слова: крупный слиток, неметаллические включения, кристаллизация, оксиды, сульфиды, оксисульфиды.

N. A. Zyuban, S. B. Gamanyuk, D. V. Rutski, M. V. Kirilichev, D. A. Fedosov

INVESTIGATION FEATURES LOCATIONS OXIDE, SULFIDE AND OXYSULFIDE INCLUSIONS IN LARGE INGOTS IN MEDIUM-CARBON CONSTRUCTIONAL STEELS AND EVALUATION OF THEIR INFLUENCE ON PLASTIC PROPERTIES OF METAL

The Volgograd State Technical University

The results of studies of the distribution and location of the oxides, sulfides, and REM in large ingots weighing 24.2 tons of steel 38HN3MFA, cast in a vacuum, and assess their impact on the plastic properties of the cast metal. It is shown that the formation and morphology of sulfide inclusions are complex processes, depending on the crystallization characteristics, the chemical composition of the melt and the degree of oxidation. To achieve high-quality steel is necessary for carrying out the evacuation to ensure reduction in the sulfur content to very low levels.

Keywords: a large ingot, nonmetallic inclusions, crystallization, oxides, sulfides, oxysulfides.

Введение

Образование неметаллических включений в стали является объективной закономерностью, обусловленной физическими, физико-химическими, тепловыми и другими явлениями, происходящими в металле при его кристаллизации. Особая роль в этих процессах отводится сульфосодержащим неметаллическим включениям, так как их содержание, форма

и расположение зависят от наличия оксидной и оксисульфидной составляющих в общем балансе включений в металле. Нарушения этого баланса может приводить к видоизменению формы и расположения сульфидных включений, что негативно влияет на свойства металла. В работе [1] представлены данные и снижения на 10–20 % пластических характеристик роторов, полученных из вакуумированных слитков

© Зюбан Н. А., Гаманюк С. Б., Руцкий Д. В., Кириличев М. В., Федосов Д. А., 2016

* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научных проектов № 16-38-60007 мол_а_дк и № 15-08-08098.

стали 38ХНЗМФА. Объяснение данного противоречивого результата авторы работы связывают с особенностями формирования оксидных, оксисульфидных и сульфидных включений в вакуумированной стали, где при дефиците кислорода образуется минимальное количество оксидов, что подавляет формирование оксисульфидов и приводит к выделению «чистой», избыточной сульфидной фазы, располагающейся, как правило, по границам зерен. Это оказывает негативное влияние на пластические характеристики получаемых металлоизделий. В работе [2] исследовали особенности образования сульфидных включений и их расположения внутри зерна в зависимости от условий раскисления стали 20. По данным исследований лабораторных образцов была выявлена обратная пропорциональная зависимость между количеством сульфидных включений и степенью раскисленности металла, а также обратное соотношение между количеством сульфидов и оксисульфидов. На основании полученных результатов в работе предложен механизм изменения формы сульфидов в зависимости от количества оксисульфидов, в соответствии с которым условия для формирования оксисульфидов определяются относительно высокой концентрацией кислорода в стали. При ее снижении (например, в процессе вакуумной обработки) до равновесных значений, образование оксидов (и, соответственно, оксисульфидов) прекращается и происходит выделение «чистых» сульфидов по границам зерен.

Таким образом, проведенные исследования показывают, что формообразование сульфидных включений в стали теснейшим образом связано с степенью окисленности расплава, и любые мероприятия, направленные на ее снижение, могут отрицательно сказаться на пластических свойствах получаемого металла. Особенно это актуально для крупных поковок изделий ответственного назначения, получаемых из слитков, отливаемых в вакууме.

Целью работы являлось исследование распределения и расположения оксидов, сульфидов и оксисульфидов в крупном слитке массой 24,2 т стали 38ХНЗМФА, отлитом в вакууме, и оценка их влияния на пластические свойства литого металла.

Материал и методика проведения исследований

Отливка слитка осуществлялась в восьмигранную изложницу с прибыльной надставкой. После полного затвердевания слиток подвергался смягчающему отжигу для снятия внутренних напряжений и облегчения его последующей резки. Химический состав плавки и некоторые параметры отливки слитка приведены в таблице.

После термообработки из слитка механической порезкой была вырезана продольная осевая плита толщиной 25 мм, из которой затем были изготовлены темплеты размером по 200×350 мм. Из темплетов от поверхности до центра слитка вырезались образцы для механических испытаний. Ударные образцы испытывали на копре Лозенгаузен.

Химический состав стали ковшевых проб и параметры отливки слитка

Химический состав, %									Температура, °С		Время отливки, мин	
С	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	V	перед раскислением	перед выпуском	тела	прибыли
0,38	0,39	0,34	0,010	0,014	1,39	3,13	0,40	0,13	1650	1630	6,3	5,8

Исследование загрязненности металла сульфидными, оксидными и оксисульфидными включениями проводилось по методу Л [4], для чего использовались ударные образцы с пяти горизонтов по высоте слитка. Предельная ошибка при определении загрязненности включениями составляет $0,75 \cdot 10^{-3}$. Идентификация включений проводилась с использованием металлографических методов и методов электронной микроскопии FEI Versa 3D [5, 6].

Результаты исследований и их обсуждение

В процессе исследований определяли индекс загрязненности металла неметаллическими включениями и ударную вязкость в образцах, взятых на различных горизонтах по сечению слитка от его поверхности до осевой зоны. Для приближения процесса затвердевания к нормальному, стабильным условиям использовали результаты исследования средних гори-

зонтов слитка, так как в донной его части затвердевание происходит с максимальной скоростью, а в подприбыльных горизонтах, наоборот, высокая температура сохраняется довольно длительное время, обуславливая скопление в этой зоне легкоплавких примесей и ликватов. Все эти факторы могут сильно исказить реальную картину формирования оксидов и формообразования сульфидных включений в затвердевающем металле. На рис. 1 представлено изменение ударной вязкости на середине высоты слитка в зависимости от индекса загрязненности сульфидами и оксисульфидами от поверхности к осевой зоне.

ную картину формирования оксидов и формообразования сульфидных включений в затвердевающем металле. На рис. 1 представлено изменение ударной вязкости на середине высоты слитка в зависимости от индекса загрязненности сульфидами и оксисульфидами от поверхности к осевой зоне.

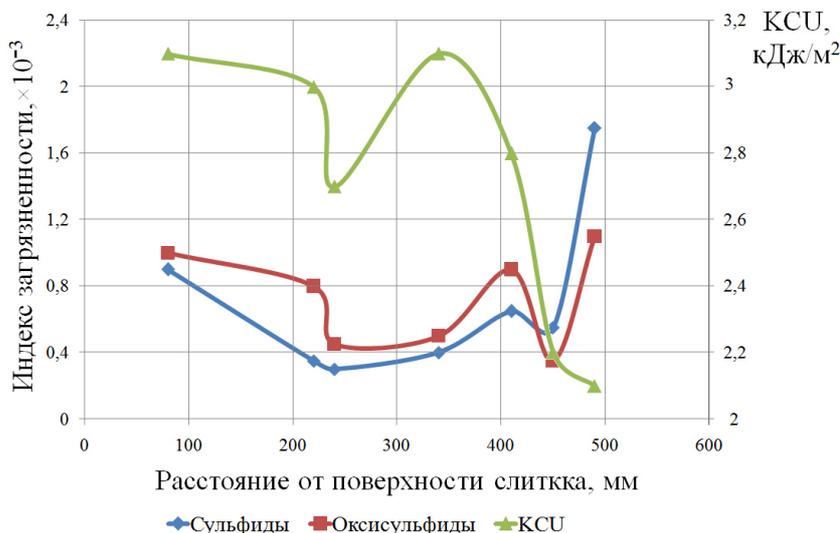


Рис. 1. Изменение ударной вязкости в зависимости от содержания оксисульфидов и оксидов на половине высоты слитка в радиальном направлении

На графике прослеживается обратно пропорциональная связь между значениями ударной вязкости и содержанием сульфидов. Увеличение концентрации сульфидов ближе к осевой зоне слитка объясняется скоплением легкоплавких примесей перед фронтом кристаллизации и оттеснением их к оси слитка в процессе затвердевания. На рис. 2 приведены регрессионные линии указанных зависимостей после их статистической обработки. Из графика четко

видно, что концентрации сульфидов и оксисульфидов находятся между собой в определенном «балансе», и уменьшение последних может приводить к избыточному выделению «чистой» сульфидной фазы, располагающейся, как правило, по границам зерен и снижать пластические свойства металла. Можно сказать, что полученные закономерности носят фундаментальный характер, так как они наблюдаются в слитках другой массы и конфигурации, рис. 3

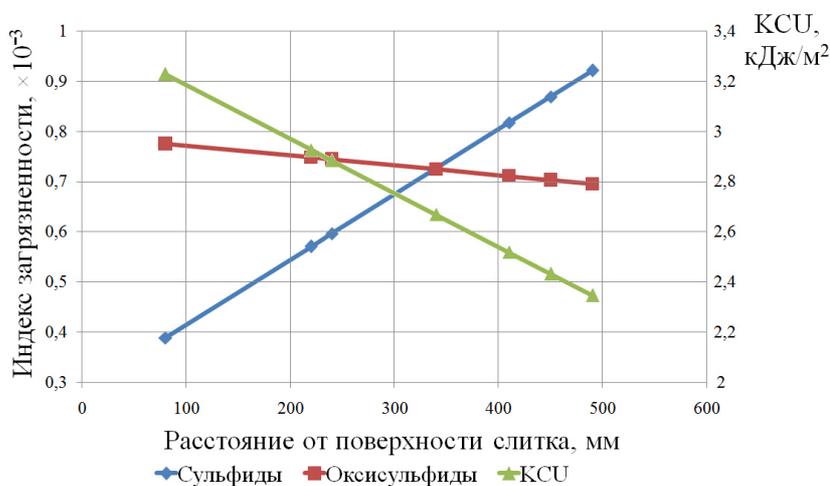


Рис. 2. Регрессионные линии изменения ударной вязкости и содержания сульфидов и оксидов по сечению слитка

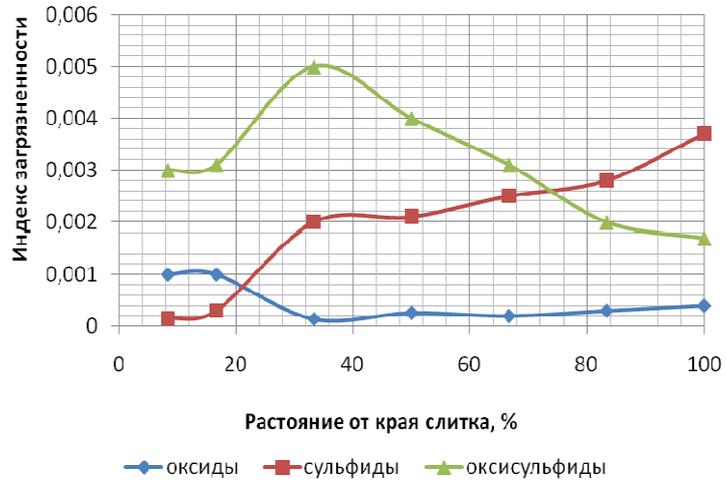


Рис. 3. Распределение неметаллических включений на среднем горизонте удлиненного сдвоенного слитка массой 2,66 т

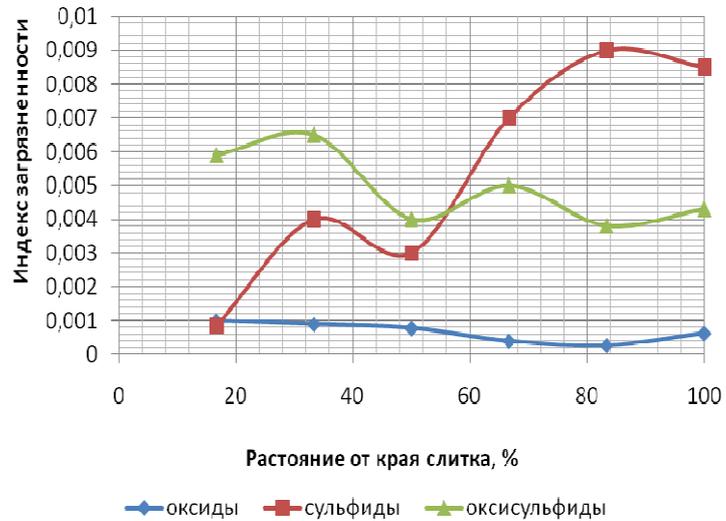
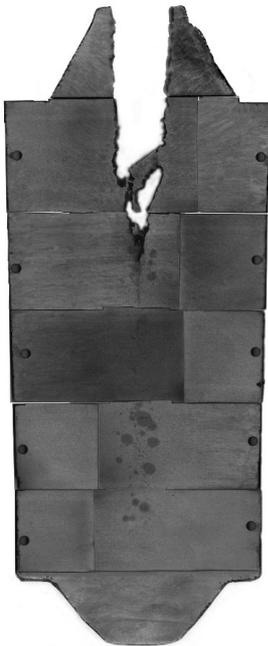


Рис. 4. Распределение неметаллических включений на среднем горизонте слитка массой 1,53 т с заоложенной верхней частью

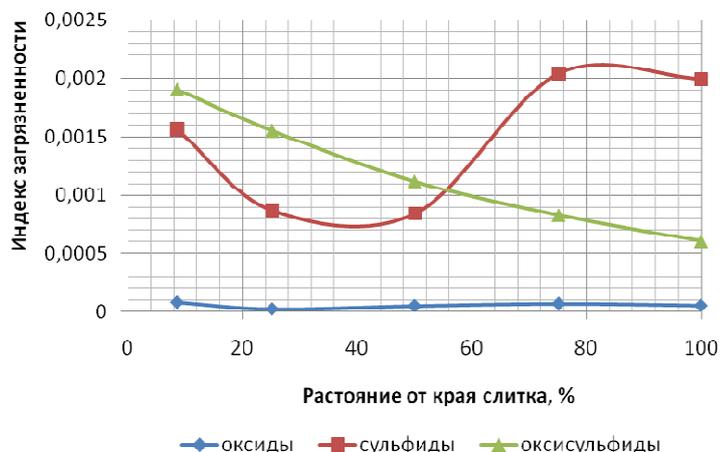
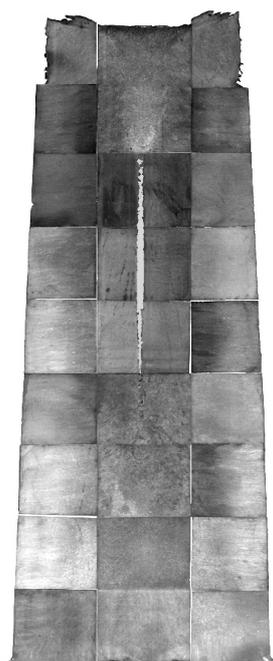


Рис. 5. Распределение неметаллических включений на среднем горизонте слитка массой 5,9 т с прямой конусностью

Таким образом, закономерности между окисленностью металла и условиями формирования оксисульфидов и сульфидов, полученные в работе [2] на лабораторных образцах, справедливы для промышленных крупных слитков из низколегированных конструкционных сталей. Данные проведенного исследования показывают, что интенсивное образование «чистой» сульфидной фазы с одновременным снижением оксисульфидов характерно для области слитка, отстоящее на 0,5 радиуса от его поверхности,

т. е. в зоне глобулярных равноосных дендритов, где снижается температурный градиент, замедляются тепловые процессы и система приближается к равновесному состоянию. Этот период затвердевания характеризуется формированием шнуров внеосевой ликвации с параллельным протеканием микроликвационных процессов внутри зерна. Микросегрегация обусловлена избирательностью процесса кристаллизации и скоплением в пограничном слое перед ветвями дендритов легкоплавких примесей.

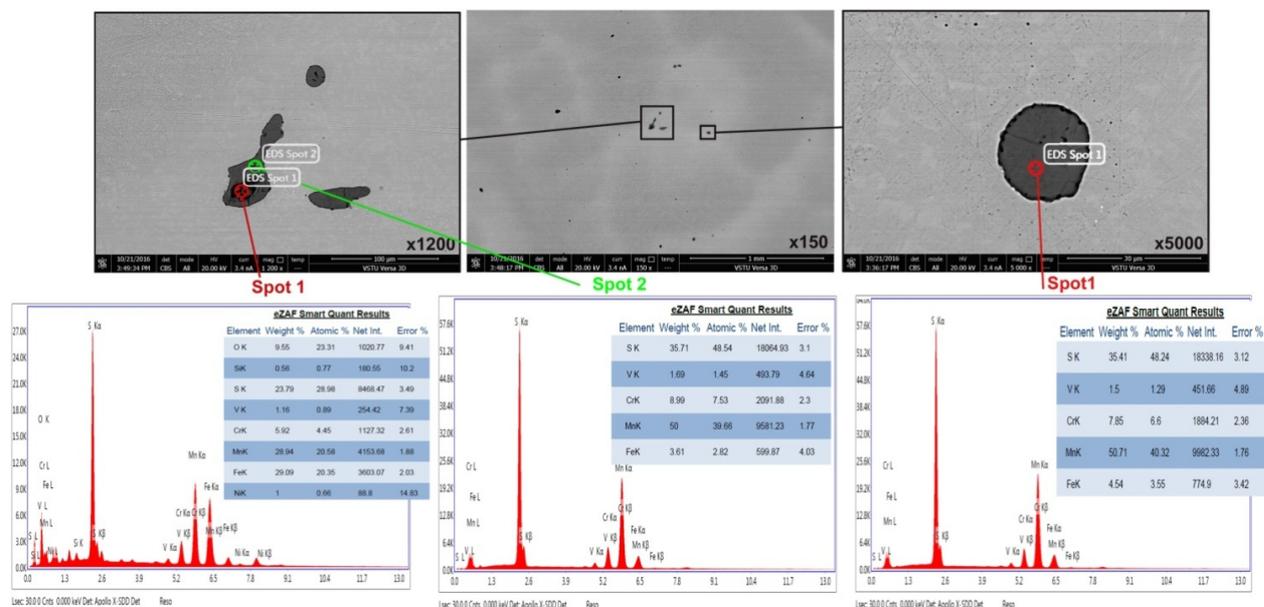


Рис. 6. Вид сульфидных включений в образце среднего горизонта слитка стали 38ХНЗМФА при различной степени увеличения

В более ранних исследованиях [3] отмечается, что сульфиды обогащают маточный раствор в междендритных ячейках. Глобулярные включения (оксиды и окисульфиды) располагаются, в основном, в осях дендритов. Данная трактовка механизма формирования сульфидных включений по границам зерна результатами исследования микроструктуры металла крупных слитков. На рис. 6 приведены фотографии сульфидных включений, расположенных по границам дендритов при различном увеличении, полученные на сканирующем электронном микроскопе «Versa – 3D». Наиболее четко граничное расположение сульфидов наблюдается на средней фотографии при увеличении $\times 150$. Из данной фотографии видно, что большинство сульфидов типа MnS располагаются в междендритных границах, имеющих светлый фон. На рис. 7 эта фотография представлена в большем масштабе, обеспечивающем более четкую картину граничного распределения сульфидной фазы в металле исследуемых крупных слитков.

Таким образом, особенности расположения сульфидных включений в слитке как по его объему, так и в микроликвационных процессах зависят от многих факторов, и определяются, прежде всего, степенью окисленности расплава.

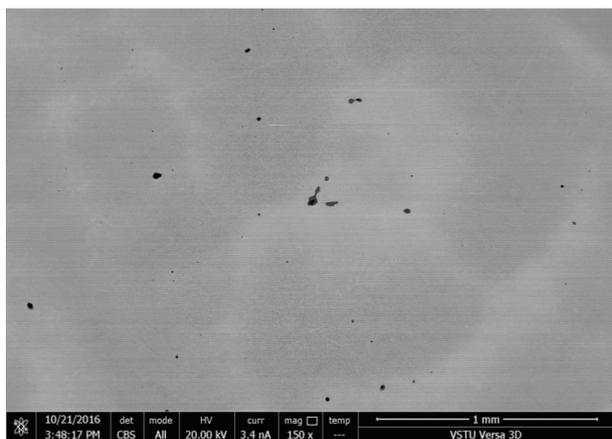


Рис. 7. Расположение сульфидов по границам дендритов

Выводы

Формирование и морфология сульфидных включений являются сложными процессами, зависящими от особенностей кристаллизации, химического состава расплава и степени его окисленности.

При достаточной концентрации кислорода в металле сульфидная фаза, в основном, располагается на поверхности оксидов и не оказывает значимого отрицательного влияния на свойства металла.

При дефиците кислорода в стали сульфиды обогащают маточный раствор в междендритных ячейках и концентрируются на границах зерен, что вызывает снижение пластических свойств металла, в частности, ударной вязкости.

Для достижения высокого качества стали необходимо при проведении вакуумирования обеспечивать снижение содержания серы до предельно низких значений.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Зюбан, Н. А. Влияние вакуумирования на особенности формирования сульфидных включений и свойства изделий из низколегированных конструкционных сталей / Н. А. Зюбан, О. Б. Крючков // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2008. – № 5. – С. 56–60.
2. Шевцова, О. А. Особенности образования сульфидных включений и их расположение внутри зерна в зависимости от условий раскисления стали 20 / О. А. Шевцова, Н. А. Зюбан, С. А. Пегишева, Д. В. Рущкий, К. Е. Титов, Н. В. Клячина // Металлург. – 2014. – № 5. – С. 60–63.
3. Шлис, Х. -И. Поведение неметаллических включений в стали при кристаллизации и деформации / науч. ред. В. А. Кудрин ; пер. с нем. Г. Н. Еланского. – М. : Металлургия, 1971. – 129 с.
4. ГОСТ 1778–70. Металлографические методы определения неметаллических включений ; Государственный комитет стандартов Совета министров СССР. – Москва, 1970. – 32 с.
5. Червяков, А. Н. Металлографическое определение включений в стали / А. Н. Червяков, С. А. Киселев. – М. : Металлургиздат, 1962. – 201 с.
6. Виноград, М. И. Включения в стали и ее свойства / М. И. Виноград. – М. : Металлургиздат, 1963. – 252 с.

УДК 669.017

Ю. В. Гребнев, Е. Ю. Карпова, Е. В. Соколова, М. А. Кушнарченко
ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПОВЫШЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ
СВОЙСТВ СТАЛИ 20Л ЗА СЧЕТ МОДИФИЦИРОВАНИЯ
ФЕРРОТИТАНОМ И ЛИГАТУРОЙ ФС30РЗМ30

Волгоградский государственный технический университет
 e-mail: mitlp@vstu.ru

Приведены результаты сравнительного анализа механических свойств низкоуглеродистой стали, выплавленной по штатной технологии и модифицированной различными модификаторами.

Установлено, что применение ферротитана в качестве модифицирующей добавки в значительной степени улучшает микроструктуру и повышает механические свойства стали в нормализованном состоянии.

Ключевые слова: низкоуглеродистая сталь, модифицирование, механические свойства

Y. V. Grebnev, E. Y. Karpova, E. V. Sokolova, M. A. Kushnarenko

STUDY THE POSSIBILITY OF IMPROVING THE MECHANICAL PROPERTIES
OF STEEL 20L BY MODIFYING FERROTITANIUM AND LIGATURE FS30RZM30

Volgograd State Technical University

The results of the comparative analysis of the mechanical properties of low carbon steel produced according to the standard technology and modified with various modifiers.

The use of ferrotitanium as a modifying agent substantially improves the microstructure and enhances the mechanical properties of the steel in the normalized condition.

Keywords: low carbon steel, modification, mechanical properties.

При производстве отливок из низко и среднеуглеродистой стали литейщики систематически сталкиваются с несоответствием прочностных свойств литья марочным требованиям ГОСТ 977–85. При этом не выдерживают испытания до 70 % плавков в основном по ударной вязкости, относительному удлинению и сужению. Прочность при растяжении, как правило, отвечает предъявляемым требованиям [1–4].

Считается, что из всех известных способов улучшения качества стали модифицирование является наиболее эффективным и в то же время сравнительно недорогим.

Поэтому с целью определения влияния различных модификаторов на уровень механических свойств было проведено сравнительное исследование низкоуглеродистых сталей выплавленных по штатной технологии, раскисленных и модифицированных ФС30РЗМ30 и ФТи30.

Было отлито по три плавки стали марки 20Л.

От каждой плавки методом фракционной разливки отливали треновидные и экспериментальные пробы. Пробы прошли термообработку по одинаковому штатному режиму. Таким образом, металл для сравнительных испытаний имел одинаковые условия кристаллизации и термообработки.

Отличие было только в условиях модифицирования, что позволило делать однозначные выводы о влиянии модификаторов на уровень механических свойств.

Согласно технологической инструкции на плавку углеродистой стали 20Л температура выпуска металла из печи должна быть 1580–1600 °С, а температура заливки – 1440–1500 °С. Температура заливки проб была близка к верхнему пределу.

Механические свойства исследуемых треновидных и экспериментальных проб определяли на образцах, вырезанных и изготовленных из мест, показанных на рис. 1, 2.

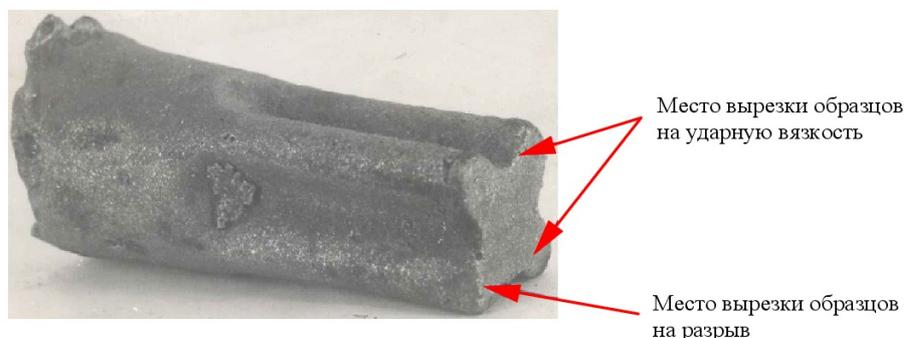
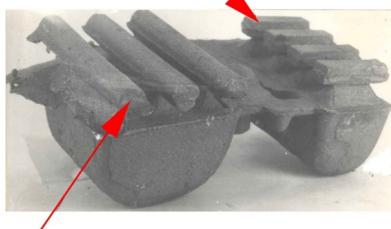


Рис. 1. Внешний вид треновидной пробы с указанием мест вырезки образцов

Литые заготовки образцов на ударную вязкость



Литые заготовки образцов для испытаний на растяжение

Рис. 2. Внешний вид экспериментальной пробы с указанием мест вырезки образцов

Образцы для испытания на растяжение изготавливались цилиндрический из трещ – $\Phi 5$ мм с расчетной длиной 25 мм, а из экспериментальных проб – $\Phi 10$ мм с длиной 50 мм согласно требованиям ГОСТ 977–85.

Химический состав и результаты механических испытаний всех исследуемых образцов приведены в табл. 1 и 2.

Для определения причин неудовлетворительных механических свойств был проведен анализ микроструктуры исследуемых образцов. Микроструктура нормализованной стали исследовалась на микрошлифах, изготовленных по излому ударных образцов.

Таблица 1

Химический состав исследуемых сталей

Марка стали	Наименование присаживаемого модификатора	Химический состав					
		C	Mn	Si	Cr	Ni	Ti
20Л	–	0,23	0,60	0,27	0,18	0,14	–
	ФС30РЗМ30	0,23	0,67	0,34	0,18	0,30	–
	ФТи30	0,23	0,67	0,34	0,18	0,30	0,03
	–	0,21	0,66	0,25	0,18	0,13	–
	ФС30РЗМ30	0,21	0,67	0,26	0,20	0,30	–
	ФТи30	0,21	0,67	0,26	0,20	0,30	0,02
	–	0,22	0,58	0,34	0,16	0,27	–
	ФС30РЗМ30	0,22	0,76	0,43	0,20	0,30	–
	ФТи30	0,22	0,76	0,43	0,20	0,30	0,03

Таблица 2

Механические свойства стали 20Л

Наименование присаживаемого модификатора	Вид проб	Механические свойства					
		σ_b , МПа	σ_T , МПа	δ , %	Ψ , %	a_n , кДж/м ²	НВ ед
–	эксперимт.	535	405	17,2	27,8	4,5	133
	трещ	555	245	27,2	34,0	4,8	133
ФС30РЗМ30	трещ	600	489	24,5	35,0	5,25	143
ФТи30	трещ	600	500	26,0	39,0	6,25	143
–	эксперимт.	510	320	17,6	20,8	4,38	125
	трещ	565	315	21,0	24,3	5,0	125
ФС30РЗМ30	трещ	630	394	18,0	39,5	6,0	126
ФТи30	трещ	670	400	22,4	39,5	6,0	126
–	эксперимт.	540	305	22,5	27,5	5,0	143
	трещ	535	290	22,5	36,0	4,5	143
ФС30РЗМ30	трещ	613	390	22,0	39,5	5,25	143
ФТи30	трещ	613	480	29,0	42,0	5,3	143

В результате проведенных исследований было выявлено, что структура образцов вырезанных из стали выплавленной по штатной технологии и с применением в качестве модификатора ФС30РЗМ30 состоит из мелких и крупных зерен феррита дендритообразного

расположения и перлита (рис. 3, а, б).

Микроструктура образцов, вырезанных из стали модифицированной ФТи30 состоит из мелких равноосных зерен ферритной основы и небольшого количества перлита (рис 3, в).

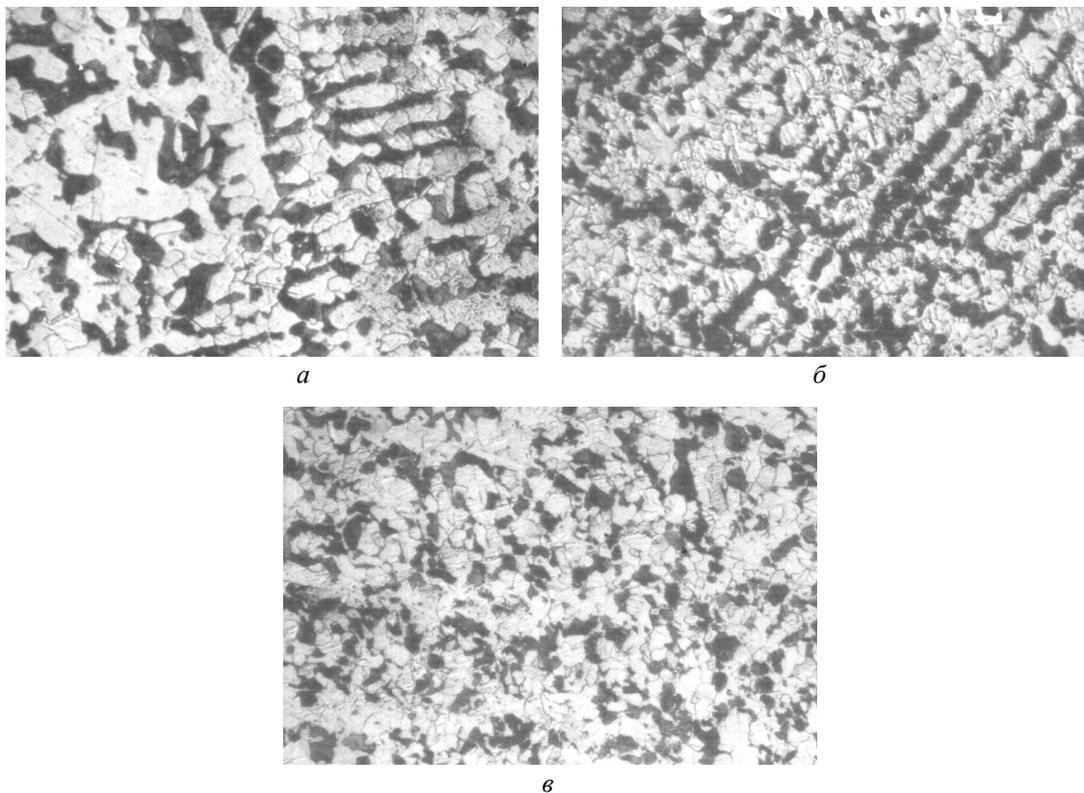


Рис. 3. Микроструктура образцов стали 20Л, выплавленной по штатной технологии (а), модифицированной лигатурой ФС30РЗМ30 (б), модифицированной ФТи30 (в). $\times 100$

Таким образом, в результате металлографических и механических исследований было выявлено значительное улучшение структуры и повышение свойств стали, модифицированной ферротитаном.

Выводы

Применение ферротитана в качестве модификатора углеродистой стали 20Л позволило:

1. Измельчить структуру дендритной кристаллизации и повысить гомогенность структуры перекристаллизации.
2. Повысить механические свойства в нормализованном состоянии 10–15 %.
3. Повысить стабильность технологического процесса за счет более длительного сохранения модифицирующего эффекта, относительно низкого сродства титана к кислороду и медленной окисляемости модификатора.
4. Снизить трудоемкость процесса модифицирования за счет исключения операции дроб-

ления и рассева модификатора по фракциям. Расчетное количество модификатора можно присаживать непосредственно в печь за 5–7 минут до слива плавки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Карпова, Е. Ю. Влияние режимов термической обработки на качество стали 20Л / Е. Ю. Карпова, Ю. И. Карпов, А. С. Леонченко // Известия вузов. Черная металлургия. – 2012. – № 5. – С. 17–19.
2. Костылева, Л. В. К исследованию ударной вязкости стали 20Л в литом и нормализованном состоянии / Л. В. Костылева, Е. Ю. Карпова, В. А. Ильинский // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2005. – № 6. – С. 37–39.
3. Полякова, Н. М. Влияние скорости нагрева отливок при нормализации на качество стали 20Л / Н. М. Полякова, Е. Ю. Карпова, В. И. Ильинский // Литейное производство. – 2000. – № 4. – С. 9–10.
4. Воронин, Ю. Ф. Условия снижения прочностных свойств отливки при воздействии на нее циклической нагрузки / Ю. Ф. Воронин, Ю. В. Гребнев // Литейное производство. – 2013. – № 10. – С. 6–8.

УДК 669.15.018.298.017

*Р. В. Баранов, В. Ф. Петрова***ВЛИЯНИЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ
НА ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СОРТОВОГО ПРОКАТА****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: tecmat@vstu.ru

Данная работа посвящена исследованию изломов образцов из сортового проката стали 42CrMo4+QT, неметаллических включений (вида, формы, размеров, распределения), определению загрязненности неметаллическими включениями. Выявлена возможная причина снижения пластических свойств.

Ключевые слова: шиферный излом, оксиды, сульфиды, окисульфиды, загрязненность.

*R. V. Baranov, V. F. Petrova.***INFLUENCE OF NONMETALLIC INCLUSIONS ON PLASTIC
PROPERTIES OF HIGH-QUALITY ROLLED METAL****Volgograd State Technical University**

This work is devoted to research of breaks of samples from high-quality rolled metal of steel 42CrMo4+QT, nonmetallic inclusions (a look, a form, the sizes, distribution), to determination of impurity by nonmetallic inclusions. The possible reason of decrease in plastic properties is established.

Keywords: slate break, oxides, sulfides, oxysulfides, impurity.

Технология производства проката сопровождается формированием и развитием значительной кристаллографической и структурной анизотропии. Возникновение ее связано с процессом затвердевания слитков в изложницах или водоохлаждаемых установках непрерывной разливки. Обусловлена она направленностью градиента температур и объемными изменениями при кристаллизации, задающими направление роста кристаллитов, процессами ликвиации, ориентированного расположения примесей и пустот в слитке.

Высокотемпературная деформация стальных слитков приводит к дроблению неметаллических частиц, уменьшению размеров зерен и вытягиванию их в направлении преимущественного течения металла. При горячей обработке сталей происходит заваривание дефектов,

диффузионное растворение примесей и увеличение однородности структуры, измельчение неметаллических включений и вытягивание их по направлению деформации. Деформированные стали имеют, как правило, более высокие по сравнению с отливками механические свойства, как прочностные, так и пластические [1, 2].

Задача исследования – изучение влияния неметаллических включений на пластические свойства сортового проката.

Материалом исследования явились образцы сортового проката из стали 42CrMo4+QT после термической обработки (закалка и высокий отпуск) и испытаний механических свойств. Химический состав образцов представлен в табл. 1 и полностью соответствует европейскому стандарту [3].

Таблица 1

Химический состав образцов из стали 42CrMo4+QT

Образец	Массовая доля элемента, %						
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
EN 10083:3-2007-01	0,38-0,45	0,40	0,60-0,90	0,025	0,035	0,9-1,2	0,15-0,30
1	0,40	0,22	0,75	0,025	0,018	1,10	0,20
2	0,40	0,21	0,85	0,024	0,024	1,01	0,22

Механические свойства также находятся в заданных пределах, но в образце 2 наблюдается

понижение значений пластических свойств (относительного сужения и удлинения, табл. 2).

Механические свойства образцов из стали 42CrMo4+QT

Образец	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Предел прочности σ_b , МПа	Относительное удлинение δ , %	Относительное сужение ψ , %	Ударная вязкость KCV, кДж/м ²	Твердость НВ
EN 10083:3-2007-01	>500	750-900	>15	>55	>350	241-255
1	640	830	23,0	64	1130	248
2	750	930	13,5	59	930	259

Для исследования изломов использовали микроскоп МСП-2 при 10-кратном увеличении.

Исследование неметаллических включений проведено на продольных образцах по ГОСТ 1778-70, метод «К» [4] на микроскопе Метам ЛВ-41.

Исследование изломов ударных образцов показало наличие пористости и волокнистости у образца 1, а у образца 2 дополнительно выявлены микрорасслоения и раскрывшаяся шиферность (рис. 1).

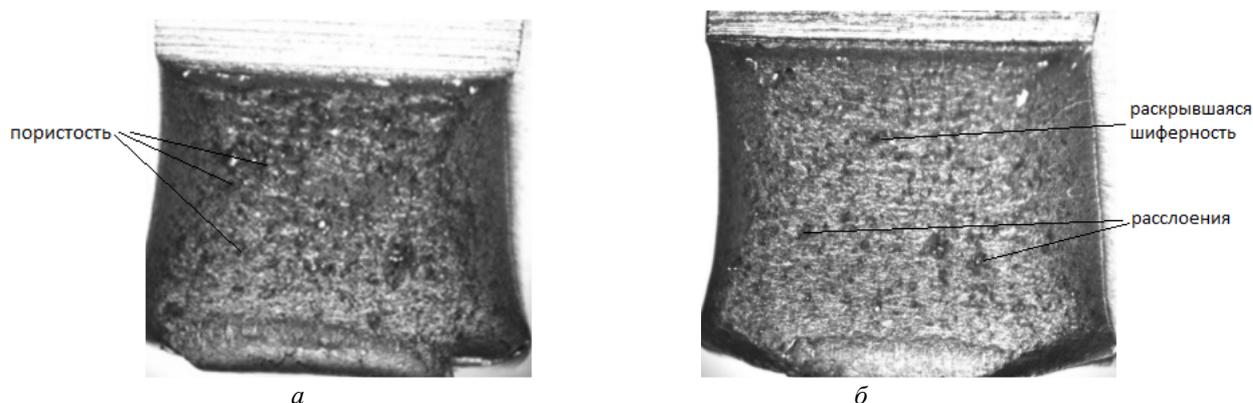


Рис. 1. Изломы ударных образцов, $\times 10$:
а – образец 1; б – образец 2

Появление шиферного строения в изломе сравнительно слабо отражается на упругих свойствах, а также на пределе прочности стали. Значительнее шиферность сказывается на пластических свойствах и ударной вязкости стали. Однако наиболее чувствительной характеристикой склонности стали к возникновению шиферного излома является относительное сужение площади поперечного сечения.

Шиферный излом обусловлен совместным влиянием нескольких структурных факторов, из которых решающая роль может принадлежать неметаллическим включениям, а также вторичной полосчатости, связанной с вытянутыми неметаллическими включениями и участками микроликвационного характера [5].

Шиферный излом обусловлен наличием неметаллических включений, поэтому была проведена оценка их вида, характера распределения, размера и загрязненности. Исследование

выявило различные виды включений: оксиды, сульфиды, оксисульфиды.

Как очаги хрупкого разрушения опасны лишь сравнительно крупные включения, размер которых превышает критический. При этом наиболее важно то, что различные виды разрушения обусловлены наличием неметаллических включений разных размерных классов [6]. Распределение сульфидов и оксисульфидов по размерным группам представлено на рис. 2. Основная доля сульфидов – около 60 % – имеют размер от 7 до 42 мкм (1–3-й группы) в обоих образцах. Распределение оксисульфидов по размерным группам отличается в образцах 1 и 2. В образце 1 преобладающими являются включения 1-й группы (45 %), а доля включений 1–3-й групп – 83 %. В образце 2 доля оксисульфидов 1-й группы 18 %, а 1–3-й групп составляет 64 %. Таким образом, в образце 2 наблюдается большая доля сильно деформированных оксисульфидных включений.

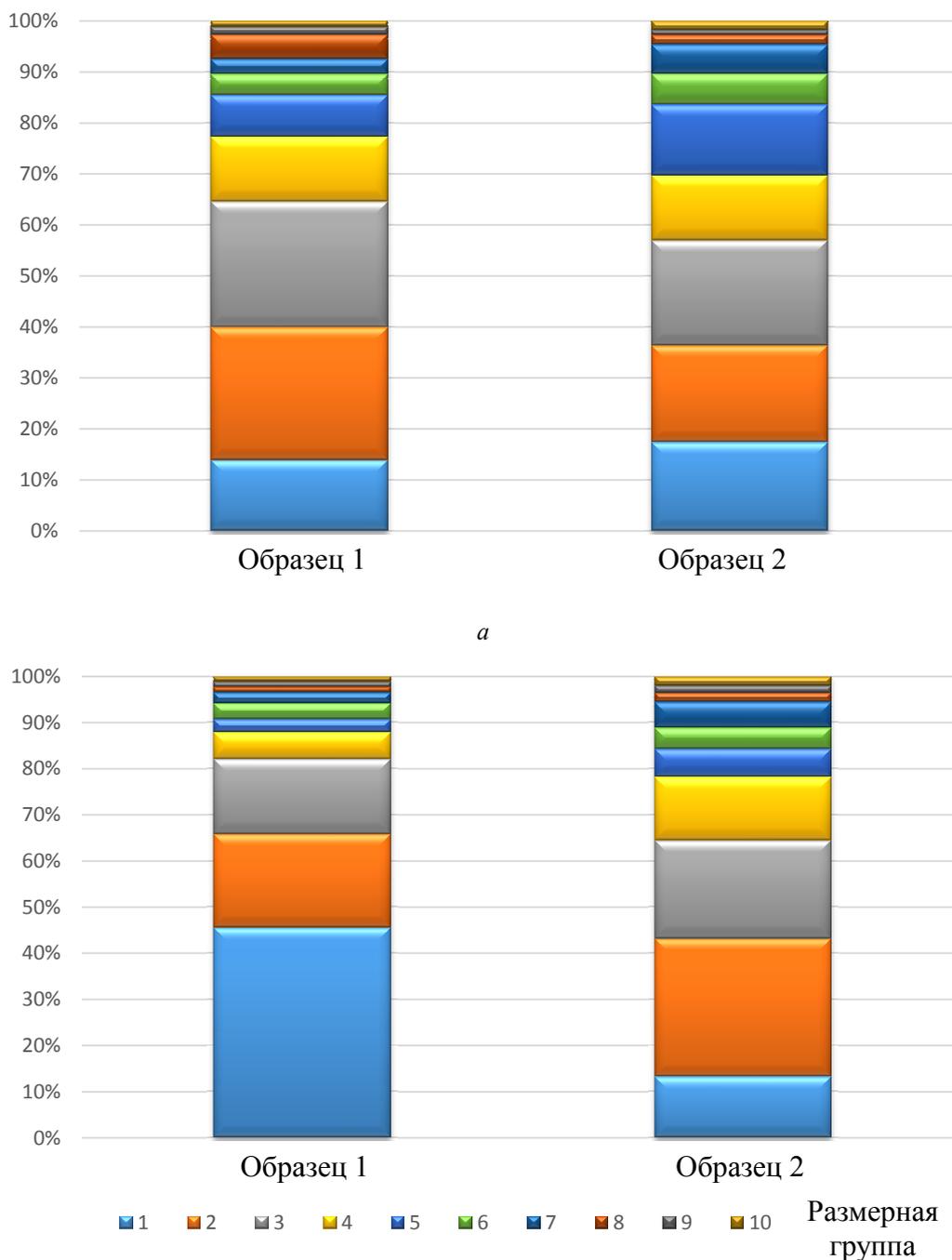


Рис. 2. Распределение неметаллических включений по размерным группам:
а – сульфиды; *б* – окисульфиды

Среднее расстояние между неметаллическими включениями обычно в 10–20 раз превышает их поперечный размер и при любом их распределении они не приводят к заметному упрочнению материала, однако могут играть решающую роль в процессе его разрушения [6].

В структуре образца 2 наблюдается неравномерное распределение включений. Многие включения расположены последовательно и близко друг к другу (рис. 3), что создает опасность слияния и образования микропустот.

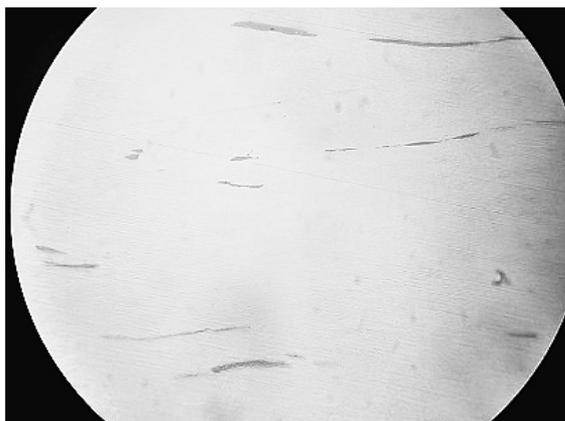


Рис. 3. Распределение неметаллических включений, $\times 170$

Проведен расчет загрязненности включениями (табл. 3). В образце 2 загрязненность в 3,7 раза больше, чем в образце 1, что может отразиться на пластических свойствах.

Таблица 3

Общая загрязненность неметаллическими включениями поперечных образцов

Образец	1	2
Загрязненность, %	0,049	0,183

По результатам исследования образца 2 (с пониженными пластическими свойствами) можно сделать следующие выводы:

- обнаружена раскрывшаяся шиферность;
- наблюдается большая доля сильно деформированных оксисульфидных включений;

– наблюдается неравномерное распределение включений, что создает опасность слияния и образования микропустот;

– выявлена высокая загрязненность неметаллическими включениями.

Исходя из полученных результатов, следует, что снижение пластических свойств сортового проката из стали 42CrMo4+QT связано с высокой загрязненностью и неравномерным распределением неметаллических включений по объему.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Фрактография и атлас фрактограмм : справочник / пер. с нем. под ред. М. Л. Бернштейна. – Москва : Металлургия, 1982. – 489 с. : ил. + Прил.: с. 488–489.
2. Герасимова, Л. П. Контроль качества конструкционных материалов : справочное издание / Л. П. Герасимова, Ю. П. Гук. – Москва : Интермет Инжиниринг, 2010. – 844 с. : ил. – Библиогр.: с. 774–780. – ISBN 978-5-89594-160-7.
3. DIN EN 10083:3-2007-01 Steel for quenching and tempering. Part-3: Technical delivery conditions for alloy steels.
4. ГОСТ 1778–70. Сталь. Металлографические методы определения неметаллических включений / Государственный комитет стандартов совета министров СССР. – Москва : Изд-во стандартов, [1972]. – 24 с. + 5 прил.
5. Лахтин, Ю. М. Металловедение и термическая обработка металлов : учеб. для студ. / Ю. М. Лахтин. – 3-е изд., перераб., доп. – Москва : Металлургия, 1983. – 360 с. : рис.; табл.
6. Влияние неметаллических включений на механические свойства сталей / А. В. Нархов, Б. А. Клыпин, А. Рей, С. К. Пал, Н. С. Чистякова, И. В. Юнакова / Ин-т «Черметинформация». М., 1992 (Обзорная информация. Серия Металловедение и термическая обработка. Выпуск 1. – 22 с.)

УДК 669.17

О. А. Мещерякова¹, Н. И. Габельченко², Н. А. Кидалов²

ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФЕКТНОГО ФАСОННОГО СТАЛЬНОГО ЛИТЬЯ ИЗ ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ 12ДН2ФЛ

¹ АО «ФНПЦ «Титан-Баррикады»

² Волгоградский государственный технический университет

e-mail: oxana.meshcheriakova@gmail.com

Приведены результаты исследований структуры, химического состава и механических свойств отливок фасонного стального литья из высоколегированной стали 12ДН2ФЛ. Показано, что основной причиной понижения механических свойств являются дефекты металлургического происхождения.

Ключевые слова: стальное литье, механические свойства, дефекты литья.

O. A. Meshcheriakova¹, N. I. Gabelchenko², N. A. Kidalov²
**RESEARCH OF DEFECTIVE SHAPED STEEL CASTING
 FROM THE ALLOYED STEEL 12DN2FL**

¹ JSC «FNPTs «Titan-Barrikady»

² Volgograd State Technical University

Results of researches of structure, the chemical composition and mechanical properties of castings of shaped steel casting from the high-alloyed steel 12DN2FL are given. It is shown what is the main reason for understating of mechanical properties defects of metallurgical origin.

Keywords: steel casting, mechanical properties, defects of casting.

На сегодняшний день литье остается эффективным и доступным способом получения заготовок и деталей сложной пространственной формы. Кроме этого, литье остается, по сути, безальтернативным способом получения заготовок сложной конструкции массой 100–300 кг [1].

Одной из важнейших проблем, является качество литых деталей, т.к. исправление дефектов литья связано с дополнительными технологическими операциями, такими как разделка дефектов, заварка, повторная термообработка и т. д. Таким образом, отступление качества литых заготовок от заданного способствует увеличению технологического цикла изготовления изделия и увеличению затрат на производство [2].

В данной работе были проведены исследования и проанализированы результаты качества фасонного стального литья из легированной стали 12ДН2ФЛ, прошедших термическую обработку, закалку с отпуском на КТ65 согласно ГОСТ 977–88 [3]. Отливки предназначены для

изготовления корпусных деталей техники специального назначения, несущих динамические, знакопеременные нагрузки.

В ходе исследований определялись химический состав, механические свойства, а также проводился металлографический анализ образцов после разрывных испытаний от 11 плавов.

Исследования механических свойств, проводились на образцах тип III №4 ГОСТ 1497–84 и тип I ГОСТ 9454–78 [4,5]. Для испытаний использовались машина испытательная (разрывная) Zwick Z250 и копер маятниковый (для ударных образцов) ИО 5003-О.3. Для металлографических исследований использовался микроскоп металлографический инвертированный МЕТАМ ЛВ-41 (исследование микроструктуры) и OLYMPUS SZ61 (исследование изломов образцов).

Лабораторные исследования показали, что химический состав исследуемых образцов соответствует ГОСТ (табл. 1).

Таблица 1

Химический состав стали 12ДН2ФЛ, %

C	Si	Mn	Ni	S	P	V	Cu
0.08–0.16	0.2–0.4	0.4–0.9	1.8–2.2	до 0,035	до 0,035	0,08–0,15	1,2–1,5

Механические свойства стали от 11 плавов представлены в табл. 2.

Таблица 2

Механические свойства образцов из стали 12ДН2ФЛ

№ плавки	Предел текучести	Временное сопротивление	Относительное удлинение	Относительное сужение	Ударная вязкость
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ_5 , %	Ψ , %	КСУ, кДж/м ²
По ГОСТу	638	785	12	25	392
1	360	785	26,5	25	681
2	710	785	16	25	351
3	638	785	12	25	291
4	600	785	13	25	858
5	630	785	13	25	915
6	580	785	20,5	25	787

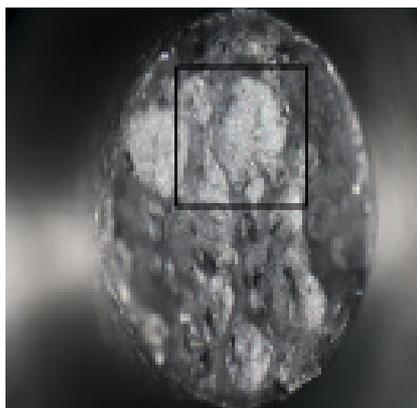
Окончание табл. 2

№ плавки	Предел текучести	Временное сопротивление	Относительное удлинение	Относительное сужение	Ударная вязкость
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	Ψ , %	KCU, кДж/м ²
7	600	785	17	25	781
8	560	785	19	25	892
9	320	785	34	25	1126
10	580	785	12,5	25	964
11	638	785	0,1	25	1737

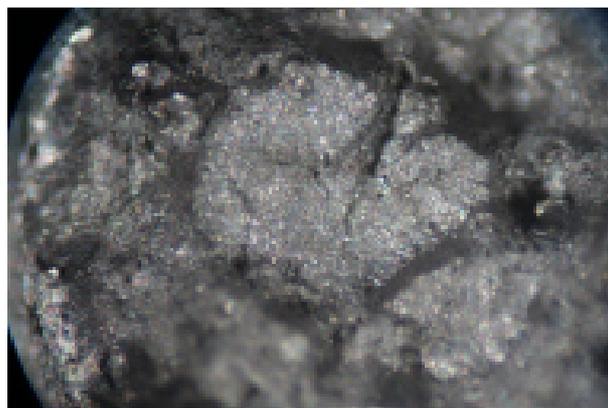
Как видно из таблицы, отклонение фактических механических свойств от заданных наиболее часто имело место по параметру предела текучести $\sigma_{0,2}$ – для девяти плавков. При этом для трех случаев параметр был ниже требуемого почти в 2 раза. В остальных случаях снижение предела текучести было в пределах 10 %. Для двух плавков имело место заниженное зна-

чение ударной вязкости KCU.

Проведенные металлографические исследования позволили заключить, что причиной пониженных механических свойств отливок, являются дефекты металлургического происхождения. Так, во всех образцах от 11 плавков были обнаружены флокены, аналогичные приведенным на рисунке.



а



б

Примеры обнаруженных дефектов (флокены):

а – излом разрывного образца, х200; б – увеличенный фрагмент дефекта, х500

Проведенные исследования позволяют предположить, что обнаруженные дефекты связаны с технологией изготовления отливок.

Таким образом, в результате проведенных исследований выявлена необходимость корректировки технологии изготовления отливок фасонного стального литья из легированной стали 12ДН2ФЛ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Титов, Н. Д. Технология литейного производства / Н. Д. Титов, Ю. А. Степанов. – М. : Машиностроение, 1974. – 472 с.

2. Могилев, В. К. Справочник литейщика / В. К. Могилев, О. И. Лев. – М. : Машиностроение, 1988. – 272 с.

3. ГОСТ 977–88 Отливки стальные. Общие технические условия / Межгосударственный стандарт. – Москва, 1990. – 33 с.

4. ГОСТ 1497–84 Металлы. Методы испытаний на растяжение / Межгосударственный стандарт. – Москва, 2008. – 22 с.

5. ГОСТ 9454–78 Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах. / Государственный стандарт союза ССР. – Москва, 1979. – 26 с.

Редактор
Н. Н. Кваша

Компьютерная верстка:
Е. В. Макарова

Свидетельство о регистрации ПИ № ФС77-61113 от 19 марта 2015 г.
Федеральной службы по надзору в сфере связи, информационных технологий
и массовых коммуникаций (Роскомнадзор)

Адрес редакции и издателя: 400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28.
Волгоградский государственный технический университет (ВолГТУ)
Телефон: гл. редактор – (8442) 24-80-00
E-mail: president@vstu.ru

Темплан 2016 г. Поз. № 50ж. Подписано в печать 29.12.2016 г. Формат 60 × 84 1/8.
Бумага офсетная. Печать офсетная. Усл. печ. л. 16,74. Уч.-изд. л. 16,88.
Тираж 100 экз. Заказ №
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены РИО ИУНЛ ВолГТУ
400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28, корп. 7.
Отпечатано в типографии ИУНЛ ВолГТУ
400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28, корп. 7.

В журнале «Известия ВолгГТУ», серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении», публикуются статьи, посвященные вопросам создания материалов с помощью комплексных технологий, использующих сварку взрывом, ударно-волновое прессование, электромеханическую обработку, другие виды воздействия, особенности изменения структуры и физико-механических свойств.

Вопрос об опубликовании статьи или ее отклонении решает редакционная коллегия журнала, которая утверждается ректором университета, ее решение является окончательным. Редакция направляет представленный для издания материал на рецензирование.

Рукопись должна быть набрана и сверстана в текстовом редакторе Word и распечатана на лазерном принтере в режиме полной загрузки тонера. Формат бумаги А4 (210×297 мм).

Для ускорения подготовки издания необходимо представлять файлы статей на дискетах или компакт-дисках (CD) в полном соответствии с распечатанным оригиналом. Дискета должна быть вложена в отдельный конверт, на этикетке дискеты указываются фамилии авторов статьи.

При наборе текста следует соблюдать следующие требования: поля – верхнее – 2,0 см, нижнее – 3,0 см, левое – 2,5 см, правое – 2,5 см; шрифт Times, кегль 14, интервал полторный.

Текст набирается с применением автоматического переноса слов, перед знаками препинания (в том числе внутри скобок) пробелы не допускаются, после них ставится один пробел. Разрядка слов не допускается, следует избегать перегрузки статей большим количеством формул, рисунков, таблиц. Для набора символов в формульном редакторе MS Equation (MS Word) использовать установки (Стиль/Размеры) только по умолчанию; рисунки должны быть выполнены в редакторах векторной графики, таких как CorelDRAW или в любом приложении к Word. Допускается сканирование рисунков в программе Microsoft Photo Editor.

Инициалы и фамилия автора (авторов) пишутся над заглавием статьи. Ниже заглавия, перед основным текстом, указывается организация или предприятие, в котором работает автор статьи. В конце статьи ставится полное название учреждения, которое рекомендует статью для публикации, дата и подпись автора (всех авторов).

Литературные ссылки должны быть оформлены в соответствии с ГОСТ 7.1–2003 «Библиографическая запись. Библиографическое описание. Общие требования и правила составления». Библиографический список использованной литературы, составленный в порядке упоминания в тексте, дается в конце статьи; связь с основным текстом осуществляется цифровым порядковым номером в квадратных скобках в строке. Подстрочные ссылки не допускаются.

Иностранные фамилии и термины в тексте следует приводить в русском переводе. В библиографическом списке фамилии авторов, полное название книг и журналов приводятся на языке оригинала.

Ссылки на неопубликованные работы не допускаются.

При обозначении единиц физических величин должна применяться Международная система единиц (СИ).

Объем статьи не должен превышать 8 страниц бумаги формата А4, включая таблицы и библиографический список; число рисунков – не более четырех, включая рисунки, помеченные буквами *a*, *b*, и т. д. Рекомендуется включать в журнал статьи с авторским коллективом не более четырех человек с участием каждого автора в одной–двух статьях.

Статьи должны представлять сжатое четкое изложение результатов, полученных автором без повторов приводимых данных в тексте статьи, таблицах и рисунках. К статье должны быть приложены: сведения об авторах (полное имя, отчество, фамилия, ученая степень, звание, домашний адрес, номер телефона служебный, домашний, E-mail), документация, подтверждающая возможность ее открытого опубликования.