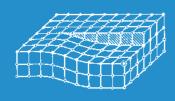


Волгоградского государственного технического университета





Серия

Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении



№ 6 (253) 2021 Главный редактор научного журнала

«Известия Волгоградского государственного технического университета»

академик РАН, профессор, доктор химических наук,

президент Волгоградского государственного технического университета (ВолгГТУ)

И. А. НОВАКОВ

Редакционная коллегия:

Байбурин В. Б., д-р физ.-мат. наук, проф., академик РАЕН, засл. деятель науки РФ,

Саратовский государственный технический университет (г. Саратов, Россия)

Безъязычный В. Φ ., д-р техн. наук, проф.,

Рыбинский государственный авиационный технический университет им. П. А. Соловьева (г. Рыбинск, Россия)

Бодров В. Н., д-р, проф., Университет прикладных наук (г. Берлин, Германия)

Бребельс А., PhD, доцент факультета инженерных наук университета г. Левена (г. Левен, Бельгия)

Буренин А. А., чл.-корр. РАН, Институт машиноведения и металлургии ДВО РАН

(г. Комсомольск-на-Амуре, Россия)

Голованчиков А. Б., д-р. техн. наук, проф. ВолгГТУ

Гринберг Б. А., д-р физ.-мат. наук, Институт физики металлов УрО РАН (г. Екатеринбург, Россия)

Гуревич Л. М., д-р техн. наук, доц. Волг Γ ТУ

Добрушин Л. Д., д-р техн. наук, Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины (г. Киев, Украина)

Злотин С. Г., д-р хим. наук, проф., Институт органической химии им. Н. Д. Зелинского РАН (г. Москва, Россия) *Иванов А. М.*, д-р техн. наук, проф..

Московский автомобильно-дорожный государственный технический университет (МАДИ, г. Москва, Россия)

Иващенко Н. А., д-р техн. наук, проф., засл. деятель науки РФ, МГТУ им. Н. Э. Баумана (г. Москва, Россия)

Королев А. В., д-р техн. наук, проф., Саратовский государственный технический университет (г. Саратов, Россия) Кузьмин С. В., д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ

Кураев А. А., д-р физ.-мат. наук, проф., Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники (БГУИР, г. Минск, Республика Беларусь)

Лысак В. И., академик РАН, засл. деятель науки РФ, д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ

Марков В. А., д-р техн. наук, проф., Московский государственный технический университет

(МГТУ) им. Н. Э. Баумана (г. Москва, Россия)

Мертен Клеменс, д-р техн. наук, проф. Universität Stuttgart Institut für Chemische Verfahrenstechnik (г. Штутгарт, Германия)

Навроцкий А. В., д-р хим. наук, проф. ВолгГТУ

Нижегородцев Р. М., д-р экон. наук, Институт проблем управления им. В. А. Трапезникова РАН (г. Москва, Россия)

Пай В. В., д-р физ.-мат. наук, Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН (г. Новосибирск, Россия)

Пустовойт В. Н., д-р техн. наук, проф., засл. деятель науки РФ, Донской государственный технический университет (г. Ростов-на-Дону, Россия)

Русинов В. Л., чл.-корр. РАН, Химико-технологический институт Уральского федерального университета (ХТИ УрФУ, г. Екатеринбург, Россия)

Рыбин В. В., чл.-корр. РАН, д-р физ.-мат. наук, проф.,

Санкт-Петербургский политехнический университет (г. Санкт-Петербург, Россия)

Трюэль Жан-Луи, д-р экон. наук, проф., Университет «Париж-12», Сорбонна, Франция,

вице-президент Международного клуба экономистов «Круг Кондратьева»

Тхай Куанг Винь, д-р философии, Институт информационных технологий (г. Ханой, Вьетнам)

 Φ едянов Е. А., д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ

Фролов В. А., д-р техн. наук, проф., МАТИ – Российский государственный технологический университет

им. К. Э. Циолковского (г. Москва, Россия)

Шарипов В. М., д-р техн. наук, проф.,

Московский государственный технический университет (МАМИ, г. Москва, Россия)

Шаховская Л. С., д-р экон. наук, проф. ВолгГТУ

Щербаков М. В., д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ

Серия «ПРОБЛЕМЫ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ, СВАРКИ И ПРОЧНОСТИ В МАШИНОСТРОЕНИИ»

H3BECTIS W

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

 $\mathit{Лысак}$ В. $\mathit{И.}$, 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)

Гринберг Б. А., д-р физ.-мат. наук, (Институт физики металлов УрО РАН г. Екатеринбург, Россия)

Батаев В.А., д.т.н., проф. (Новосибирский государственный технический университет)

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).

Тел. издательства ВолгГТУ: 8-(8442) 24-84-05 8-(8442) 24-84-08 zavrio@vstu.ru

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

№ 6 (253) Июнь 2021

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», 2021

Head Editor of the scientific journal "Izvestiva 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 RANS, 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., Academician 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)

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

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

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 Federation, D. Sc. (Engineering), Prof. Burenin A. A., Corresponding Member of RAS, Dr. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), (Institute of Machinery and Metallurgy of the FEB RAS, Komsomolsk-on-Amur) Pustovoit V. N., D. Sc. (Engineering), Honored Scientist of the Russian Federation, Prof., (Don State Technical University, Rostov-on-Don) Grinberg B. A., D. Sc. Physical and Mathematical Sciences, (Institute of Metal Physics, Ural Division of RAS Ekaterinburg, Russia) Bataev V.A, D. Sc. (Engineering) Prof. (Novosibirsk State Technical University)

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

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

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

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

Kalita V. I., D. Sc. (Engineering), Prof. Chief research worker (RAS Institute of Metallurgy and Material Science named after A. A. Bavkov) 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 Russian Federation - 80811(OK+3K).

Tel. Of VSTU editorial office: 8-(8442) 24-84-05

8-(8442) 24-84-08 zavrio@vstu.ru

Scientific journal Published since January 2004 12 times a year

 N_{2} 6 (253) June 2021

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

© Volgograd State Technical University, «Izvestia VSTU», 2021

АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

Або-Шакра В. 46

Аль Батхави Ахмед Али Кадом 66

Арисова В. Н. 11, 26

Артемьев А. А. 18

Барон А. А. 71

Биршбаева А. Е. 26

Богданов А. И. 26

Бондарева О. П. 53

Буров А. М. 66

Бут И. В. 7

Годенко А. Е. 36

Григорьева Н. В. 83

Гулевский В. А. 78

Гуревич Л. М. 11, 46

Даненко В. Ф. 46

Дрюков Ю. A. 53

Жуков Б. А. 36

Казанкин В. А. 32

Казанкина Е. Н. 32

Камолов A. A. 53

Капиносова Е. В. 32

Кидалов Н. А. 78, 83

Козловцева Е. Ю. 66

Крючков О. Б. 53

Кулевич В. П. 7, 18

Липатов E. Ю. *36*

Матлин M. M. *32*

Мехтиев А. Т. 66

Мирошкин Н. Ю. 78

Назарова В. Ю. 11

Нотов И. В. 59

Палаткин С. В. 71

Палаткина Л. В. 71

Писарев С. П. 7, 46

Попов А. В. 59

Проничев Д. В. 7

Проскуряков В. И. 61

Разуваев М. А. 26

Растов К. В. 53

Родионов И. В. *61*

Рожнов А. А. 59

Седов Э. В. 53

Слаутин О. В. 7, 18

Тимофеев Е. К. 36

Трудов А. Ф. 11, 26

Харламов В. О. 11, 18

Цурихин С. Н. 78

Чикалов М. Н. 7

Чукова О. М. *18*

Шагоян Д. В. 46

Шморгун В. Г. 18

СОДЕРЖАНИЕ

І. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ	
Слаутин О. В., Писарев С. П., Проничев Д. В., Кулевич В. П., Чикалов М. Н., Бут И. В.	
Влияние электропереноса на кинетику диффузии в биметаллическом композите системы Cu – Al	7
Арисова В. Н., Трудов А. Ф., Гуревич Л. М., Харламов В. О., Назарова В. Ю. Особенности формирования структуры в зоне соединения медно-стального композита медь М3 + сталь 30ХГСА после сварки взрывом и термического улучшения	11
Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Кулевич В. П., Артемьев А. А., Харламов В. О., Чукова О. М.	
Исследование износостойкости слоистых металло-интерметаллидных композитов системы Cu-Al	18
Арисова В. Н., Трудов А. Ф., Богданов А. И., Бирибаева А. Е., Разуваев М. А. Рентгеноструктурные исследования композиционного материала сталь 20 — нержавеющая сталь 50X15M2Ф	
после сварки взрывом и нормализации	26
II. ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ	
Матлин М. М., Казанкин В. А., Казанкина Е. Н., Капиносова Е. В. Влияние соотношения твердостей материалов, среднего давления и параметров шероховатости	
1 1	32
Тимофеев Е. К., Жуков Б. А., Годенко А. Е., Липатов Е. Ю. Численно-аналитическое моделирование напряженно-деформированного состояния металлического кольцевого уплотнения подвески насосно-компрессорной трубы	36
Гуревич Л. М., Даненко В. Ф., Писарев С. П., Або-Шакра В., Шагоян Д. В.	
Влияние параметров пуансона пресса шаговой формовки на НДС трубной заготовки	46
Крючков О. Б., Камолов А. А., Дрюков Ю. А., Растов К. В.,Седов Э. В., Бондарева О. П.	
Оптимизация маршрута волочения проволоки при равных единичных обжатиях с использованием математического пакета <i>MATH CONNEX</i>	53
Попов А. В., Нотов И. В., Рожнов А. А. Сравнительный анализ распределения напряжений в элементах различного конструктивного исполнения	50
шарнирного соединения сферического механизма	59
Исследование изменения износостойкости поверхности нержавеющей стали, полученной лазерным импульсным	61
Буров А. М., Козловцева Е. Ю., Аль Батхави Ахмед Али Кадом, Мехтиев А. Т. Совершенствование конструкции кинематических пар кривошипно-коромыслового механизма привода СШНУ	66

71
78
83

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 620.22:669

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-6-253-7-11

О. В. Слаутин, С. П. Писарев, Д. В. Проничев, В. П. Кулевич, М. Н. Чикалов, И. В. Бут

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОПЕРЕНОСА НА КИНЕТИКУ ДИФФУЗИИ В БИМЕТАЛЛИЧЕСКОМ КОМПОЗИТЕ СИСТЕМЫ Cu-AI*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Исследовано влияние электропереноса на кинетику роста диффузионной зоны при термообработке сваренного взрывом биметаллического слоистого композита системы Cu-Al. Показано, что пропускание электрического тока может ускорить рост диффузионной прослойки до 30 % на малых (до \approx 60 \div 90 минут) выдержках.

Ключевые слова: сварка взрывом, электроперенос, интерметаллиды, система Cu-Al, диффузия, покрытие.

O. V. Slautin, S. P. Pisarev, D. V. Pronichev, V. P. Kulevich, M. N. Chikalov, I. V. Booth

INFLUENCE OF ELECTRIC TRANSFER ON DIFFUSION KINETICS IN A BIMETALLIC COMPOSITE OF THE Cu - AI SYSTEM*

Volgograd State Technical University

The effect of electrotransfer on the kinetics of growth of the diffusion zone during heat treatment of an explosion-welded bimetallic layered composite of the Cu-Al system has been investigated. It is shown that passing an electric current can accelerate the growth of the diffusion layer by up to 30% at short (up to $\approx 60 \div 90$ minutes) exposures.

Keywords: explosion welding, electrical transfer, intermetallic compounds, Cu-Al system, diffusion, coating.

Известно, что покрытия на различных металлах получают из множества бинарных и многокомпонентных систем [1, 2]. В последнее время довольно успешно проявляют себя покрытия, сформированные с использованием уникальных способов их нанесения на основе керамики, оксидов, нитридов, или интерметаллидов различных систем: Cu-Ti, Ti-Fe, Ti-Al, Fe-Al, Ni-Al, Mg-Cu, Mg-Al, Ni-Ti, Cu-Al и т. д. [1–4].

Для создания износостойких покрытий на основе интерметаллидных соединений применяют комбинированные технологии, состоящие из операций предварительного нанесения на поверхность детали слоя металла, способного образовывать с металлом основы интерметаллидные соединения, и последующего диффузионного отжига при термообработке (ТО) полученной композиции. Для получения значительных толщин покрытий и ускорения процесса их роста с обеспечением заданной структуры, со-

става и свойств, заключительная операция требует различных вариантов интенсификации диффузии [3].

Как показывают многочисленные исследования, проводимые в последнее десятилетие на кафедре «Материаловедение и КМ» ВолгГТУ, значительного повышения интенсивности диффузионного взаимодействия между разнородными металлами можно добиться применением режимов ТО, обеспечивающих протекание процессов в присутствие жидкой фазы [3, 5-8], образующейся в результате контактного плавления (КП) [9–14], а значительным недостатком этого решения является высокая степень структурной неоднородности получаемой зоны взаимодействия (ЗВ). Отличительной особенностью диффузионной зоны (ДЗ), сформированной при твердофазном взаимодействии (ТФВ), как правило, является более однородное строение, однако скорость ее формирования, значительно ниже.

[©] Слаутин О. В., Писарев С. П., Проничев Д. В., Кулевич В. П., Чикалов М. Н., Бут И. В., 2021.

^{*} Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № 0637-2020-0006.

Интенсификация диффузионного процесса возможна введением в систему при ТО дополнительной энергии за счет пропускания электрического тока [15, 16, 17], ультразвуковых колебаний [18–20], электро-физического воздействия (за счет возникновения микродуговых разрядов, т. е. эффекта «электронного ветра») [21–23] и т. д.

Комплексное одновременное воздействие нескольких факторов должно также оказывать влияние на ускорение процессов диффузии. Так, например, в работе [19] в результате выявления и обобщения основных закономерностей формирования и роста на межслойных границах сваренного взрывом (СВ) ДЗ слоистого композита (СКМ) системы Сu-Al экспериментально доказано, что воздействие ультразвука способствует сокращению латентного периода зарождения интерметаллидных фаз на межслойной границе, снижает температуру начала эвтектического превращения (примерно на 10 °C).

Например, авторы работ [15, 16] при исследовании явления КП в эвтектических бинарных системах, выявили, что при пропускании электрического тока, температура КП может оказаться ниже, чем температура эвтектического превращения (ΔT — эффект КП). В работе [17] было установлено, что пропускание электрического тока через сваренный взрывом СКМ системы Fe-Al при ТО приводит к интенсификации диффузионного взаимодействия на межслойной границе. Выявленный эффект объясняется авторами [17] явлением электропереноса в результате реализации процесса КП, согласно [14, 15].

Поскольку в покрытиях, сформированных на основе купридов алюминия, полученных из сваренных взрывом СКМ в твердой фазе формируется однородная ДЗ, обладающая высокой твердостью и износостойкостью, то задача интенсификации диффузионных процессов (при ТФВ) в них весьма актуальна, целью настоящей работы явилось исследование влияние электропереноса на кинетику диффузии в этой системе.

Материалы и методы исследования

Исследования проводили на сваренном взрывом СКМ состава медь М1 + алюминий АД1 (6 + 7 мм). СВ выполняли по плоскопараллельной схеме на режимах, обеспечивающем качественное соединение слоев с минимальным уровнем физической и химической микронеоднородности на межслойной границе; ТО проводили в печи SNOL 8.2/1100 в диапазоне температур (t) 530 ÷ 580 °C. Температурный диапазон выбран из следующих соображений: нижграница соответствует наибольшей интенсивности протекания гомогенных (твердое тело-твердое тело) реакций в исследуемых системах; верхняя граница температур позволяет гарантировано реализовать эффект контактного плавления (> 548 °C – для Cu-Al) [24].

Пропускание постоянного тока через образцы осуществляли с помощью установки, состоящей из автотрансформатора (I), понижающего трансформатора (2) и диодного выпрямительного моста -3 (рис. 1). Плотность тока (j) в образцах изменялась от 0,03 до 0,2 А/мм². Металлографические исследования выполняли на модульном металлографическом микроскопе Олимпус BX-61.

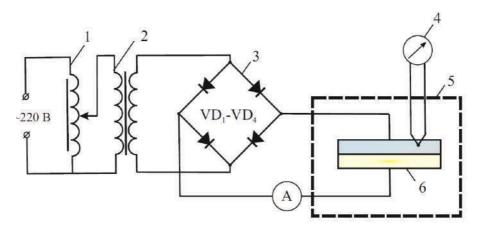


Рис. 1. Схема эксперимента: I – автотрансформатор; 2 – понижающий трансформатор; 3 – выпрямительный мост; 4 – контрольная термопара; 5 – печь SNOL 8.2/1100; 6 – исследуемый образец

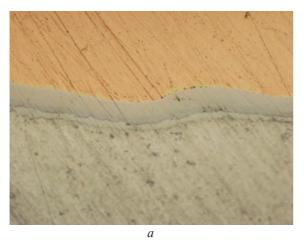
Результаты и их обсуждение

Металлографический анализ образцов системы Cu-Al после ТО при 530 °C по бестоковому режиму и с пропусканием тока различной плотности, показал (рис. 2), что в обоих случая структура ДЗ на межфазной границе имеет характерную для механизма ТФВ структуру и представляет собой тонкую прослойку интерметаллидов с двумя визуально различимыми слоями.

Прохождение постоянного электрического тока через образцы приводит к незначительному росту ДЗ во всем исследованном диапазоне выдержек, однако с ростом времени при ТО,

воздействие тока практически нивелируется (рис. 3, 4).

Таким образом, анализ результатов проведенных исследований показал, что пропускание электрического тока в процессе ТО может при определенных условиях ускорять диффузию в системе Cu-Al. Однако, такой эффект реализуется лишь на малых выдержках, причем пропорционально росту плотности тока (рис. 3, 4). Так, выдержка в течение 1 часа (рис. 3) позволила сформировать усредненную диффузионную прослойку суммарной толщиной от \approx 32 мкм (при j=0.03 A/мм²) до \approx 39 мкм (при j=0.2 A/мм²).



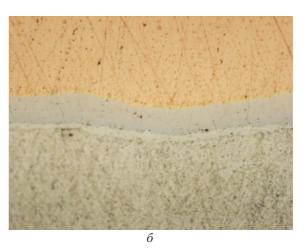


Рис. 2. Структура ДЗ после ТО при 530 °C (3 ч) в безтоковом режиме (a) и с пропусканием тока плотностью 0,15 А/мм² (δ) ×500. Слой алюминия АД1 — внизу

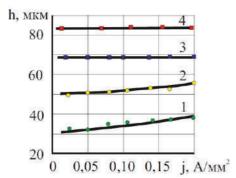


Рис. 3. Влияние времени выдержки и плотности постоянного тока на толщину ДЗ на границе М1-АД1 после ТО при 530 °C

Пропускание электротока позволило увеличить сформированную прослойку на 30 % по сравнению с образцами, после ТО в течение того же времени без пропускания тока (рис. 4), причем изменение полярности не оказывает существенного влияния на кинетику диффузии (рис. 3, 4). При увеличении продолжительности ТО свыше 3 ч. влияние пропускаемого тока на

диффузионные процессы практически отсутствует, причем вне зависимости как от j, так и от полярности (рис. 3, 4). В отличие от результа-

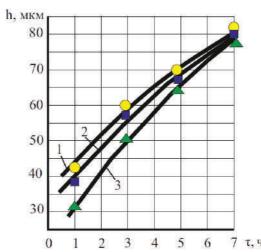


Рис. 4. Кинетика роста ДЗ на границе М1-АД1 при ТО при 530 °C в безтоковом режиме (1) и с пропусканием постоянного тока наибольшей плотности (0,2 А/мм²) прямой (2) и обратной (3) полярностью («+» через Си)

тов подобных исследований, проведенных на бинарной системе Fe-Al [17], не обнаружено также влияние пропускаемого тока во всем исследуемом диапазоне его плотности и на температуру КП в системе Cu-Al (как и на свойства и состав формируемой при его реализации 3В).

Причиной интенсификации диффузионных процессов на малых (до 90 минут) выдержках может являться локальный перегрев ДЗ за счет высокого электрического сопротивления интерметаллической прослойки, образовавшейся в результате твердофазной диффузии на границе соединения М1-АД1, а также за счет создания направленного диффузионного потока, вызванного прохождением постоянного электрического тока (явление электропереноса [14]). Степень локального перегрева была оценена с помощью внешней термопары: повышение температуры образца при прохождении через него постоянного тока максимальной плотности ($j = 0.2 \text{ A/мм}^2$) составляет $\approx 10 \div 12 \text{ °C. Од-}$ нако, такого незначительного повышения t явно недостаточно для интенсификации роста ДЗ, поэтому на увеличение ее толщины, более значительное влияние по нашему мнению, оказывает явление электропереноса.

Причиной выявленной особенности ускорения диффузии лишь при незначительных выдержках, скорее всего является полностью расходуемый запас энергии (который сформировался в зоне соударения пластин при СВ) за этот временной интервал в процессе ТО. Таким образом, пропускание электрического тока способно ускорить диффузию, когда в системе есть элементы (составляющие), находящиеся в неравновесном состоянии, имеющие избыток внутренней энергии. На систему, находящуюся в энергетическом равновесии, подобное воздействие пропусканием электротока влияния практически не оказывает, или оно несоизмеримо мало и не превышает погрешности эксперимента.

Выводы

- 1. Пропускание электрического тока в процессе ТО биметалла системы Cu-Al может ускорить формирование и рост ДЗ при незначительных по времени выдержках, что можно использовать для повышения производительности технологического процесса создания покрытий толщиной до 30–50 мкм в системе Cu-Al.
- 2. Эффект ускорения процесса диффузии на малых по времени выдержках объясняется низким значением приложенной при пропускании

тока энергии, что недостаточно для равновесной системы, а запас избыточной внутренней энергии в зоне соударения, аккумулируемой при СВ, полностью исчерпывается в течение 1–2 часов при ТО.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Спектор, Ю. Е. Технология нанесения и свойства покрытий / Ю. Е. Спектор, Р. Г. Еромасов // Курс лекций. Красноярск : СФУ, 2008. 271 с.
- 2. Упрочняющие защитные покрытия в машиностроении : монография / Б. Н. Гузанов, С. В. Косицын, Н. Б. Пугачева. Екатеринбург : УрО РАН, 2004. 244 с.
- 3. *Гуревич, Л. М.* Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия: монография / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. И. Богданов. М. : Металлургиздат, 2016. 346 с.
- 4. Структура и свойства интерметаллидных материалов с нанофазным упрочнением / Ю. Р. Колобов [и др.]; под. ред. Е. Н. Каблова, Ю. Р. Колобова. М.: МИСиС издательский дом, 2008. 326 с.
- 5. Механические свойства СИК системы Cu-Al с интерметаллидной прослойкой, сформированной в твердожидкой фазе / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин, С. А. Абраменко // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 4 / ВолгГТУ. Волгоград, 2010. (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 4). С. 48—51.
- 7. О взаимодействии компонентов при твердо- и жидкофазном взаимодействии на межслойной границе композита алюминий АД1 + сталь 12Х18Н10Т / В. Г. Шморгун, Д. В. Проничев, В. П. Кулевич, О. В. Слаутин, Н. А. Артемьев // Известия ВолгГТУ: научный журнал № 2 (225) / ВолгГТУ. Волгоград, 2019. (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). С. 14—17.
- 8. Формирование покрытия на поверхности медных деталей при жидкофазном взаимодействии в слоистой системе Al-Ti-Cu / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, В. Н. Арисова, Д. А. Евстропов, Р. Е. Новиков // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 8 (168) / ВолгГТУ. Волгоград, 2015. (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). С. 13—19.
- 9. Кинетика взаимодействия сплава X20H80 с жидким алюминием / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. Г. Серов, А. С. Лыгин, Н. В. Кривченко // Известия ВолгГТУ: научный журнал № 15 (194) / ВолгГТУ. Волгоград, 2016. (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). С. 15–22.
- 10. Формирование покрытия на поверхности медных деталей при жидкофазном взаимодействии в слоистой системе Al-Ti-Cu / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, В. Н. Арисова, Д. А. Евстропов, Р. Е. Новиков // Известия ВолгГТУ: научный журнал № 8 (168) / ВолгГТУ. Волгоград, 2015. (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). С. 13—19.
- 11. *Шморгун*, *B*. *Г*. Effect of Contact Melting Regime on Structure and Properties of Coatings of the Copper—Titanium System / В.Г. Шморгун, О.В. Слаутин, Д.А. Евстропов // Metallurgist. 2016. Vol. 60, No. 5-6. C. 635-640.

- 12. Formation of Ti-Cu-Based Intermetallic Coatings on the Surface of Copper During Contact Melting / В.Г. Шморгун, Л.М. Гуревич, О.В. Слаутин, В.Н. Арисова, Д.А. Евстропов // Metallurgist. 2016. Vol. 59, Issue 9-10 (January 2016). C. 974-979.
- 13. Шморгун, В. Г. Features of Diffusion Interaction in Steel-Aluminum Composite After Explosive Welding and Aluminizing by Melt Immersion / В.Г. Шморгун, О.В. Слаутин, В.П. Кулевич // Metallurgist. 2019. Vol. 63, No. 7–8. Р. 766-774.
- 14. *Ахкубеков, А. А.* Контактное плавление металлов и наноструктур: монография / А. А. Ахкубеков, Т. А. Орквасов, В. А Созаев. Москва: Физматлит, 2008. 150 с.
- 15. Ахкубеков, А. А. Начальная стадия контактного плавления, как низкоразмерный эффект / А. А. Ахкубеков, М. М. Вайсултанов, С. И. Ахкубекова // Известия вузов. Северокавказский регион. Серия «Естественные науки». 2005. № 9. C. 56—64.
- 16. Нажмудинов, А. М. Влияние постоянного электрического тока и примесей на процессы контактного плавления в системах висмут теллур и индий свинец: автореф. дис. на соиск. учен. степ. канд. физ.-мат. наук / Нажмудинов Абдуразман Мухтарович; ДГПУ. Махачкала, 2004. 22 с.
- 17. Влияние электропереноса на кинетику диффузии в системе Fe-Al / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, С. П. Писарев, В. П. Кулевич // Известия ВолгГТУ: научный журнал № 9 (188) / ВолгГТУ. Волгоград, 2016. (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). С. 13—15.
- 18. *Кулемин, А. М.* Ультразвук и диффузия в металлах / А. М. Кулемин. Москва: Металлургия, 1978. 200 с.

- 19. Влияние ультразвукового воздействия на диффузионные процессы при термообработке сваренного взрывом СКМ медь М1 + алюминий АД1 / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Е. В. Кузьмин, В. П. Кулевич // Известия ВолгГТУ: научный журнал № 10 (245) / ВолгГТУ. Волгоград, 2020. (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). С. 18—20.
- 20. Влияние ультразвука на кинетику роста диффузионной зоны при термообработке биметалла никель-алюминий / В. Г. Шморгун, А. И. Богданов, О. В. Слаутин, В. П. Кулевич, С. А. Кузнецов, Р. Д. Евчиц // Известия ВолгГТУ: научный журнал № 4 (251) / ВолгГТУ. Волгоград, 2021. (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении». С. 18—23.
- 21. Степанов, М. С. Причины ускорения диффузии при микродуговой цементации / М. С. Степанов, Ю. М. Добровольский, Ю. А. Корнилов // Упрочняющие технологии и покрытия. -2016. -№ 8. С. 34–38.
- 22. Степанов, М. С. Микродуговое поверхностное легирование стали: феномены и механизмы: монография / М. С. Степанов, Ю. М. Добровольский. Издательский центр ДГТУ: Ростов-на-Дону. 2016. 209 с.
- 23. Степанов, М. С. Физические аспекты микродугового поверхностного легирования стали: монография / М. С. Степанов. Издательский центр ДГТУ: Ростов-на-Дону. 2019. 155 с.
- 24. Шморгун, В. Г. Механизм контактного плавления в системе Al—Cu / В. Г. Шморгун, В. П. Кулевич, В. В. Савченко // Известия ВолгГТУ: научный журнал № 2 (181) / ВолгГТУ. Волгоград, 2016. (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). С. 21—24.

УДК 620.18:620.17

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-6-253-11-17

В. Н. Арисова, А. Ф. Трудов, Л. М. Гуревич, В. О. Харламов, В. Ю. Назарова

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ В ЗОНЕ СОЕДИНЕНИЯ МЕДНО-СТАЛЬНОГО КОМПОЗИТА МЕДЬ МЗ + СТАЛЬ ЗОХГСА ПОСЛЕ СВАРКИ ВЗРЫВОМ И ТЕРМИЧЕСКОГО УЛУЧШЕНИЯ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Приведены результаты оптических и электронно-микроскопических металлографических исследований и энергодисперсионного анализа структуры и состава в зоне соединения меди М3 со сталью 30ХГСА после сварки взрывом, последующей закалки от температуры 880 °C и высокого отпуска при температуре 520 °C. Показано изменение распределения твердости и химических элементов по сечению биметалла, формирование мартенсита в оплавах после закалки и его распад в процессе высокого отпуска.

Ключевые слова: биметалл медь-сталь, сварка взрывом, закалка, высокий отпуск, микроструктура, микротвердость, энергодисперсионный анализ.

V. N. Arisova, A. F. Trudov L. M. Gurevich, V. O. Kharlamov, V. Yu. Nazarova FEATURES OF STRUCTURE FORMATION IN THE JOINING ZONE OF COPPER-STEEL COMPOSITE COPPER M3 + STEEL 30CrMnSiA AFTER EXPLOSION WELDING AND THERMAL IMPROVEMENT

Volgograd State Technical University

The results of optical and electron microscopic metallographic studies and energy-dispersive analysis of the structure and composition in the zone of connection of copper M3 with steel 30 CrMnSiA after explosion welding, subsequent quenching from a temperature of 880 ° C and high tempering at a temperature of 520 ° C are presented. The change in the distribution of hardness and chemical elements over the cross section of the bimetal, the formation of martensite in melts after quenching and its decomposition during high tempering are shown.

Keywords: bimetal copper-steel, explosion welding, hardening, high tempering, microstructure, microhardness, X-ray spectral analysis.

[©] Арисова В. Н., Трудов А. Ф., Гуревич Л. М., Харламов В. О., Назарова В. Ю., 2021.

В [1] было показано, что сварка взрывом [2-6] биметалла медь М3-сталь 30ХГСА обеспечивает формирование надежного соединения с характерным для сварки взрывом (СВ) волновым профилем и образованием на гребнях волн вихревых зон без дефектов кристаллизационного происхождения (усадочная пористость, кристаллизационные трещины). Интенсивная пластическая деформация в процессе сварки взрывом приводит к появлению структурно-механической неоднородности - зон максимального упрочнения составляющих композита, которое наиболее выражено в стали 30ХГСА. Эта неоднородность может устраняться последующей термической обработкой. По результатам энергодисперсионного анализа было установлено, что в зонах соединения с оплавами как после сварки взрывом, так и последующего отжига, наблюдается неоднородное распределение хи-мических элементов: образуется эвтектическая с включениями стальных фрагментов различного размера, а в участках без оплавов при оптических и электронно-микроскопических металлографических исследованиях взаи-модействие между медью и сталью не обнару-живалось.

Традиционно для получения комплекса высоких пластических и прочностных свойств монометаллических деталей из среднеуглеродистых сталей используют термическое улучшение (закалка+высокий отпуск). Однако к выбору такого вида термической обработки для деталей из слоистых металлических композитов надо прибегать только если есть уверенность, что она не приведет к формированию в процессе диффузии структурных составляющих, которые могут необратимо ухудшить конструкционную прочность.

Данная работа является продолжением исследований по изучению формирования структуры сваренного взрывом медно-стального биметалла после закалки и высокого отпуска. Варьирование параметров этих операций термической обработки позволяет получать различные свойства стали и использовать медностальной композит для более широкого спектра конструкций, испытывающих действие повышенных силовых нагрузок.

Материалы и методика проведения исследований

При сварке взрывом биметалла в качестве основы использовалась конструкционная сталь $30 \text{X}\Gamma \text{CA} \ \Gamma \text{OCT} \ 4543-2016$ толщиной 10 мм, на

которую приваривалась медная пластина марки М3 ГОСТ 495–92 толщиной 3 мм.

Нагрев под закалку и последующий отпуск проводился в печи СНОЛ-1,6.2,5.1/11-ИЗ: закалка от температуры $880\,^{\circ}\mathrm{C}$ в масло, а высокий отпуск осуществлялся при температуре $520\,^{\circ}\mathrm{C}$.

Металлографические исследования выполняли с помощью оптического металлографического микроскопа «Olympus BX61» с фиксацией микроструктур компонентов КМ с помощью цифровой камеры микроскопа DP12 при увеличениях ×50 — ×500 и растровом двухлучевом электронно-ионном микроскопе системы Versa3D DualBeam. Химический состав в отдельных участках и распределение химических элементов в околошовной зоне композиционного материала проводили энергодисперсионным рентгеноспектральным анализом с помощью спектрометра INCA X-Max (Oxford Instruments), установленном на выше указанном растровом электронном микроскопе Versa3D DualBeam.

Измерение микротвердости проводили на приборе ПМТ-3М при нагрузке 1 H на индентор Виккерса.

Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 1, a показан волновой характер с вихревыми участками границы соединения исследуемого биметалла после СВ (рис. 1, a) и распределение микротвердости по сечению околошовных зон (рис. 1, δ). Микротвердость меди (около 1ГПа) практически не меняется по мере удаления от границы соединения, в стали 30ХГСА наблюдается развитие значительной структурно-механической неоднородности; вызванная интенсивной пластической деформацией зона максимального упрочнения (ЗМУ) вблизи границы соединения с твердостью около 4,8ГПа, и снижение твердости до 3,0–2,5 ГПа при удалении от зоны соединения.

Как было показано в [1] во многих участках границы соединения интенсивная пластическая деформация приводила к отрыву стальных фрагментов разного размера и перемещению их в зону «вихрей» (рис. 2).

Микротвердость вихревой зоны составила 1,08-1,31 ГПа, что близко к значениям микротвердости чистой меди.

На рис. З показано изменение микроструктуры зоны соединения сваренного взрывом биметалла после закалки от температуры 880 °C в масле.

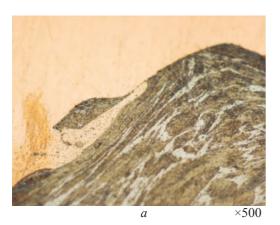




Рис. 1. Микроструктуры зоны соединения сваренного взрывом композита медь М3+сталь 30ХГСА (a) и распределение микротвердости по сечению околошовной зоны (δ)

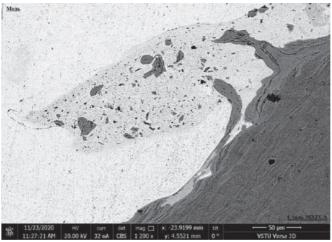
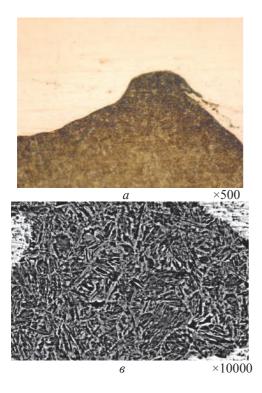


Рис. 2. Микроструктура «вихря» после сварки взрывом ×1200 (съемка с использованием детектора обратно отраженных электронов BSE, темносерые участки — сталь)



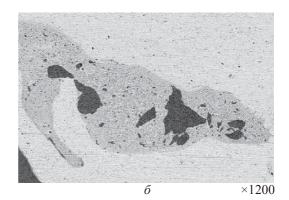


Рис. 3. Микроструктура зоны соединения медно-стального биметалла после закалки (a), съемка с использованием детектора обратно отраженных электронов BSE $(\sigma \ u \ s)$: темносерые участки — мартенсит в стальных фрагментах в «вихревой» зоне

Сталь 30ХГСА претерпела мартенситное превращение, как в основе (рис. 3, a), так и в участках стальных фрагментов в «вихревой» зоне (рис. 3, δ и e). Измерение распределения микротвердости по сечению биметалла после закалки показало (рис. 4) увеличение твердости стали до 5–6 ГПа при практически постоянной твердости медной составляющей 0,9–1 ГПа. Наблюдается некоторое снижение твердости медного слоя только на расстоянии до 1 мм от границы раздела.

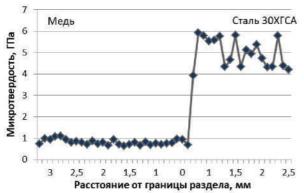


Рис. 4. Распределение микротвердости по сечению сваренного взрывом биметалла M3-30XГСА после закалки

После закалки (рис. 5) были выявлено некоторое повышение микротвердости в вихревых

зонах до 1,3 ГПа, которое может быть связано как с повышением твердости стальных фрагментов, так и формированием пересыщенных твердых растворов железа в меди. Растворимость железа в меди при 900 и 800 °C составляет 1,5 и 0,9 % (по массе) соответственно [7].



Рис. 5. Диффузионная зона в меди после закалки зоны взаимодействия в «вихре» рядом с участком мартенсита (х500)

Распределение химических элементов вблизи волнообразной границы соединения без локального оплавления и в участках с «вихрем» представлено на рис. 6.

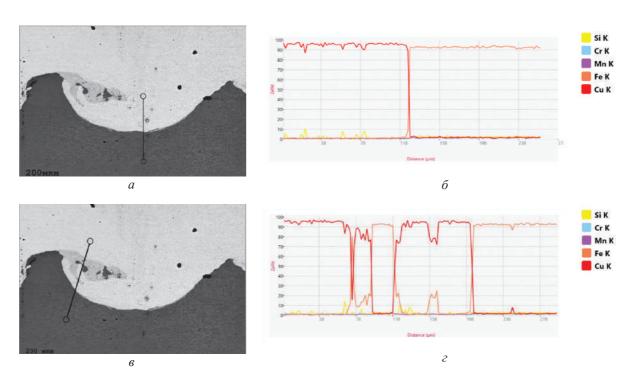


Рис. 6. Распределение химических элементов по сечению биметалла в околошовной зоне в участках без локального оплавления (a, δ) и в участках с вихревой зоной (a, δ)

Также как в ранее описанных микроструктурах биметалла М3 + сталь 30ХГСА после СВ и после отжига [1], между слоями стали и меди после закалки наблюдается четкая граница без обнаруживаемых при оптическом или электронно-микроскопическом исследованиях химического взаимодействия составляющих биметалла или образования протяженных облас-

тей твердых растворов. На участке металлографического шлифа с «вихревой» зоной энергодисперсионный анализ показывает значительные флуктуации концентрации меди и стали, связанные с наличием стальных фрагментов, что подтверждается химическим составом, определенным в различных точках «вихря» (рис. 7, табл. 1).

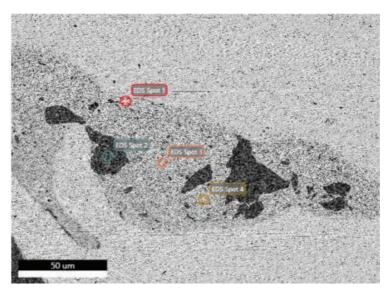


Рис. 7. Расположение точек определения локального химического состава энергодисперсионным анализом в оплаве после закалки

Таблица 1 Химический состав в отдельных точках микроструктуры (рис. 7) сваренного взрывом биметалла медь+сталь 30ХГСА после закалки

Точка	Содержание элемента, ат.%						
Точка	Si	Cr	Mn	Fe	Cu		
1	-	-	-	1,93	98,07		
2	0,64	0,74	0,80	96,36	1,28		
3	_	_	-	27,56	74,94		
4	_	_	_	16,30	83,70		

Проведенный после закалки высокий отпуск приводит к снижению твердости стального слоя композита до 3,5 ГПа с формированием сорбитной структуры (рис. 8). Такое же формирование структуры сорбита с твердостью 3,4 ГПа наблюдается в стальных фрагментах зоны «вихря».

Высокий отпуск привел к некоторому снижению твердости медной составляющей композита, возможно из-за релаксации остаточных напряжений.

В случае образования в зоне «вихрей» при закалке пересыщенных твердых растворов из-за

снижения растворимости железа в меди при понижении температуры, в процессе высокого отпуска происходит выделение из пересыщенного твердого раствора Cu(Fe) дисперсных частичек железа, искажение когерентно связанной кристаллической решетки меди и ее упрочнение.

Распределение химических элементов по сечению биметалла после отпуска аналогично их распределению после закалки — видимого взаимодействия компонентов не наблюдается (рис. 9, табл. 2) и сохраняются стальные фрагменты.

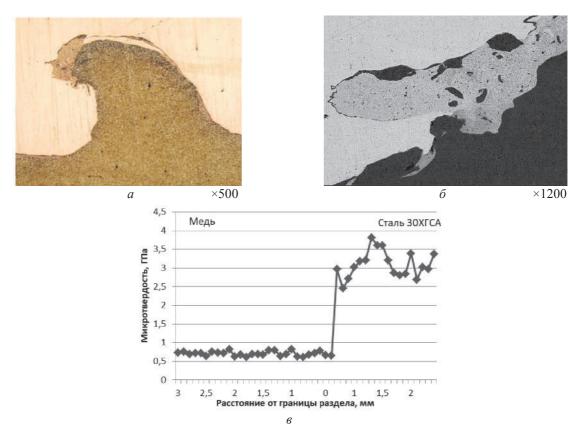


Рис. 8. Микроструктура биметалла после высокого отпуска (a и δ) и распределение микротвердости (в) по околошовной зоне

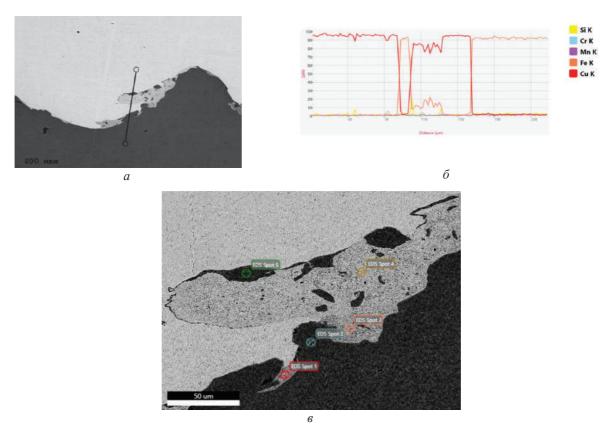


Рис. 9. Распределение химических элементов в околошовной зоне биметалла (a, δ) и расположение точек определения локального химического состава энергодисперсионным анализом (s) в «вихре» после высокого отпуска

Таблица 2 Химический состав в отдельных точках микроструктуры биметалла (рис. 9) после высокого отпуска

Тоууна	Содержание элемента, ат.%						
Точка	Si	Cr	Mn	Fe	Cu		
1	1,04	_	_	34,86	64,09		
2	1,13	1,16	0,24	44,28	54,19		
3	_	_	_	21,89	78,11		
4	_	_	_	18,66	81,34		
5	1,17	0,87	0,93	95,65	1,38		

Таким образом проведенное термическое улучшение, направленное на достижение оптимального комплекса прочностных и пластических свойств стального слоя композита, не приводит к формированию в результате диффузионных процессов структурных составляющих, которые могут необратимо ухудшить конструкционную прочность.

Выводы

- 1. Проведенное исследование изменения микроструктуры, химического состава и распределения микротвердости в околошовной зоне сваренного взрывом биметалла М3 + сталь 30ХГСА после закалки от 880 °С в масле показало, что сталь 30ХГСА претерпела мартенситное превращение, как в стальной основе композита, так и в стальных фрагментах в «вихревой» зоне. При оптическом и электронномикроскопическом исследованиях не обнаружены участки химического взаимодействия составляющих биметалла или образование протяженных областей твердых растворов.
- 2. Энергодисперсионный анализ распределения химических элементов по сечению биметалла после отпуска показал сохранение стальных фрагментов и отсутствие химичес-

кого взаимодействия компонентов на границе соединения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Арисова В. Н. Трансформация структуры в зоне соединения биметалла медь М3 + сталь 30ХГСА после сварки взрывом и последующего отжига / В. Н. Арисова, А. Ф. Трудов, Л. М. Гуревич, В. О. Харламов, В. Ю. Назарова // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 4 (251) / ВолгГТУ. Волгоград, 2021. (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). С. 13—18.
- 2. *Конон, Ю. А.* Сварка взрывом / Ю. А. Конон, Л. Б. Первухин, А. Д. Чудновский. М. : Машиностроение, 1987. 216 с.
- 3. *Кудинов, В. М.* Сварка взрывом в металлургии / В. М. Кудинов, А. Я. Коротеев. М. : Металлургия, 1978. 168 с.
- 4. *Трыков, Ю. П.* Диффузия в слоистых композитах : монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова / ВолгГТУ. Волгоград, 2006. 403 с.
- 5. *Рябов, В. Р.* Сварка разнородных металлов и сплавов / В. Р. Рябов, Д. М. Рабкин, Р. С. Курочко, Л. Г. Стрижевская. М. : Машиностроение, 1984.-239 с, ил.
- 6. *Гуревич, Л. М.* Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия : монография /Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. И. Богданов. Москва : Металлургиздат, 2016. –346 с.
- 7. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа / О. А. Банных, П. Б. Будберг, С. П. Алисова [и др]. М.: Металлургия, 1986. 440 с.

УДК 621.793.79

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-6-253-18-26

В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, В. П. Кулевич, А. А. Артемьев, В. О. Харламов, О. М. Чукова

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СЛОИСТЫХ МЕТАЛЛО-ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ Cu-Al*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Приведены результаты испытания на износ СМИК системы медь—алюминий под углом воздействия абразива относительно металло-интерметаллидных слоев – 0, 45 и 90°. Показано, что износостойкость СМИК в 3,2–3,3 раза выше, чем алюминия АД1. При этом наилучшие показатели износостойкости у образцов при воздействии абразива на слоистую структуру испытанных СМИК под углом 45°.

Анализ поверхностей износа, полученных при трении во всех направлениях по отношению к слоям СМИК, позволил выявить в конгломерате все основные морфологические типы частиц износа. Показано, что дополнительное насыщение вдавливаемыми частицами твердых фаз (интерметаллида или абразива) мягких металлических слоев способствует выполнению принципа Шарпи.

Ключевые слова: износостойкость, алюминиды меди, сварка взрывом, термообработка, диффузия.

V. G. Shmorgun, O. V. Slautin, V. P. Kulevich, A. A. Artemiev, V. O. Kharlamov, O. M. Chukova

STUDY OF WEAR RESISTANCE OF THE Cu-AI SYSTEM LAYERED METAL-INTERMETALLIDE COMPOSITES*

Volgograd State Technical University

The results of wear testing of the SMIC of the copper-aluminum system at the angle of action of the abrasive relative to the metal-intermetallic layers - 0, 45 and 90° are given. It is shown that the wear resistance of SMIC is $3.2 \div 3.3$ times higher than that of AD1 aluminum. At the same time, the samples showed the best indicators of wear resistance when the abrasive was applied to the layered structure of the tested SMIC at an angle of 45° .

Analysis of the wear surfaces obtained by friction in all directions with respect to the layers of the SMIC made it possible to identify all the main morphological types of wear particles in the conglomerate. It is shown that additional saturation of the hard phases (intermetallic or abrasive) with pressed particles of soft metal layers contributes to the implementation of the Charpy principle.

Keywords: wear resistance, copper aluminides, explosion welding, heat treatment, diffusion.

Введение

Определяющим для износостойких материалов является выполнение классического требования — наличие твердой составляющей, которая обеспечивает общую стойкость к истиранию при трении, и мягкой, которая нивелирует динамические воздействия (принцип Шарпи) [1]. В слоистых металлических структурах такой подход можно реализовать в виде высокотвердых тонких интерметаллидных слоев в составе слоистых металло-интерметаллидных композитов (СМИК) [2, 3, 4].

В работах [5, 6] по результатам склерометрических исследований покрытий на основе купридов алюминия и испытаний на абразивный износ показано, что относительная износостойкость, рассчитанная по отношению глубин проседания индентора в поверхность алюминия и в поверхность покрытий, состав-

ляет, соответственно, 7 (при комнатной температуре) и 20 (при 400 °C), а стойкость к абразивному износу при комнатной температуре в 1,4–1,7 раз превышает износостойкость алюминиевой основы [5].

Исследования по определению износостойкости СМИК проводились только на системе титан—железо [4], причем вопросы анизотропии расположения слоев по направлению к воздействию частиц абразива не рассматривались. Испытания выполняли только в условиях перпендикулярного воздействия абразива по отношению к чередующимся металлическим (Fe) и интерметаллидным (Fe-Ti) слоям.

В настоящей работе исследована износостойкость СМИК системы медь—алюминий в направлении перпендикулярно, параллельно чередующимся металлическим и интерметаллидным слоям и под углом 45°.

[©] Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Кулевич В. П., Артемьев А. А., Харламов В. О., Чукова О. М., 2021.

^{*} Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № 0637-2020-0006.

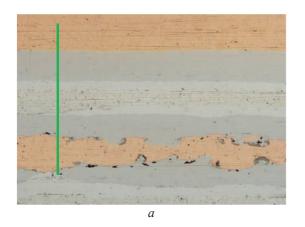
Материалы и методы исследования

Девятислойный композит с толщинами слоев меди и алюминия 2 мм был получен методом сварки взрывом на режиме, обеспечивающем его трансверсальную прочность (100–110 МПа). Получение девятислойных композитов предусматривало одновременную сварку предварительно полученных 2 и 3-слойных композитов соответствующего сочетания, причем соединение происходило по однородному металлу алюминию АД1, что гарантировало хорошую свариваемость на всех границах. После зачистки толщина внешних алюминиевых слоев составляла 0,49÷0,51 мм. Перед сваркой 9-слойного композита, 2 и 3-слойные листы подвергали промежуточной прокатке с суммарной степенью обжатия 25-30 % и отжигу (250 °C, 1ч). Образцы прокатывали на двухвалковом стане «ДУО» с одинаковыми скоростями вращения валков диаметром 130 мм без натяжения и правки. Степень обжатия за один проход составляла около 8-12 %, скорость прокатки -1 м/с. После прокатки толщина слоев меди составила 0,42-0,46 мм, толщина алюминия -0,30-0,35 мм.

Термообработка (ТО) девятислойных медно-алюминиевых композитов (рис. 1, a) в печи SNOL 8.2/1100 при температуре 530 °C с выдержкой 120 ч обеспечила формирование меж-

ду медными и алюминиевыми слоями диффузионной зоны (ДЗ), состоящей из интерметаллидов $CuAl_2$: 32-34 ат. % Cu и 66-68 ат. % Al; CuAl: 49-51 ат. % Cu и 49-51 ат. % Al; Cu_4Al_3 : 56-58 ат. % Cu и 42-44 ат. % Al и Cu_3Al_2 : 37-41 ат. % Cu и 59-63 ат. % Al (рис. 1, δ). Твердость ДЗ составила 9-9,5 $\Gamma\Pi$ а. Толщина медных слоев после TO уменьшилась до 0,25-0,28 мм. Объемная доля интерметаллидов составила ≈ 55 %. (рис. 1).

Испытания на абразивный износ проводили на установке (рис. 2, а), предназначенной для испытания материалов на изнашивание о закрепленный абразив. Испытуемый образец и контр тело контактировали по схеме «палец диск». На плоской поверхности вращающегося диска 2 крепилась абразивная бумага. Образец І, находящийся в держателе, прижимался грузом 3 к поверхности диска (абразивной бумаги). Образцы 1 для испытаний (рис. 2, δ) с размерами $3,5 \times 3 \times 10$ мм, вырезали с помощью отрезных кругов. Образцы фиксировали в зажимном устройстве 4, соединяющемся с консолью посредством шарнира, свободно вращающегося на шарикоподшипниках, и прижимали к абразивной истирающей поверхности в виде диска со шлифовальной бумагой KK19XW, зернистостью 4-Н (по ГОСТ Р 52381-2005) при статической нагрузке 5 Н.



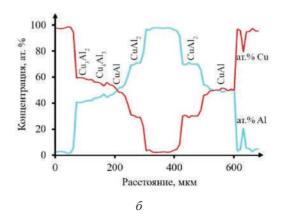


Рис. 1. Микроструктура СМИК системы Cu-Al (a)×100 и распределение химических элементов по толщине (δ) . Линия сканирования указана на микроструктуре (a)

Методика эксперимента предусматривала расположение образцов (I) в зажимном устройстве (4) в трех вариантах направления метал-

ло-интерметаллидных слоев по отношению κ воздействию абразива, под углом 0° ; 45° и 90° (рис. 3).

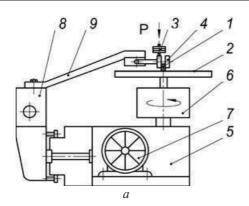




Рис. 2. Экспериментальная установка (a) и образцы (δ) для испытаний на абразивное изнашивание: I – образец; 2 – диск с шлифовальной бумагой; 3 – груз; 4 – зажимное устройство; 5 – станина; 6 – патрон; 7 – электродвигатель; 8 – каретка; 9 – консоль

В процессе испытаний вращающий момент с электродвигателя через редуктор передается на патрон с зажатым в него истирающим диском, приводя его во вращение со скоростью 12 об/мин, синхронизированное с поступатель-

ным движением каретки, обеспечивающим радиальную подачу образца 3 мм/об. Таким образом, движение образца, сопряженного с истирающей поверхностью, осуществляется по спирали Архимеда по пути длиной 19 м.

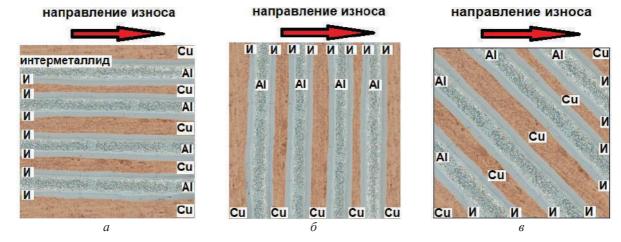


Рис. 3. Схема расположения образцов со слоистой металло-интерметаллидной структурой по направлению к воздействию абразива под углом 0° (a); 90° (δ) и 45° (ϵ)

В качестве критерия износостойкости использовали потерю объема испытуемых образцов после их истирания:

$$\Delta V = \Delta m/\rho,\tag{1}$$

где Δm — потеря массы образцов после испытаний, измеренная на аналитических весах Shinko HTR — 220CE с точностью до 0,1 мг.; ρ — плотность материалов, вычисленная гидростатическим методом.

Электроннооптические исследования и определение химического состава осуществляли на растровом двухлучевом электронном микроскопе Versa 3D Dual Beam.

Замеры микротвердости выполняли на микротвердомере ПМТ-3M.

Результаты и их обсуждение

Анализ истираемой поверхности выявил небольшие сколы и выкрошивания интерметаллидной составляющей, которые носят локальный характер и располагаются преимущественно в слоях, расположенных ближе к внешнему периметру поверхности образца (рис. 4, 5). Появления микротрещин на границе металло-интерметаллидных слоев, распространяющихся вглубь образца, и расслаиваний не обнаружено.

Поверхность образцов, истираемых под углом 0° (воздействие абразива параллельно слоям), визуально имела меньшую шероховатость (рис. 4 (a, c, ж) и 5 (a, c, ж)), что можно объяснить отсутствием пересечения границ слоев

частицами абразива Al_2O_3 и, следовательно, отделившимися хрупкими частицами интерметаллилов.

Поверхность образцов после испытаний под углом 90° по отношению к воздействию абразива визуально имеет более развитую шероховатость (рис. 4 (δ , δ , δ) и 5 (δ , δ , δ).

Анализ полученных микроструктур поверхности показал, что образовавшиеся риски (треки), имеют различную глубину и ширину.

Частицы корунда из наждачной бумаги

(α -оксид алюминия, Al_2O_3) имеющие по шкале Мооса твердость — 9 (свыше 20 ГПа) оставляют треки по всей длине их воздействия на образец (рис. 6, δ). Поскольку они не разрушаются, т. к. остальные структурные составляющие СМИК имеют несопоставимо меньшую твердость (для фаз системы Cu-Al, например — γ , ϵ , χ , твердость не превышает 12 ГПа, [7]), то глубина треков от них соответствует пройденному ими слою с соответствующим чередованием толщин самих треков.

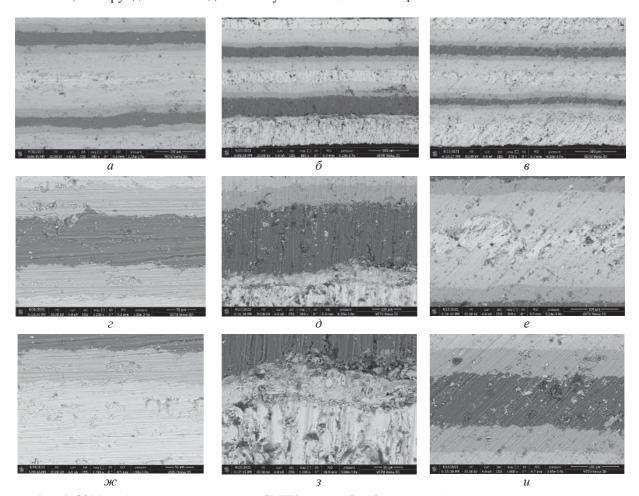


Рис. 4. СЭМ-изображение микроструктуры СМИК системы Cu-Al в режиме обратно отраженных электронов после испытания на износ под углом воздействия абразива относительно металло-интерметаллидных слоев – 0° (a, e, e); 90° (f, g, g); 90° (f, g); 90° (f, g); 90° (f), 90°

Наибольшая толщина трека получена на слоях алюминия и твердого раствора на основе алюминия, меньшую толщину имеют треки на медных слоях и самую малую толщину — на слоях, состоящих из интерметаллидов (рис. 4 $(6, \partial, 3)$ и 5 $(6, \partial, 3)$). Причем, в отличие от образцов, испытанных в направлении воздействия абразива вдоль слоев СМИК, наблюдаются фрагменты разрушения интерметаллидных слоев частицами абразива (особенно по границам с металлическими слоями) с последующим их вы-

носом в медные и алюминиевые слои (рис. 6, δ). Эти частицы вносят свой вклад в образовавшийся рельеф поверхности, но в отличие от треков абразива, их треки не всегда имеют строго перпендикулярное слоям направление и они дискретны. Это обусловлено тем, что частицы интерметаллидов подвержены дроблению, в результате которого они, имея неправильную форму с острыми краями, цепляются за границы интерметаллидных слоев или вклиниваются в слои мягкого металла.

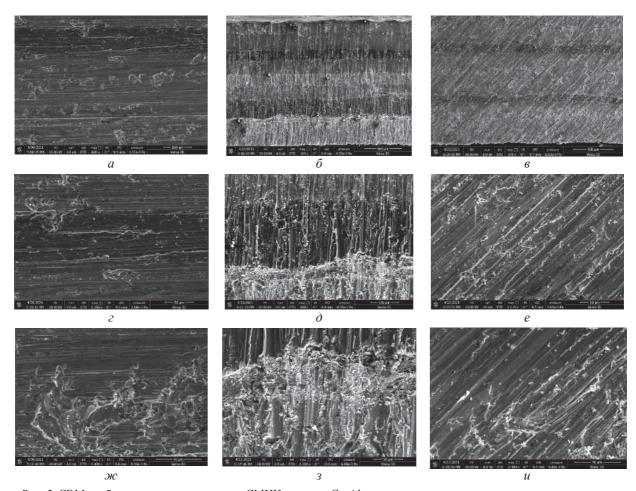


Рис. 5. СЭМ изображение микроструктуры СМИК системы Cu-Al в режиме съемки во вторичных электронах после испытания на износ под углом воздействия абразива относительно металло-интерметаллидных слоев – 0° (a, c, c); 90° (a, c, c); 45° (a, c, c). Увеличение: ×150 (a, c); ×600 (a, a); ×1200 (a, c); ×2400 (c, c) (c); ×2400 (c) (c

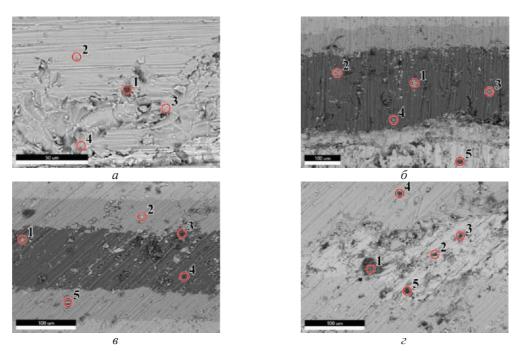


Рис. 6. Точки определения соотношения химических элементов поверхности образцов в СМИК системы Cu-Al после испытания на износ под углом воздействия абразива относительно металло-интерметаллидных слоев – 0° (a); 90° (δ); 45° (e, ε). Расшифровка – в таблицах 1–4

 $\it Tаблица~I$ Результаты микроанализа химического состава частиц в точках (рис. 6, $\it a$)

Элемент	C	Содержание в зог	не анализа, ат.	%
Элемент	1	2	3	4
Al	36,0	44,5	32,5	33,0
Cu	-	55,5	-	67,0
О	64,0	-	67,5	-
Предполагаемая фаза	Al ₂ O ₃	Cu ₄ Al ₃	Al ₂ O ₃	CuAl ₂

 $\begin{tabular}{ll} \it Taблицa~2 \\ \it Pesyльтаты микроанализа химического состава частиц в точках (рис. 6, δ) \\ \end{tabular}$

Drawayr		Содержані	ие в зоне анали	ıза, ат.%	
Элемент	1	2	3	4	5
Al	77,2	51,9	71,7	38,8	38,9
Cu	22,8	48,1	28,3	61,2	-
0	_	-	-	_	61,1
Предполагаемая фаза	CuAl ₂	CuAl	CuAl ₂	Al ₂ O ₃	Al_2O_3

 $\it Tаблица~3$ Результаты микроанализа химического состава частиц в точках (рис. 6, в)

2		Содержані	ие в зоне анали	ıза, ат.%	
Элемент	1	2	3	4	5
Al	1,0	41,8	45,2	40,8	97,9
Cu	98,5	58,2	_	-	2,1
0	0,5	-	54,8	59,2	-
Предполагаемая фаза	Cu	Cu ₄ Al ₃	Al ₂ O ₃	Al ₂ O ₃	Al

Элемент		Содержані	ие в зоне анали	ıза, ат.%	
Элемент	1	2	3	4	5
Al	35,1	37,4	42,2	3,9	39,4
Cu	_	-	-	96,1	_
О	64,9	62,6	57,8	_	60,6
Предполагаемая фаза	Al ₂ O ₃	Al ₂ O ₃	Al ₂ O ₃	Cu(Al)	CuAl

По мере износа металлических слоев интерметаллидные слои оголяются и дробятся, что приводит к появлению треков в слоях СМИК еще меньших размеров. Стоит отметить, что продукты абразивного износа слоев металла (Си, Al) в виде частиц неправильной формы также задерживаются в крупных канавках (треках относительно большой глубины), оставленных абразивными частицами. Это явление наблюдается на всей площади исследуемой поверхности после износа.

На поверхности образцов после испытаний на износ под углом воздействия абразива 45° геометрия треков практически сохраняется по всей длине. Причем протяженность треков с дискретной длиной от разрушившихся интерметаллидов, значительно меньше. Наблюдаются частицы абразивных и интерметаллидных фаз, а также фрагменты металлической микростружки, которые удерживаются в канавках (треках), оставленных более твердыми частицами (рис. 6, в). Отличительной особенностью

поверхности износа образцов этой серии является более равномерное изнашивание слоев, составляющих СМИК, а также почти полное отсутствие процесса последующего дробления интерметаллидов, отделившихся в результате хрупкого скола соответствующего слоя.

При детальном анализе полученных СЭМизображений поверхностей износа (рис. 7), полученных при трении во всех направлениях по отношению к слоям СМИК, в конгломерате обнаружены все основные морфологические типы частиц износа [8, 9]. Однако, при угле 0° воздействия абразива относительно слоев СМИК, преимущественно частицы износа имеют форму нормального изнашивания и ламинарную; при угле 45° — появляются усталосно-блочные частицы и жесткого скольжения; при 90°, в дополнении к этим четырем типам, встречаются на поверхности сферические частицы. Отличительной особенностью таких частиц является правильная округлая форма, с гладкой текстурой поверхности (предполагается наличие в непосредственной близости от них отверстий или ямок), а их размер составляет 10–50 мкм [10].

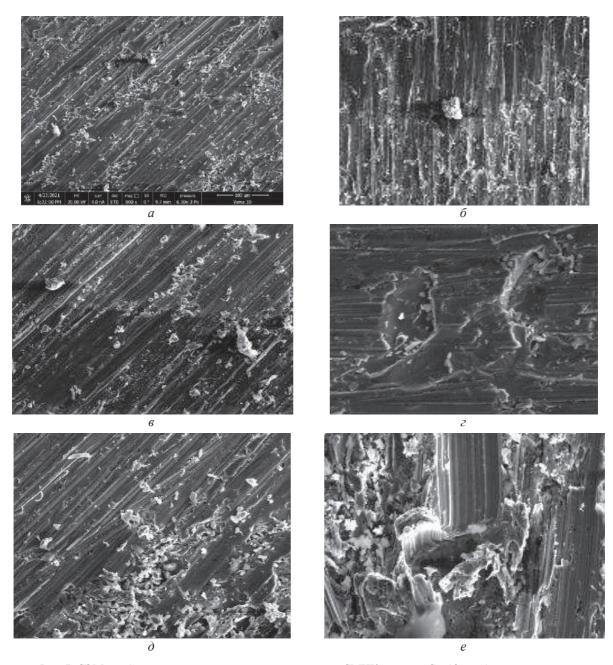


Рис. 7. СЭМ-изображение частиц износа после испытаний СМИК системы Cu-Al на абразивное трение: a – конгломераты частиц износа (×800); δ – частицы нормального изнашивания (×500); ϵ – ламинарные частицы (×600); ϵ – сферические частицы (×1300); δ – усталостно-блочные частицы (×800); ϵ – частицы жесткого скольжения (×1200)

Анализ полученных после испытаний на абразивное изнашивание экспериментальных данных показал, что износостойкость СМИК в 3,2–3,3 раза выше, чем у алюминия АД1 (табл.

5, рис. 8), и в 1,35–1,4 раза ниже, чем у меди М1. При этом износостойкость СМИК в 2,2–2,3 и 2,8–3,0 раза выше, чем у интерметаллидных покрытий на основе купридов алюминия [5].

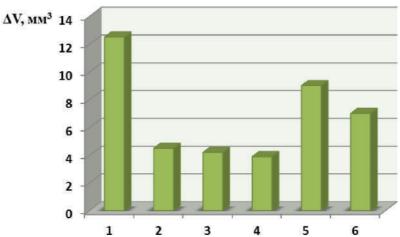


Рис. 8. Потеря объема ΔV образцов после испытаний на абразивное изнашивание:

I — алюминий АД1; 2—4 — образцы со слоистой (Cu+Al) металло-интерметаллидной структурой, испытанные по направлению к воздействию абразива под углом 0° (2); 90° (3); 45° (4); с интерметаллидным (Cu+Al) покрытием, сформированным по режиму жидко- (5) [5] и твердофазного (6) [5] взаимодействия

Таблица 5
Показатели износостойкости образцов в зависимости от направления воздействия абразива относительно чередующихся металло-интерметаллидных слоев

	СМИК системы Cu-Al			Mary M1	А А П1
Направление воздействия абразива	0°	90°	45°	Медь М1	Алюминий АД1
Потеря массы Дт, г	0,0374	0,0375	0,0363	0,0396	0,0343
Потеря объема, мм ³	3,99	4,0	3,83	2,87	12,70

Наилучшие показатели износостойкости образцов получены при воздействия абразива на слоистую структуру испытанных СМИК под углом 45° (табл. 5, рис. 7). Их износ более равномерный в сравнении с образцами других серий.

По аналогии с «топокомпозитами» [11, 12], уменьшение толщин металло-интерметаллидных слоев в составе СМИК, при прочих равных условиях, должно нивелировать возможность образования резких границ в значениях твердости по макрообъему всего материала, тем самым демпфируя градиент жесткости разнородных слоев и позволяя повысить износостойкость слоистой системы в составе СМИК в целом.

Выводы

- 1. Испытания на абразивный износ показали, что износостойкость СМИК системы Cu-Al в 3,2–3,3 раза выше, чем алюминия АД1. Наилучшие показатели износостойкости образцов получены при воздействия абразива на слоистую структуру испытанных СМИК под углом 45°.
- 2. Анализ поверхностей износа, полученных при трении во всех направлениях по отношению к слоям СМИК, позволил выявить в конгломерате все основные морфологические типы частиц износа.
- 3. Дополнительное насыщение вдавливаемыми частицами твердых фаз (интерметаллида или абразива) мягких металлических слоев способствует выполнению принципа Шарпи.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Charpy G. Les alliages blancs, dits antifriction. Bull. Soc. d'Encouragement pour l'Industrie Nationale. 1898. Juillet. P. 670–707 (http://cnum.cnam.fr/CGI/fpage.cgi? BSPI.97/709/80/1693/691/700).
- 2. *Гуревич, Л. М.* Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия : монография / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. И. Богданов. М. : Металлургиздат, 2016.-346 с.
- 3. Комплексные технологические процессы получения слоистых интерметаллидных композитов / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин // Конструкции из композиционных материалов. 2005. Вып. 3. С. 3—9.
- 4. Wear Resistance of Ti–Fe Laminar Intermetallic Composites / В.Г. Шморгун, О.В. Слаутин, А.А. Артемьев, И.В. Зорин, А.Г. Серов // Russian Engineering Research. 2020. Vol. 40, No. 2. P. 122-126.
- 5. Оценка износостойкости интерметаллидных покрытий на основе алюминидов меди / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, В. П. Кулевич, А. А. Артемьев, О. М. Чукова // Известия ВолгГТУ: научный журнал № 10 (245) / ВолгГТУ. Волгоград, 2020. (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). С. 14—17.
- 6. Структура и свойства диффузионных покрытий систем Ti-Cu, Al-Cu и Fe-Al / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. С. Кайгородов, В. П. Кулевич // Известия ВолгГТУ:

- научный журнал № 6 (201) / ВолгГТУ. Волгоград, 2017. (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). С. 21–25.
- 7. *Рябов, В. Р.* Сварка алюминия и его сплавов с другими металлами / В. Р. Рябов. Киев : Наукова думка, 1983. 264 с.
- 8. *Григорьев, А. Я.* Классификация частиц износа по семантическим признакам / А. Я. Григорьев, Р. Чанг, Е.-С. Юн, КонгХ / Трение и износ. 1999. Т. 20. № 2. С. 159—166.
- 9. *Григорьев*, *А. Я.* Классификация частиц износа по текстуре поверхности с помощью матриц совместной встречаемости / А. Я Григорьев, Р. Чанг, Е.-С. Юн, КонгХ. // Трение и износ. -1998. Т. 19. № 5. С. 606–615.
- 10. *Легостаева, Е. В.* Сравнительное исследование частиц износа и поверхности трения, формирующихся в процессе трения и износа неимплантированной и ионно-имплантированной стали 45 / Е. В. Легостаева, Ю. П. Шаркеев, В. А. Кукареко // Физическая мезомеханика. 2002. Т. 5. № 1. С. 59–70.
- 11. Воронин, Н. А. Актуальные проблемы создания топокомпозитов триботехнического назначения / Н. А. Воронин // Известия Самарского научного центра РАН, Т. 13. № 4 (3). 2011. С. 695–698.
- 12. Воронин, Н. А. Топокомпозиты новый класс конструкционных материалов триботехнического назначения. Ч. I / Н. А. Воронин // Трение и износ. 1999. Т. 20. № 3. С. 533—544.

УДК 669-419:621.791.13:621.38 DOI: 10.35211/1990-5297-2021-6-253-26-31

В. Н. Арисова, А. Ф. Трудов, А. И. Богданов, А. Е. Биршбаева, М. А. Разуваев РЕНТГЕНОСТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА СТАЛЬ 20 – НЕРЖАВЕЮЩАЯ СТАЛЬ 50X15M2Ф ПОСЛЕ СВАРКИ ВЗРЫВОМ И НОРМАЛИЗАЦИИ

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

Приведены результаты исследований характеристик тонкой структуры биметалла из нержавеющей стали 50X15M2Ф и углеродистой стали 20 после сварки взрывом и последующей термической обработки. Установлено, что нормализация при температурах выше 900 °C приводит к мартенситному превращению в стали 50X15M2Ф, которое сопровождается повышением твердости и развитием тонкой структуры: увеличением уровня упругой деформации кристаллической решетки и дроблением областей когерентного рассеяния.

Ключевые слова: композит, сварка взрывом, сталь, термическая обработка, нормализация, рентгеноструктурный анализ, упругая деформация кристаллической решетки, микронапряжения, области когерентного рассеяния.

V. N. Arisova, A. F. Trudov, A. I. Bogdanov, A. E. Birshbaeva, M. A. Razuvaev X-RAY STUDIES OF COMPOSITE MATERIAL STEEL 20 - STAINLESS STEEL 50Cr15Mo2V AFTER EXPLOSION WELDING AND NORMALIZATION

Volgograd State Technical University

The results of studies of the characteristics of the fine structure of a bimetal made of stainless steel 50Kh15M2F and carbon steel 20 after explosion welding and subsequent heat treatment in the joint zone are presented. It was found that normalization at temperatures above 900 ° C leads to a martensitic transformation in steel 50Cr15Mo2V, which is accompanied by an increase in hardness and the development of a fine structure: an increase in the level of elastic deformation of the crystal lattice and fragmentation of coherent scattering regions.

Keywords: composite, explosion welding, steel, heat treatment, normalization, X-ray structural analysis, elastic deformation of the crystal lattice, microstresses, coherent scattering regions.

[©] Арисова В. Н., Трудов А. Ф., Богданов А. И., Биршбаева А. Е., Разуваев М. А., 2021.

В области сварки взрывом (СВ) однородных и разнородных материалов накоплен значительный теоретический и экспериментальный материал [1–12], однако, ряд вопросов, касающихся изменений в тонкой структуре в околошовной зоне композиционных материалов из углеродистых и легированных сталей при термической обработке, изучен недостаточно.

В [13,14] установлено, что нормализация сваренного взрывом биметалла сталь 20 — нержавеющая сталь 50Х15М2Ф при высоких температурах (более 1000 °С) приводят к повышению твердости легированной стали до 5 ГПа, связанному с образованием мартенсита в высоколегированной зоне при охлаждении на воздухе, и существенное изменение перлитноферритной структуры стали 20 в структуру видманштеттова феррита.

Целью данной работы явилось исследование характеристик тонкой структуры — относительной деформации решетки и блоков мозаики — областей когерентного рассеяния (ОКР) в околошовной зоне стали 50X15M2Ф и стали 20 после сварки взрывом и последующей нормализации при разных температурах.

Материалы и методика проведения исследований

Биметалл получен с помощью сварки взрывом: основой являлась низкоуглеродистая сталь

20 (толщиной 20 мм), на которую приваривалась высоколегированная нержавеющая мартенситная сталь $50X15M2\Phi$ (толщиной 6 мм).

Термическую обработку осуществляли в печи СНОЛ-1.6.2.51/11-ИЗ при температурах 800, 900 и $1100\,^{\circ}$ С с выдержкой в течение 1 часа и охлаждением на воздухе.

Для определения фазового состава и характеристик тонкой структуры образцов использовался рентгеноструктурный анализ. Съемки проводились на дифрактометре BRUKER D8 ADVANSE ECO (Германия) в медном K_{α} - излучении с Ni фильтром. Идентификацию фаз осуществляли с помощью программы «DIFRACT EVA», использующей лицензионную базу данных ICDD PDF-2. Для определения изменений характеристик тонкой структуры осуществляли профилей дифракционных рентгеносъемки линий (110) и (220) в сечениях перпендикулярных толщине биметалла, начиная с поверхности стали 50Х15М2Ф до зоны соединения и от нее в сталь 20 путем последовательного удаления слоев (рис. 1).

Для выделения из общей ширины рентгеновских линий физического уширения (β), определения относительной деформации решетки ($\Delta a/a$) и размера областей когерентного рассеяния (ОКР) — блоков мозаики использовали метод аппроксимации [15].

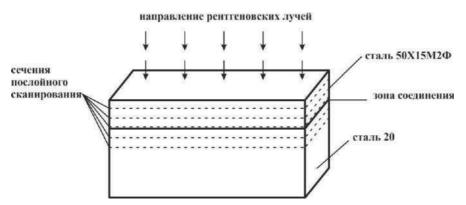


Рис. 1. Схема рентгеновских съемок при последовательном снятии слоев от стали $50X15M2\Phi$ к стали 20

Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 2 приведены микроструктуры зоны соединения и распределение микротвердости по сечению биметалла в околошовной зоне после СВ и термической обработки. Как было показано в [13], исходная структура после сварки взрывом представляла собой: в стали 20 — феррит с равномерно-распределенными зернами перлита; в нержавеющей стали — мелкие рав-

номерно распределенные включения карбидов на ферритном поле. Значения твердости после сварки взрывом в стали $5X15M2\Phi - 3,5-4$ ГПа, в стали 20 около 2 ГПа. Нагрев и последующая выдержке при 800 °C в течение 1 ч при охлаждении на воздухе привели к существенным изменениям в структуре: в стали 20 образовался обезуглероженный слой толщиной до 500 мкм, содержание перлита в котором не превышает 5 %, что свидетельствовало о диффузии угле-

рода из стали 20 в сталь 50X15М2Ф. При этом несколько изменяется распределение твердости (рис. 3): твердость стали 50XМ2Ф снижается до 1,5–2 ГПа. Нагрев до 900 °С привел к уменьшению толщины обезуглероженной зоны в стали 20 до 300 мкм и увеличению объемной доли перлита до 12 %. Твердость околошовной зоны в коррозионностойкой стали увеличилась по сравнению с термообработкой при температуре 800 °С и составила 2,5–2,8 ГПа. Увеличение твердости можно объяснить частичным проте-

канием мартенситного превращения при нагреве до данной температуры с последующим охлаждением на воздухе. При термической обработке биметалла при $1100\,^{\circ}$ С обезуглероженный слой в стали $20\,$ уже не наблюдался, а твердость увеличилась до $4-5\,$ ГПа, что свидетельствовало о полном мартенситном превращении при нагреве до данной температуры, которая выше критической A_3 , а охлаждение на воздухе обеспечило скорость, соответствующую критической скорости закалки.

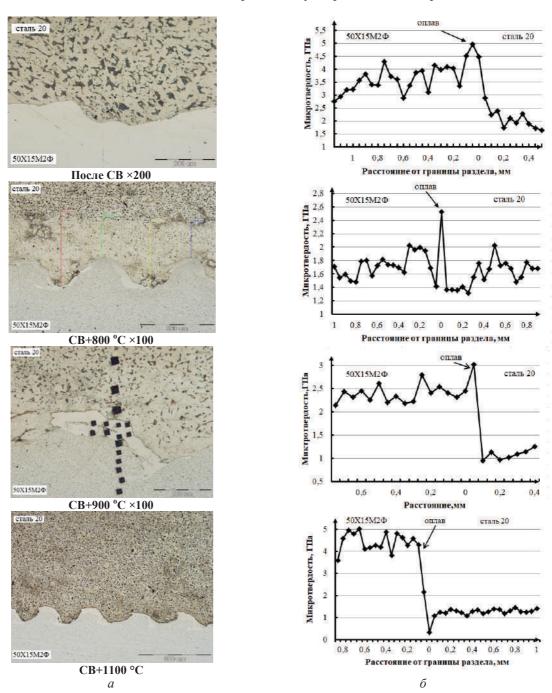


Рис. 2. Микроструктуры и распределение микротвердости околошовной зоны биметалла сталь 20+сталь $50X15M2\Phi$ после CB и нормализации при разных температурах

В стали 20 также произошло существенное изменение перлитно-ферритной структуры стали 20 в структуру видманштеттова феррита, имеющего твердость 1,2 ГПа [13].

На рис. 3 представлены графики распределе-

ния характеристик тонкой структуры — размера ОКР (блоков мозаики) и упругой деформации кристаллической решетки $\Delta a/a$ по сечению биметалла после сварки взрывом и последующей нормализации при разных температурах.

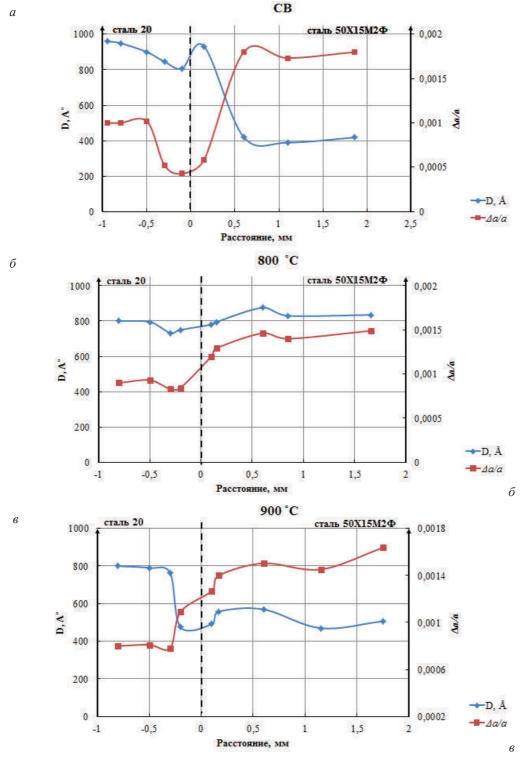


Рис. 3. Распределение по сечению биметалла характеристик тонкой структуры: размера ОКР – D и относительной упругой деформации кристаллической решетки $\Delta a/a$ после сварки взрывом (a) и нормализации при нагреве до разных температур $(\delta, \, \epsilon, \, \epsilon)$. Окончание см. также на с. 30

30 ИЗВЕСТИЯ ВОЛГГТУ

г

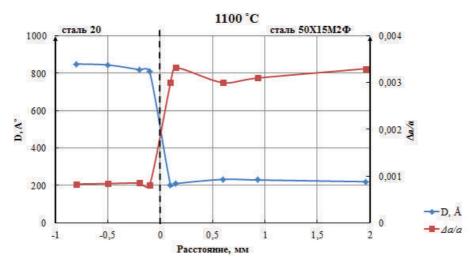


Рис. 3. Окончание

После СВ (рис. 3, a) на расстоянии до 0.5 мм от зоны соединения в обеих сталях биметалла имеет место низкий уровень относительной упругой деформации кристаллических решеток, $\Delta a/a$ имеет значения всего 0,005, соответственно и уровень микронапряжений в этих зонах незначительный, при этом размер ОКР достигает 900–950 Å (блоки мозаики крупные). Такие характеристики тонкой структуры соответствуют равновесному состоянию сталей, связанному с выделением тепла при соударении пластин при СВ. При удалении от границы раздела уровень микронапряжений увеличивается — $\Delta a/a$ в стали 20 незначительно до 0,01, а в стали 50Х15М2Ф до больших значений – до 0,017, при этом размер ОКР в стали 20 остается на уровне 900 Å, а в стали 50X15M2Ф значительно мельче – 400 Å.

Нормализация при 800° С (рис. 3, δ) выравнивает уровень микронапряжений на всем протяжении от зоны соединения: в стали $20 \Delta a/a$ составляет 0,01, а в стали $50X15M2\Phi$ несколько уменьшается до 0,013 при одновременном увеличении размера ОКР до 800 Å, структура становится более равновесной по сравнению с состоянием после СВ.

Дальнейшее увеличение температуры термообработки до 900 °C (рис. 3, e) приводит в стали 20 на расстоянии до 0,3 мм к некоторому увеличению $\Delta a/a$ до 0,012 и измельчению блоков мозаики до 500 Å, что связано, как было отмечено в [13], с обратной диффузией углерода из стали $50X15M2\Phi$ в сталь 20. При увеличении расстояния более 0,3 мм от зоны соединения структура равновесная — с низким уровнем микронапряжений $\Delta a/a$ =0,008, а размер блоков 800 Å. В стали же $50X15M2\Phi$ характер

изменения характеристик тонкой структуры иной: относительная деформация решетки $\Delta a/a$ увеличивается до 0,016 при уменьшении размера ОКР до 500 Å. Развитие характеристик тонкой структуры в стали $50X15M2\Phi$ объясняется частичным протеканием мартенситного превращения при этой температуре.

Нормализация при 1100 °C (рис. 3, ϵ) приводит к резкому градиенту уровня микронапряжений и размеров ОКР в сталях исследуемого биметалла. В стали $50X15M2\Phi$, в которой произошло полное мартенситное превращение, и образовалась неравновесная структуры, уровень $\Delta a/a$ увеличился до 0,03 (в 3 раза выше, чем при температуре 800 °C), а ОКР измельчились до 200 Å. При этом в стали 20 сохраняется равновесная структура: $\Delta a/a$ находится на уровне 0,001, а размер ОКР более 800 Å.

Выводы

- 1. Установлено, что после СВ в композите из сталей 50Х15М2Ф и 20 на расстоянии до 0,3 от зоны соединения уровень относительной деформации кристаллической решетки и, соответственно, микронапряжения существенно ниже, чем в при удалении от границы на расстояние более 0,3 мм, что связано с выделением тепла при соударении пластин в процессе сварки взрывом
- 2. Установлено, что нормализация при температурах более 900 °C обеспечивает мартенситное превращение в стали $50X15M2\Phi$, что приводит к повышению твердости и развитию характеристик тонкой структуры: увеличивается уровень микронапряжений относительная деформация решетки $\Delta a/a$ достигает 0,03, при этом происходит измельчение блоков мозаики (ОКР) до 200 Å.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. *Конон, Ю. А.* Сварка взрывом / Ю. А. Конон, Л. Б. Первухин, А. Д. Чудновский. М. : Машиностроение, 1987.-216 с.
- 2. *Кудинов, В. М.* Сварка взрывом в металлургии / В. М. Кудинов, А. Я. Коротеев. М. : Металлургия, 1978. 168 с.
- 3. *Трыков, Ю. П.* Свойства и работоспособность слоистых композитов : монография / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун ; Волг Γ ТУ. Волгоград, 1999. 190 с.
- 4. *Трыков, Ю. П.* Свойства сваренных взрывом соединений из углеродистых сталей при пластической деформации / Ю. П. Трыков, А. Ф. Трудов, И. Б. Степанищев // Изв. вуз. Черная металлургия, 2002, № 6. С. 52.
- 5. *Трыков, Ю. П.* Неоднородность свариваемых взрывом соединений из углеродистых сталей и пути ее направленного регулирования / Ю. П. Трыков, А. Ф. Трудов, И. Б. Степанищев // Изв. вуз. Черная металлургия, 2002, № 7. С. 76—77.
- 6. Степанищев, И. Б. Тонкая структура композиционного соединения из углеродистых сталей / И. Б. Степанищев, Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова // Изв. вуз. Черная металлургия, 2002, № 11. С. 75.
- 7. *Трыков, Ю. П.* Структура и свойства биметалла сталь $50X15M2\Phi$ + сталь $09\Gamma2C$, полученного сваркой взрывом / Ю. П. Трыков, А. Ф. Трудов, И. Б. Степанищев // Изв. вуз. Черная металлургия, 2003, № 1. С. 76–77.
- 8. *Трыков, Ю. П.* Исследование влияния нагревов на формирование тонкой структуры биметалла углеродистая сталь-нержавеющая сталь / Ю. П. Трыков, А. Ф. Трудов, В. Н. Арисова // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. науч. ст. № 9(96) / ВолгГТУ. Волгоград, 2012. (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). С. 67–61.
 - 9. Трудов, А. Ф. Исследование влияния режимов тер-

мической обработки на структуру и свойства сваренного взрывом биметалла $16\Gamma 2C + 50X15M2\Phi$ / А. Ф. Трудов, В. Н. Арисова // Известия ВолгГТУ: научный журнал № 4(96) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2019. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 23–27.

- 10. *Арисова, В. Н.* Структура и свойства биметаллоа из сталей 50X15М2Ф и 09Г2С после технологических переделов / В. Н. Арисова, Ю. П. Трыков, А. Ф. Трудов, И. А. Пономарева // Упрочняющие технологии и покрытия, № 12, 2006. С. 43—46.
- 11. Шляхова, Г. В Исследование структуры биметалла конструкционная углеродистая сталь нержавеющая сталь / Г. В. Шляхова, С. А. Баранникова, А. В. Бочкарева, Ю. В. Ли, Л. Б. Зуев // Изв. вузов. Черная металлургия, 2018. № 61 (4). С. 300—305.
- 12. *Гельман, А. С.* Плакирование стали взрывом / А. С. Гельман. М. : Машиностроение, 1978. 191 с.
- 13. *Трудов, А. Ф.* Трансформация структуры в сваренном взрывом биметалле сталь 20+50X15М2Ф после термической обработки / А. Ф. Трудов, В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, А. Е. Биршбаева // Известия ВолгГТУ: научный журнал № 2(237) / ВолгГТУ. Волгоград, 2020. (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). С. 7–12.
- 14. Исследование диффузионных процессов в биметалле сталь 20 нержавеющая сталь 50Х15М2Ф после сварки взрывом и термообработки / А. Ф. Трудов, В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, А. Е. Биршбаева, В. О. Харламов // Известия ВолгГТУ: научный журнал № 4 (239) / ВолгГТУ. Волгоград, 2020. (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). С. 18—22.
- 15. Рентгенографический и электронно-оптический анализ : учеб. пособие для вузов / С. С. Горелик, Ю. А. Скаков, Л. Н. Расторгуев. 4-е изд. доп. и перераб. М. : МИСИС, $2002.-360\ c.$

ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

УДК 621.81

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-6-253-32-36

М. М. Матлин, В. А. Казанкин, Е. Н. Казанкина, Е. В. Капиносова

ВЛИЯНИЕ СООТНОШЕНИЯ ТВЕРДОСТЕЙ МАТЕРИАЛОВ, СРЕДНЕГО ДАВЛЕНИЯ И ПАРАМЕТРОВ ШЕРОХОВАТОСТИ НА ФАКТИЧЕСКУЮ ПЛОЩАДЬ КОНТАКТА СОПРЯГАЕМЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ*

Волгоградский государственный технический университет

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

В работе описано влияние различных факторов, в том числе соотношение твердостей, среднее давление, радиус микровыступов поверхности, влияющих на величину фактической площади контакта шероховатых поверхностей плоских деталей, сопряженных в неподвижных соединениях. Исследование проводилось с использованием полученных авторами зависимостей, описывающих упругопластическое контактное взаимодействие шероховатых поверхностей.

Ключевые слова: упругопластический контакт, пластическая твердость, приведенная твердость, фактическая площадь контакта.

M. M. Matlin, V. A. Kazankin, E. N. Kazankina, E. V. Kapinosova

EFFECT OF RATIO OF MATERIAL HARDNESSES, AVERAGE PRESSURE AND ROUGHNESS PARAMETERS ON ACTUAL CONTACT AREA OF ASSEMBLED SURFACES

Volgograd State Technical University

The paper describes the influence of various factors, including the ratio of hardness, average pressure, radius of microasperities of the surface, affecting the value of the actual contact area of rough surfaces of flat parts mated in fixed joints. The study was carried out using the dependences obtained by the authors describing the elastic-plastic contact of rough surfaces.

Keywords: elastic-plastic contact, plastic hardness, reduced hardness, actual contact area.

Величина фактической площади контакта во многом характеризует такие параметры неподвижных соединений деталей как прочность, теплопроводность, электрическое сопротивление и т. д. В частности, учет параметров упругопластического взаимодействия сопряженных деталей позволяет уменьшить погрешность определения нагрузочной способности неподвижного соединения. Кроме того, передача тепловой и электрической энергии в соединениях деталей происходит в пятнах контакта, что свидетельствует о том, что энергоэффективность соединений напрямую зависит от параметров контакта шероховатых поверхностей сопрягаемых деталей.

Следует отметить, что в большинстве работ для определения параметров контакта используются зависимости, справедливые только для случая, когда твердости материалов контактирующих поверхностей отличаются более чем в 2 раза. При этом происходит внедрение микровыступов более твердой поверхности в более мягкую. Однако на практике наиболее распространенным случаем является контакт деталей, твердости материалов близки (то есть отличаются менее чем в 2 раза) или вообще равны. При этом происходит одновременное внедрение и сплющивание микровыступов, а зависимости, справедливые для случая внедрения, дают значительную погрешность. В связи с этим,

[©] Матлин М. М., Казанкин В. А., Казанкина Е. Н., Капиносова Е. В., 2021.

^{*} Работа выполнена при поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-08-00049, а также в рамках конкурса МК-2021 (грант Президента РФ № МК-84.2021.4)

ИЗВЕСТИЯ ВОЛГГТУ 33

были проведены исследования контакта деталей, твердости материалов которых отличаются менее чем в 2 раза.

При проведении исследования контакт двух деталей с шероховатыми поверхностями был смоделирован контактом деталей с шероховатой и номинально плоской гладкой поверхностью путем введения понятия «эквивалентная шероховатая поверхность», предложенная в работе [1].

Отметим, что для случаев внедрения и сплющивания микровыступов при расчетах следует использовать твердость материала той детали, которая деформируется упругопластически. В случае, когда твердости материалов близки, обе детали деформируются упругопластически, поэтому для расчетов следует использовать новую характеристику контактного взаимодействия — приведенную пластическую твердость, учитывающую соотношение твердостей обеих деталей [2]:

$$H \mathcal{A}_{np} = \frac{1.5 \cdot H \mathcal{A}_{nm} \cdot H \mathcal{A}}{H \mathcal{A}_{nm} + H \mathcal{A}}, \tag{1}$$

где $HД_{\text{III}}$ — твердость материала детали с шероховатой поверхностью; HД — твердость материала детали с гладкой поверхностью. При этом в случаях внедрения и сплющивания приведенная твердость принимает значение твердости материала той детали, которая деформируется упругопластически (для внедрения — HД, для сплющивания — HД_{III}).

Зависимость для определения фактической площади контакта была получена из известных зависимостей для определения относительной фактического площади контакта η_r [1, 3] и сближения в контакте шероховатых поверхностей α [2]:

$$\eta_r = \frac{A_r}{A} = A \cdot b_k \cdot \varepsilon^v \,, \tag{2}$$

$$\alpha = \left(\frac{2\pi F R_{\text{max}}^{\nu} \cdot a^{\frac{1}{b}}}{k A_{a} b_{k} H \prod_{\text{np}} R^{1 - \frac{1}{b}} \cdot h^{\frac{1}{b}}}\right)^{\frac{1}{\nu - 1}}$$
(3)

где A_r — фактическая площадь контакта; A_a — номинальная площадь контакта; A — коэффициент, зависящий от соотношения упругой и остаточной деформации в контакте; $\varepsilon=\alpha/R_{\rm max}$ — относительное сближение; F — сила, сжимающая поверхности деталей; $R_{\rm max}$ — наибольшая высота неровностей профиля; R — радиус кривизны микровыступов; b_k и ν — параметры кри-

вой опорной поверхности; k – коэффициент силового подобия, показывающий соотношение сил в реальном контакте и в модели; α_y – упругое сближение; h – остаточное сближение; a и b – коэффициенты, зависящие от соотношения твердостей сферической и плоской деталей $H J_{\text{un}} / H J_{\text{d}}$.

Таким образом, зависимость для определения фактической площади упругопластического контакта шероховатых поверхностей имеет вид

$$A_{r} = \left(h + 0.5\alpha_{y}\right) \cdot \frac{2\pi F \cdot a^{\frac{1}{b}}}{k \cdot H \prod_{m} \cdot R^{1 - \frac{1}{b}} \cdot h^{\frac{1}{b}}}, \tag{4}$$

Коэффициенты *а* и *b* были определены на основе экспериментальных исследований. Анализ экспериментальных данных позволил описать зависимость этих коэффициентов от соотношения твердостей шероховатой и гладкой деталей НД_{III}/НД следующими формулами [2]:

$$a = \frac{0.057}{(H \Pi_{\text{m}}/H \Pi)^{1.72}} + 0.142,$$

$$b = 1,306 - 0,153 \cdot \left(\frac{\text{H} \Pi_{\text{III}}}{\text{H} \Pi}\right)$$
. (5)

Следует отметить, что для случаев внедрения или сплющивания (твердости отличаются более чем в 2 раза) формула (4) превращается в известные формулы для этих случаев, представленные в работах [4] и [5]:

для внедрения:

$$A_{r} = \frac{F}{H \coprod \cdot K_{vn}} \left(1 + \frac{\alpha_{y}}{h} \right); \tag{6}$$

для сплющивания

$$A_{r,c} = \frac{2,56 \cdot F}{K_{nn} \cdot H \square} \cdot \left(\frac{h_{c}}{R}\right)^{0,188} \left(1 + \frac{\alpha_{y,c}}{h_{c}}\right). \tag{7}$$

Приведенная зависимость для определения фактической площади контакта может быть использована при любом соотношении твердостей материалов контактирующих поверхностей, то есть для любых явлений, протекающих в контакте (внедрение, сплющивание, одновременное внедрение и сплющивание).

Для проведения анализа влияния различных факторов на величину фактической площади контакта были использованы следующие неварьируемые параметры контактирующих поверхностей: $b=2, v=2; R=20 \text{ мкм}; R_{max}=40 \text{ мкм}; q=25 \text{ МПа}; НД=1500 \text{ МПа}; <math>\mu_1=\mu_2=0.3; E_1=E_2=2.06*10^5 \text{ МПа}.$ Теоретиче-

ское исследование проводили с помощью разработанной программы для ЭВМ, реализующей

приведенные зависимости. Интерфейс программы показан на рис. 1.

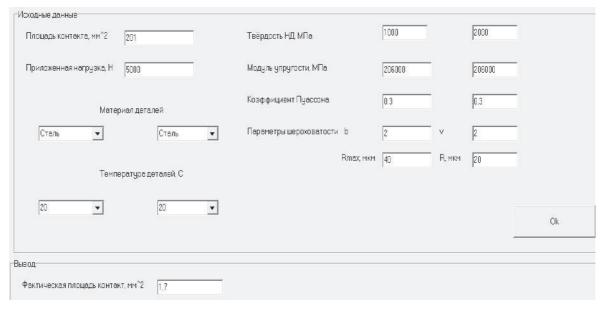


Рис. 1. Интерфейс программы для определения фактической площади контакта шероховатых поверхностей

На рис. 2 показано влияние соотношения твердостей материала контактирующих поверхностей в диапазоне 0,5≤НД_ш/НД≤2 на величину ФПК. Границы этого диапазона соответствуют случаям сплющивания или внедрения микровыступов соответственно. Как видно из рис. 2, при переходе от сплющивания к вне-

дрению наблюдается уменьшение величины ФПК. Это объясняется тем, что при внедрении микровыступа в поверхность детали образующийся упругопластический отпечаток окружен упруго деформированным материалом детали, а при сплющивании поверхность микровыступа деформируется свободно.

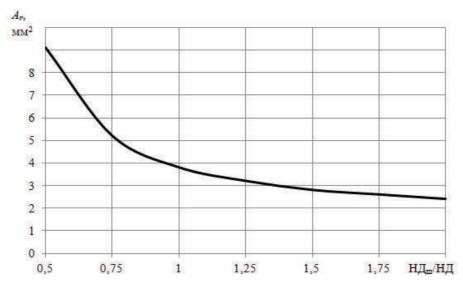


Рис. 2. График зависимости фактической площади контакта шероховатой и гладкой поверхностей деталей от соотношения твердостей НД_ш/НД материалов деталей

Как видно из рис. 3, с увеличением радиуса кривизны микровыступов линии (соответствующие различным соотношениям твердостей) сближаются, то есть происходит уменьшение

разницы величин ФПК для различных соотношений твердостей. Это объясняется уменьшением доли остаточной деформации в контакте с ростом радиуса. Дальнейшее увеличение ра-

ИЗВЕСТИЯ ВОЛГГТУ 35

диуса кривизны микровыступов R ведет к постепенному переходу к чисто упругому контакту, в условиях которого контактное сближение и фактическая площадь контакта шероховатых поверхностей, очевидно, не зависит от соотношения твердостей.

Как видно из рис. 4, с увеличением среднего

давления q в контакте происходит как увеличение абсолютной величины фактической площади контакта, так и увеличивается разница абсолютных величин ФПК для различных соотношений твердостей контактирующих поверхностей. Это обусловлено увеличением доли остаточного сближения в полном сближении.

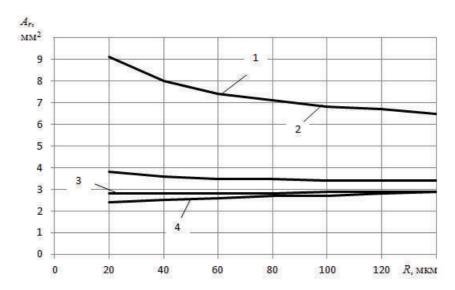


Рис. 3. Графики зависимости фактической площади контакта шероховатой и гладкой поверхностей деталей от радиуса R кривизны микровыступов при различном соотношении твердостей: $I - HД_{\text{m}}/HД=0,5; 2 - HД_{\text{m}}/HД=1; 3 - HД_{\text{m}}/HД=1,5; 4 - HД_{\text{m}}/HД=2$

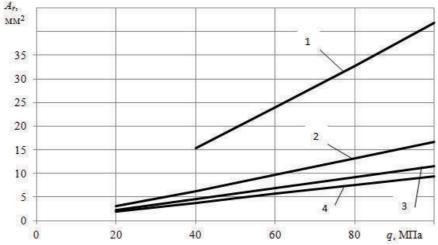


Рис. 4. Графики зависимости фактической площади контакта A_r шероховатой и гладкой поверхностей деталей от среднего давления q при различном соотношении твердостей: $I - H Д_{uv}/H Д=0,5; 2 - H Д_{uv}/H Д=1; 3 - H Д_{uv}/H Д=1,5; 4 - H Д_{uv}/H Д=2$

Как видно из представленных рисунков, при увеличении величины отношения НД_ш/НД, то есть при переходе от случая сплющивания микровыступов к случаю близких твердостей и последующему переходу к случаю внедрения, происходит уменьшение величины фактической

площади контакта. Необходимо отметить, что разница между величинами ФПК при внедрении и при соотношении твердостей Н $Д_{\rm m}$ /НД=1,5 и не превышает 8 %. Однако для случая, когда соотношение твердостей равно Н $Д_{\rm m}$ /НД=1, разница может составлять более 30 %.

Таким образом, в работе показано, что традиционная практика использования закономерностей, соответствующих внедрению микровыступов шероховатых поверхностей, применительно к случаям силового взаимодействия деталей с близкой твердостью материалов может приводить к значительной погрешности определения величины фактической площади контакта. Указанная погрешность при определении ФПК очевидно ведет к ошибке как при определении нагрузочной способности соединения, так и при определении других параметров соединения, например, теплопроводности стыка.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Демкин, Н. Б. Контактирование шероховатых поверхностей / Н. Б. Демкин. М. : Наука, 1970. 227 с.
- 2. *Матлин, М. М.* Жесткость упругопластического контакта деталей машин: монография / М. М. Матлин, А. И. Мозгунова, Е. Н. Казанкина, В. А. Казанкин. М.: Машиностроение, 2015. 217 с.
- 3. *Крагельский, И. В.* Трение и износ / И. В. Крагельский. М.: Машиностроение, 1968. 383 с.
- 4. Дрозд, М. С. Инженерные расчеты упругопластической контактной деформации / М. С. Дрозд, М. М. Матлин, Ю. И. Сидякин М.: Машиностроение, 1986. 224 с.
- 5. Матлин, М. М. Расчет нагрузочной способности неподвижных соединений с экспрессной оценкой физикомеханических свойств материалов деталей: автореферат дис. д-ра техн. наук: 05.02.04 / Матлин М. М. М., 1997. 35 с.

УДК 621.887.663:622.324.5

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-6-253-36-45

E. K. Тимофеев¹, Б. А. Жуков^{1,2}, А. Е. Годенко¹, Е. Ю. Липатов¹

ЧИСЛЕННО-АНАЛИТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО КОЛЬЦЕВОГО УПЛОТНЕНИЯ ПОДВЕСКИ НАСОСНО-КОМПРЕССОРНОЙ ТРУБЫ*

 1 Волгоградский государственный технический университет 2 Волгоградский государственный социально-педагогический университет

e-mail: dvr@vstu.ru¹; zhukov.b.a@gmail.com²

В статье проведено численно-аналитическое моделирование напряженно-деформированного состояния металлического кольцевого уплотнения подвески насосно-компрессорной трубы при монтажных нагрузках, а также в условиях воздействия скважинного давления. Предложен аналитический метод расчета прочности и герметичности в рамках упругой постановки. Расчет методом конечных элементов проводился с целью учета пластических деформаций, которые позволяют исследовать влияние геометрии контактной зоны уплотнительного кольца на ширину контактной площадки и величину контактного давления. Проведено сопоставление результатов расчета аналитическим методом и методом конечных элементов. Показано, что аналитический метод как менее трудозатратный может использоваться на начальных стадиях проектирования данного типа оборудования.

Ключевые слова: напряженно-деформированное состояние, контактное давление, ширина контактной площадки, металлическое кольцевое уплотнение, пластическая деформация, герметичность.

E. K. Timofeev, B. A. Zhukov, A. E. Godenko, E. Yu. Lipatov

NUMERICAL AND ANALYTICAL MODELING OF STRESS-DEFORMED STATE OF THE METAL RING SEAL OF THE TUBING HAGER

¹Volgograd State Technical University ²Volgograd State Social and Pedagogical University

The article presents a numerical and analytical modeling of the stress-strain state of a metal ring seal of a tubing hanger under installation loads, as well as under the influence of well pressure. An analytical method for calculating strength and tightness within the elastic formulation is proposed. The calculation by the finite element method was carried out in order to take into account plastic deformations, which make it possible to study the influence of the geometry of the contact zone of the sealing ring on the width of the contact pad and the magnitude of the contact pressure. Comparison of the calculation results by the analytical method and the finite element method is carried out. It is shown that the analytical method, as less labor-intensive, can be used at the initial stages of designing this type of equipment.

Keywords: stress-strain state, contact pressure, contact area width, metal ring seal, plastic deformation, tightness.

[©] Тимофеев Е. К., Жуков Б. А., Годенко А. Е., Липатов Е. Ю., 2021.

^{*} Приведенное выше исследование проводилось при поддержке Фонда содействия инновациям по договору № 559ГУЦЭС8-D3/62148 от $8.10.2020 \, \Gamma$.

ИЗВЕСТИЯ ВОЛГГТУ 37

Подвеска насосно-компрессорной трубы (НКТ) является чрезвычайно важным элементом систем подводной добычи, чья успешная герметичность в процессе добычи нефти и газа имеет решающее значение в обеспечении безаварийной эксплуатации подводной скважины. По сравнению с наземными системами добычи углеводородов, подводные системы добычи находятся на глубине от нескольких сотен метров до нескольких километров, что приводит к значительным рискам, связанным с эксплуатационными проблемами, такими как увеличенные интервалы технического обслуживания. Условия эксплуатации таких систем осложнены, сопрягаемые узлы подвержены скважинному давлению, которое может достигать до одной тысячи атмосфер. Такие узлы конструкции, как канатная заглушка и корпус подвески НКТ, требуют обеспечения достаточно прочного и герметичного соединения. Функцию герметичности берет на себя металлическое уплотнение кольцевого типа.

Автор статьи [1] приводит аналитический расчет металлического уплотнительного кольца, обеспечивающего герметичность в конструкции устьевого соединителя. В статье приводится подробный силовой анализ при работе механизма, обеспечивающего монтаж устьевым соединителем противовыбросного оборудования на устье скважины. Аналитическим методом изучено влияние монтажных нагрузок и давления на величину контактного давления, а также ширину контактной площадки. По мнению автора, основным фактором, влияющим на эффективность уплотнения, является сила предварительного натяга, созданная в процессе монтажных работ.

В статье [2] выполнено исследование характеристик уплотняющего контакта подводных цанговых соединений на основе теории Герца. Авторы статьи исследовали влияние температуры на герметичность морских несвязанных гибких труб на основе гидравлического и теплового расчета методом конечных элементов. Авторы утверждают, что тепловое воздействие вызывает дополнительную деформацию в уплотнительном узле, что приводит к увеличению ширины контакта и контактного давления и как следствие улучшает герметизирующую способность.

В работе [3] была проанализирована взаимосвязь между максимальным контактным давлением линзообразной прокладки и шириной контакта и силой предварительной нагрузки в устьевом соединителе. Достижение эффективного блокирующего усилия соединителя

было взято в качестве целевой функции для оптимизации процесса блокировки, но контактное давление на прокладке в рабочих условиях не было сочтено важным.

Данная статья посвящена анализу напряженно-деформированного состояния уплотнительного кольца при его монтаже и основной работе
на скважине, который необходим для последующей оценки прочности и герметичности
данного узла. В статье представлен аналитический метод расчета прочности и герметичности
в рамках упругой постановки, менее трудоемкий
и энергозатратный, чем расчет методом конечных элементов. Расчет методом конечных элементов проводился с целью учета пластических
деформаций, которые позволяют исследовать
влияние геометрии контактной зоны уплотнительного кольца на ширину контактной площадки и величину контактного давления.

Описание принципа работы конструкции

На рис. 1 представлен общий вид уплотнительного узла.

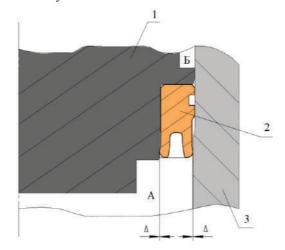


Рис. 1. Уплотнительный узел конструкции подвески НКТ: I – канатная заглушка; 2 – металлическое уплотнительное кольцо; 3 – корпус подвески НКТ

Уплотнение осуществляется в кольцевом пространстве между канатной заглушкой I и корпусом подвески НКТ 3. Уплотнительное кольцо 2 имеет радиальный натяг Δ как c наружной цилиндрической поверхностью канатной заглушки, так и c внутренней поверхностью корпуса подвески НКТ. В процессе монтажа уплотнительного кольца усики подгибаются на величину конструктивно заложенного натяга Δ , тем самым обеспечивая предварительный контакт уплотняемых поверхностей и разграничивая полость Δ от полости Δ . После

завершения работ по монтажу уплотнения в полость A подается испытательное давление p=69 МПа согласно рис. 2.

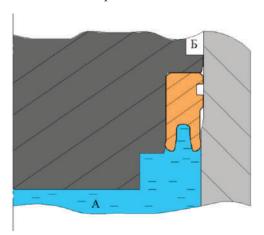


Рис. 2. Зона воздействия давления

Аналитический метод расчета

Для аналитического определения напряженно-деформированного состояния (НДС), было принято поделить задачу на два этапа. На первом этапе рассмотрено НДС уплотнения после завершения работы по монтажу. На втором этапе рассмотрено НДС после приложения испытательного давления.

Следует отметить, что нарушение герметичности возможно в случае, если максимальное контактное давление q_{max}, которое возникает на уплотняемых поверхностях, меньше давления среды р в полости А. Также не исключагерметичности потеря вследствие разрушения усика. Подножие усика является опасной точкой в конструкции на этапе работ по монтажу уплотнения. В данном случае необходимо рассматривать не только местные напряжения вызванных контактным взаимодействием уплотняемых поверхностей, но и общие напряжения уплотнительного кольца, вызванных изгибом усика. Исходя из приведенных соображений, необходимо рассматривать на первом этапе следующие задачи:

- оценка общей прочности усика;
- оценка местной (контактной) прочности уплотняемых частей.

Общий вид металлического уплотнительного кольца показан на рис. 3.

Для расчета общей прочности было предложено рассматривать усик как тонкостенную цилиндрическую оболочку с жестко защемленным торцом. Из теории расчета цилиндрических тонкостенных оболочек известно, что оболочку можно рассматривать как совокупность

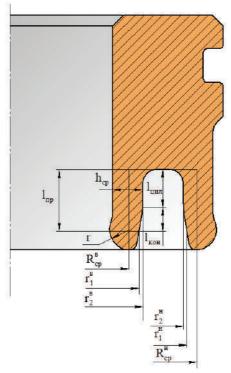


Рис. 3. Общий вид металлического уплотнительного кольца

совместно изгибающихся полосок единичной ширины, связанных между собой упругими силами. В данном случае при посадке уплотнения с конструктивно заложенным натягом Δ , нагружение на усик является симметричным. Все единичные полоски в меридиональном направлении, на которые был поделен усик уплотнения, изгибаются одинаково.

Радиальная составляющая силы Q в каждом сечении пропорциональна местному прогибу в радиальном направлении. Расчетная схема усика для первого этапа показана на рис. 4.

Кольцевое усилие, действующее на усик после монтажных работ

$$p = \frac{3E \cdot \Delta \cdot h_{cp}^{3} \cdot b}{12 \cdot l_{mp}^{3}},$$

где b=1 мм — единичная ширина полоски, E — модуль упругости уплотнения.

Умножив кольцевое усилие на длину развертки усика по среднему диаметру, получим радиальное усилие, действующее на усик в месте уплотняемых поверхностей

$$Q = p \cdot 2\pi \cdot R_{cp}$$
.

Напряженно-деформированное состояние уплотнения, возникающее вследствие натяга, было принято считать двухосным. В результате действия радиального усилия, которое вызывает

ИЗВЕСТИЯ ВОЛГГТУ 39

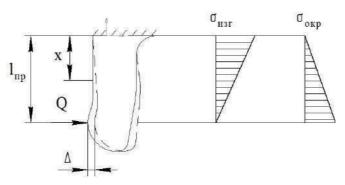


Рис. 4. Расчетная схема первого этапа

изгиб при наличии плеча, в усике возникают нормальные напряжения растяжения и сжатия в меридиональном направлении. В окружном же направлении из-за радиального перемещения усика возникают нормальные напряжения.

Изгибающие напряжения в усике в результате посадки с натягом

$$\sigma_{_{\text{\tiny MSF}}} = \frac{3Q \cdot x}{\pi \cdot R_{_{\text{cp}}} \cdot h_{_{\text{cp}}}^2},$$

где x – координата точки согласно расчетной схеме.

Окружные напряжения в серединной поверхности пропорциональны радиальному перемещению усика

$$\sigma_{\text{okp}} = E \frac{\Delta}{R_{\text{cp}}}$$
.

Кроме окружных и изгибных напряжений в продольном сечении усика возникает еще касательное напряжение τ_{xz} . Эти напряжения мало по сравнению с нормальными напряжениями и в расчете на прочность не учитывается. По этой причине было допущено, что окружные и изгибные напряжения являются главными. Эквивалентные напряжения, согласно энергетической теории предельного напряженного состояния Губера Мизеса, возникающие в усике после монтажных работ

$$\sigma_{_{\rm 9KB}} = \sqrt{\sigma_{_{\rm U3\Gamma}}^2 + \sigma_{_{\rm 0KP}}^2 - \sigma_{_{\rm U3\Gamma}} \cdot \sigma_{_{\rm 0KP}}} \; .$$

Для оценки герметичности необходимо определить такие параметры, как максимальное контактное давление и ширину контактной площадки. Для расчета этих параметров достаточно хорошо подходит теория Герца о контактном взаимодействии цилиндра с плоскостью [4]. Ширина площадки контакта

$$2a = 2*0,798 \sqrt{2pr \left(\frac{1-\mu_1^2}{E_1} + \frac{1-\mu_2^2}{E_2}\right)},$$

где г – радиус цилиндра (усика) согласно рис. 3; E_1 – модуль упругости материала уплотнения; μ_1 – коэффициент Пуассона материала уплотнения; E_2 – модуль упругости стали, материала кор-пуса канатной заглушки; μ_2 – коэффициент Пуассона материала корпуса канатной заглушки.

Максимальное контактное давление цилиндра с плоскостью

$$q_{max} = 0.798 \sqrt{\frac{p}{2r(\frac{1-\mu_1^2}{E_1} + \frac{1-\mu_2^2}{E_2})}} \; . \label{eq:qmax}$$

Напряженно-деформированное состояние в зоне контакта уплотнительных поверхностей является сложным. Однако в плоскости, проходящей через ось оу, согласно расчетной схеме, показанной на рис. 5, касательные напряжения равны нулю, соответственно нормальные и являются главными и пропорциональны максимальному контактному давлению:

$$\begin{split} \sigma_x &= -q_{max} \left[\frac{1 + 2 \left(\frac{y}{a}\right)^2}{\sqrt{1 + \left(\frac{y}{a}\right)^2}} - 2 \frac{y}{a} \right]; \\ \sigma_y &= -q_{max} \frac{1}{\sqrt{1 + \left(\frac{y}{a}\right)^2}}; \\ \sigma_z &= -q_{max} 2 \cdot \mu \left[\sqrt{1 + \left(\frac{y}{a}\right)^2} - \frac{y}{a} \right]. \end{split}$$

Эквивалентные напряжения, возникающие в зоне контакта уплотнительных поверхностей

$$\sigma_{_{\text{9KB}}} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_{_{X}} - \sigma_{_{y}})^2 + (\sigma_{_{X}} - \sigma_{_{z}})^2 + (\sigma_{_{z}} - \sigma_{_{x}})^2}.$$

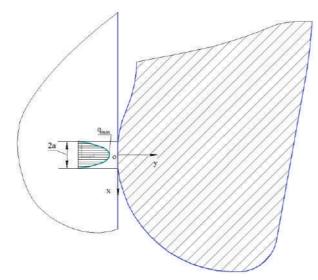


Рис. 5. Расчетная схема контактной задачи

Расчетная схема усика для второго этапа показана на рис. 6.

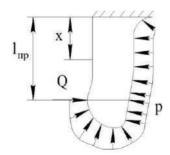


Рис. 6. Расчетная схема второго этапа

$$\sigma_{_{_{_{\!\!\mathit{\!MSI}}}}}=\sigma_{_{_{\!\!\mathit{\!MSI}}}}^{_{_{_{\!\!\mathit{\!\!MSI}}}}}+\sigma_{_{_{\!\!\mathit{\!\!MSI}}}}^{_{_{_{\!\!\mathit{\!\!MSI}}}}}=-\frac{Q}{W_{_{\!\!1\!-\!1}}^{_{_{\!\!\mathit{\!\!MS}}}}}\!\!\left(x-l_{_{\!\!np}}\right)\!+\!\frac{q_{_{_{\!\!\mathit{\!\!MAB}}}}\!\cdot l_{_{\!\!np}}}{W_{_{\!\!1\!-\!1}}^{_{\!\!\mathit{\!\!MS}}}}\!\!\left(\frac{5}{8}x\!-\!\frac{1}{8}l_{_{\!\!np}}\!-\!\frac{x^2}{2l_{_{\!\!np}}}\right)\!\!,$$

где $W_{l-l}^y = \frac{2I_y^{l-l}}{h_{cp}} -$ момент сопротивления сечения

развертки усика; $I_{l-l}^y = \frac{2\pi \cdot R_{cp} h_{cp}^3}{12} -$ осевой мо-

мент инерции сечения развертки усика.

Нормальное напряжение, вызванное изгибом усика, суммируется с нормальным напряжением, вызванным действием давления. Следовательно, напряжение, действующее в меридиональном направлении на внутренней цилиндрической поверхности усика, вычисляется как

$$\sigma_{M} = \sigma_{M3\Gamma} + \sigma_{CW}$$
.

Следует отметить, что на наружной поверхности усика волокна растягиваются от изгиба, следовательно, напряжения $\sigma_{\text{изг}}$ имеют поло-

Распределенная сила по длине усика при воздействии давления

$$q_{\partial a a} = \frac{p \pi (2 \cdot r_1^2 \cdot l_{uun} + l_{\kappa o n} \cdot (r_1 + r_2) \cdot \cos \alpha)}{l_{np}},$$

где $\alpha = arctg \left(\frac{r_1 - r_2}{l_{_{\!\scriptscriptstyle KOH}}} \right)$ – угол конической части

уплотнения.

При воздействии давления на уплотнения в осевом направлении возникает усилие, которое находится из:

$$N_{ck} = p(\pi \cdot R_{koh}^2 - \pi \cdot r_l^2 + S_{koh} \sin\alpha),$$

где
$$S_{_{\text{кон}}} = \frac{\pi \cdot l_{_{\text{кон}}} \left(r_{_{\! 1}} + r_{_{\! 2}} \right)}{\cos \alpha}$$
 — площадь конической

клона образующей конической поверхности уплотнения.

Напряжения сжатия, вызванные действием рабочего давления в усике уплотнения

$$\sigma_{_{\text{\tiny CMK}}} = -\frac{N_{_{\text{\tiny CMK}}}}{2\pi \cdot R_{_{\text{\tiny CP}}} \cdot h_{_{\text{\tiny CP}}}} \; . \label{eq:sigma_cm}$$

Исходя из принципа суперпозиции, нормальные напряжения, действующие в меридиональном направлении, вызванные изгибом усика на первом и втором этапе суммируются

жительное значение, а на внутренней поверхности отрицательное. Напряжения
$$\sigma_{\rm cx}$$
 всегда

имеют отрицательное значение. Окружные напряжения пропорциональны радиальному перемещению

$$\sigma_{o\kappa p} = E \frac{\Delta_{cymm}}{R_{cp}} \, .$$

Численное решение

Моделирование НДС металлического уплотнительного кольца выполнялось в программном пакете ANSYS® Mechanical, Release 18.1. На основе рабочих чертежей технического проекта была создана двухмерная САD — модель. С целью сокращения времени, необходимого на численный счет, модель выполнена в осесимметричной постановке задачи. Реше-

ние конечно-элементной модели осуществлялось в два этапа. На первом этапе за счет смещения деталей в осевом направлении, как показано на рис. 7, моделировался радиальный натяг Δ =0,02 мм, имитируя тем самым процесс монтажа уплотнения.

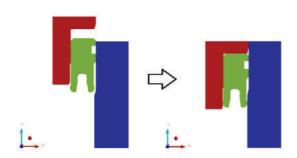


Рис. 7. Моделирование процесса монтажа уплотнения

На втором этапе, согласно рис. 2, к зонам деталей, расположенным в полости А было приложено давление, таким образом смоделировано воздействие испытательного и скважинного давлений на рассматриваемый узел конструкции. На всех этапах выполнялся расчет задачи статики с учетом геометрической и физической нелинейности, а также с учетом нелинейного контактного взаимодействия. Кривые деформирования упруго-пластического ма-

териала деталей, рассматриваемых в уплотнительном узле, были построены на основании методики, указанной в [5]. Для обеспечения необходимой точности численного счета в зоне контакта, согласно рис. 8, использовалось локальное сгущение конечно-элементной сетки, размер стороны кубического ячейки конечно-элементной сетки уменьшался до 0,02 мм.

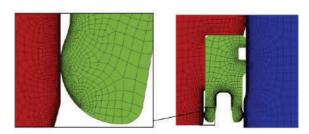


Рис. 8. Зоны сгущения КЭ сетки

В процессе моделирования фиксировалось радиальное усилие, действующее на усик, распределение эквивалентных напряжений по высоте усика и в зоне контакта усика с корпусом канатной заглушки. Помимо этого отслеживалась величина контактного давления, а также ширина контактной площадки. Визуализация распределения эквивалентных напряжений в металлическом уплотнении показана на рис. 9.

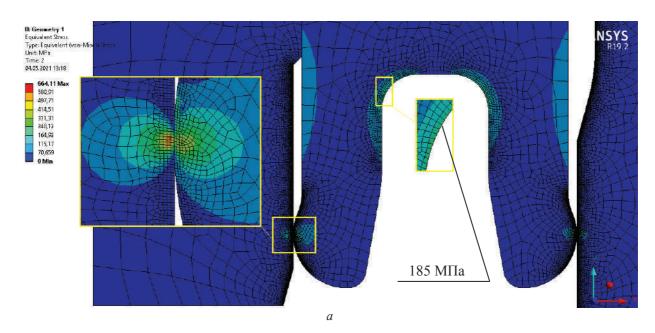


Рис. 9. Распределение эквивалентных напряжений (см. также на с. 42): a – при монтаже; δ – при действии давления

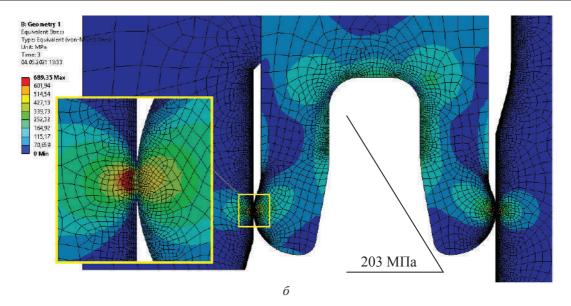


Рис. 9. Окончание

Как видно из результатов численного счета, при монтаже уплотнения максимальное эквивалентное напряжение у подножья усика составляет 185 МПа, при этом предел текучести материала кольца составляет 418 МПа. Прочность усика в процессе монтажа будет обеспечена. При воздействии скважинного давления 69 МПа максимальные эквивалентные напряжения переходят с подножья на среднюю часть усика и не превышают при этом 203 МПа.

Минимальный коэффициент запаса прочности конструкции

$$n = \frac{\sigma_{_T}}{\sigma_{_{DVB}}^{max}} = \frac{418}{203} = 2,03$$
.

Как можно заметить, в зоне контакта усика с корпусом канатной заглушки, при воздейст-

вии скважинного давления 69 МПа, наблюдаются высокие напряжения, и равные 514 МПа. Данные напряжения носят исключительно локальный характер и не приведут к разрушению конструкции, однако с точки зрения контактной прочности, и герметичности на этапе монтажа уплотнения представляют практический интерес. Для оценки герметичности использовался критерий в соответствии с системой стандартов ISO 13628, описанный в [6], согласно которому величина контактного давления при монтаже в уплотнениях типа металлметалл не должна быть меньше двукратного давления внешней уплотняемой среды. Распределение контактного давления в зоне касания усика металлического уплотнения с корпусом канатной заглушки показано на рис. 10.

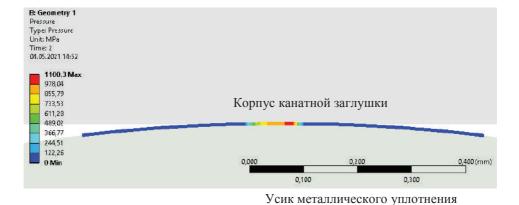


Рис. 10. Контактное давление при монтаже уплотнения

Как видно из результата численного счета, точка максимума контактного давления, в отли-

чие от эпюры, показанной на рис. 5, смещена от центра контактной поверхности, что обусловле-

но проявлением пластических деформаций конструкции уже на этапе монтажа, что никак нельзя учесть, применяя теорию Герца. Однако следует заметить, что разница между величиной максимума контактного давления, полученного

численным методом и теоретическим, не превышает 10 % согласно таблице. Также справедливо отметить, что разница ширины контактной площадки между численным расчетом по теории Герца не превышает 5 %.

Метод расчета НДС	Радиальное усилие при монтаже Q, H	Эквивалентные напряжения у подножья усика при монтаже $\sigma_{\scriptscriptstyle 3KB}$, МПа	Контактное давление при монтаже q_{max} , МПа	Эквивалентные напряжения в средней части усика при воздействии скважинного давления $\sigma_{\scriptscriptstyle 3кв}$, МПа	Ширина контактной площадки при монтаже, мм
Численный метод	41657	185	1100	203	0,12
Аналитический метод	55146	310	1222	276	0,13

Сопоставление результатов расчета численным и аналитическим методом

Из представленных результатов видно, что при аналитическом методе расчета значения эквивалентных напряжений на 40 и 26 % выше при монтаже и действии скважинного давления соответственно. Данный факт связан с использованием граничных условий в аналитическом методе в виде жесткой заделки. С точки зрения оценки прочности конструкции, аналитический

метод дает более консервативный результат, который возможно рассматривать для оценки несущей способности усика, принимая завышенные значения напряжений в запас прочности.

Распределение эквивалентных напряжений по глубине контактной зоны усика при монтаже уплотнительного кольца показаны на рис. 11.

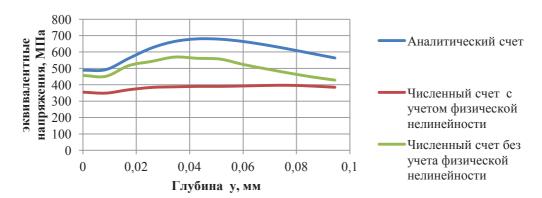


Рис. 11. Эквивалентные напряжения в глубине контактной зоны

Сравнение распределения эквивалентных напряжений по глубине контактной зоны усика, полученного аналитическим и численным счетом, показывает, что наибольшая разница в результатах наблюдается при учете упругопластических свойств материала и составляет 40 %. Однако, если выполнить численный расчет без учета упругопластических свойств материала, разница составит 15 %. Тем не менее напряжения в данной зоне, в силу малости области действия, не способны привести к разрушению целостности конструкции.

Помимо анализа НДС уплотнительного металлического кольца, было проведено, исследование влияния геометрии контактной зоны уплотнительного кольца на параметры, харак-

теризующие уплотняющие свойства — контактное давление и ширину контактной площадки. Варьируемым геометрическим параметром был радиус скругления контактной поверхности уплотнения согласно рис. 12.

В первом случае рассмотрен штатный вариант радиуса сругления r_1 , во втором случае радиус был увеличен в два раза, соответственно r_2 = $2r_1$. В третьем варианте радиус скругления был увеличен в пять раз по сравнению со штатным вариантом, соответственно r_3 = $5r_1$. Работа уплотнения была проанализирована в три этапа. На первом этапе рассматривался монтаж уплотнения, при котором усиками уплотнительного кольца при посадке был преодолен радиальный натяг 0,02 мм. На втором и третьем

этапах было приложено скважинное давление 69 МПа и 103,5 МПа соответственно. Изменения максимального контактного давления, а также ширины контактной площадки в зави-

симости от этапа работы уплотнения для трех вариантов радиуса скругления контактной части уплотнения показаны на рис. 13.

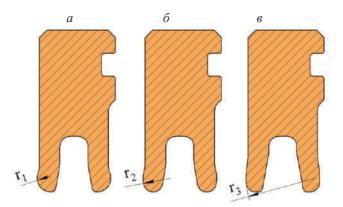


Рис. 12. Варьируемый геометрический параметр уплотнительного кольца: a – вариант со штатным радиусом скругления; δ – радиус увеличен в два раза; ϵ – радиус увеличен в пять раз

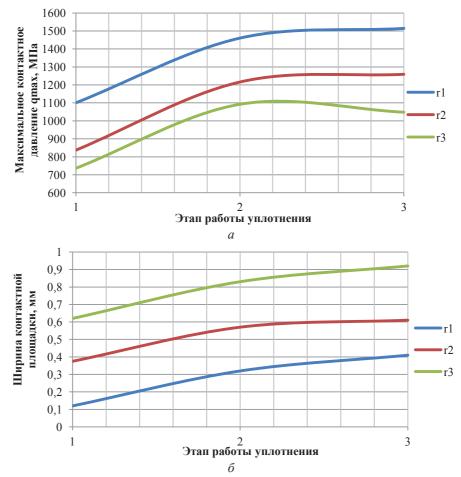


Рис. 13. Зависимость характеристик герметичности уплотнения от этапа работы: a – изменение максимального контактного давления; δ – изменение ширины контактной площадки

Как видно из зависимостей, приведенных на рис. 13, увеличение штатного радиуса сругления усика уплотнения в два раза приводит

к увеличению ширины контактной площадки в три раза, и, как следствие к снижению максимального контактного давления на 24 %. Увели-

чение радиуса скругления в пять раз увеличивает ширину контактной площадки в шесть раз, контактное давление при этом падает с 1100 МПа до 736 МПа. Полученный характер изменения ширины контактной площадки, контактного давления в зависимости от радиуса скругления типичен для трех этапов работы уплотнения. Следует отметить, что на втором и третьем этапах работы уплотнения, при действии скважинного давления 69 МПа и 103,5 МПа соответственно, для первого и второго варианта скругления, рост максимального контактного давления замедляется, также как рост ширины контактной площадки. Для варианта увеличения радиуса скругления в пять раз контактное давления на третьем этапе и вовсе начинает уменьшаться. Данный эффект объясняется проявлением пластической деформации на первом и втором этапах.

Выводы

1. Проведенное компьютерное моделирование работы металлического уплотнительного кольца показало, что предложенный аналитический метод расчета достаточно хорошо подходит для анализа НДС в зоне контактного взаимодействия кольца с корпусом канатной заглушки и корпусом подвески НКТ, а также для анализа герметичности. Однако применимость данного метода ограничивается степенью влияния пластической деформации. При отсутствии пластической деформации возможно с высокой точностью определить значения контактного давления и ширины контактной площадки. Значения эквивалентных напряжений, вычисленные аналитическим методом выше на 40 % и 26 % выше при монтаже и действии скважинного давления соответственно, чем полученные при численном счете, что объясняется выбранными граничными условиями в аналитической расчетной схеме. Тем не менее, рассматриваемый аналитический метод применим для предварительной оценки прочности конструкции на начальных стадиях проектирования данного типа оборудования.

2. Исследование влияния радиуса скругления контактной части усика уплотнительного кольца показало, что увеличение радиуса в 5 раз приводит к падению контактного давления на 33 %, при этом ширина контактной зоны увеличивается в шесть раз. Во всех трех вариантах скругления критерий герметичности, регламентируемый рассматриваемых системой стандартов ISO 13628, выполняется. Однако наиболее предпочтителен штатный вариант исполнения металлического уплотнения, так как из всех вариантов имеет наибольшее значение контактного давления и как следствие меньшую вероятность протечки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Yufang Li, Honglin Zhao, Deguo Wang, Yongbiao Xu. Metal sealing mechanism and experimental study of the subsea wellhead connector// Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering (2020). p.16-17.
- 2. Carpenter C (2016) Next generation HP/HT subsea wellhead system design challenges and opportunities// In: Society of petroleum engineers, vol 416, p. 73–74.
- 3. Zhang K, Huang H, Duan ML et al (2017). Theoretical investigation of the compression limits of sealing structures in complex load transferring between subsea connector components// J Nat Gas Sci Eng 44: p. 202–213.
- 4. *Биргер, И. А.* Расчет на прочность деталей машин: Справочник/ И. А. Биргер, Б. Ф. Шорр, Г. Б. Иосилевич. 4-е изд., Москва, 1993.-640 с.: ил.
- 5. 2015 ASME Boiler and Pressure Vessel Code. Section VIII Rules for Construction of Pressure Vessels, Division 2 Alternative Rules. 2015. 315 p.
- 6. ISO 13628-7:2005 (Indentical) Petroleum and Natural Gas Industries Design and Operation of Subsea Production Systems Part 7: Completion/Workover Risers: ANSI/API recommended practice 17G. Second Edition, 2006. Washington, D.C. 242 p.

УДК 621.771.01: 519.876.5

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-6-253-46-53

Л. М. Гуревич, В. Ф. Даненко, С. П. Писарев, В. Або-Шакра, Д. В. Шагоян

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПУАНСОНА ПРЕССА ШАГОВОЙ ФОРМОВКИ НА НДС ТРУБНОЙ ЗАГОТОВКИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Методами конечно-элементного моделирования изучено влияние ширины пуансона пресса шаговой формовки на напряженно-деформированное состояние в трубной заготовке прямошовных труб большого диаметра из стали X70. Определена кинетика изменения величины деформаций и напряжений в течение одного шага формования.

Ключевые слова: сталь, трубная заготовка, пошаговая формовка, напряженно-деформированное состояние, пуансон, деформация, метод конечных элементов.

L. M. Gurevich, V. F. Danenko, S. P. Pisarev, V. Abo-Shakra, D. V. Shagoyan

INFLUENCE OF PARAMETERS OF PUNCH OF STEP FORMING PRESS ON STRESS-STRAIN STATE OF PIPE BILLET

Volgograd State Technical University

The influence of the dimensions of the punch of a step-forming press on the stress-strain state in a pipe billet of longitudinal welded pipes of large diameter has been studied by the methods of finite element simulate. Pipes are made of steel X70. The kinetics of changes in the magnitude of deformations and stresses during one step of forming has been determined.

Keywords: steel, pipe billet, step-by-step forming, stress-strain state, punch, deformation, finite element simulate.

К сварным прямошовным трубам большого диаметра предъявляются повышенные требования, направленные на обеспечение качества монтажных работ и безопасности при эксплуатации. Важную роль при этом играют не только прочностные свойства стали, но и набор операций технологического процесса и технологические параметры операции формования, которые, во многом, определяют геометрические параметры трубной заготовки и напряженно-деформированное состояние (НДС). Трубы с большой толщиной стенок затруднительно получить трехвалковой формовкой труб из-за недостаточной жесткости верхнего формующего валка. Поэтому в АО «Выксунский металлургический завод», ПАО «Челябинский трубопрокатный завод» и АО «Ижорский трубный завод» эксплуатируют линии трубоэлектросварочных агрегатов (ТЭСА) по производству прямошовных труб большого диаметра по JCOE-процессу или UOEпроцессу [1]. Поэтому совершенствование процессов подгибки кромок и шаговой формовки заготовок сварных труб большого диаметра для обеспечения высокой точности размеров и форм является актуальной задачей [2].

Для исследования величины пластических деформаций и остаточных напряжений при

пошаговой формовке с различными технологическими параметрами разработаны экспериментально-аналитические методы с учетом ряда допущений и упрощений [3–5]. В технической литературе приводится несколько аналитических моделей расчета профиля прессового инструмента с учетом требуемых размеров труб [6, 7], производимых по схеме ЈСОЕ, однако на практике распружинивание заготовки после каждого шага затрудняет проверку адекватности результатов расчета радиуса сформованного участка заготовки. Авторы [4] разработали геометрическую схему формовки листовой заготовки на одном прессе, математическую модель и алгоритм расчета с некоторыми допущениями глубины опускания пуансона Н, по величине которой проверяются фактические значения радиуса и высоты подгибки кромки, сформованной на каждом участке заготовки после распружинивания. Решение задачи проводится с помощью системы уравнений, которые составляются для каждого поперечного сечения, и осуществляется с помощью алгоритмов, позволяющих рассчитывать глубину опускания пуансона Н при формовке кромок листа и формовке листовой заготовки в Ј-образную форму.

[©] Гуревич Л. М., Даненко В. Ф., Писарев С. П., Або-Шакра В., Шагоян Д. В., 2021.

В. И. Шинкин предложил математические модели последовательных процессов формовки заготовки на кромкогибочном прессе и на прессе пошаговой формовки, экспандирования трубной заготовки, и аналитические формулы расчета их технологических параметров [8]. Полученные модели достаточно громоздки и не учитывают изменение свойств стали в процессе пластического деформирования. Несовершенство способов аналитического расчета, недостаточное соответствие расчетных схем реальным условиям работы, погрешность задания граничных условий и определения нагрузок на заготовку, меняющихся в процессе перемещения формующего инструмента, дают существенные неточности в оценке напряжений и деформаций.

По мере повышения быстродействия компьютерной техники для оптимизации параметров шаговой формовки прямошовных сварных труб большого диаметра стали использовать различные пакеты компьютерных программ: LSDYNA 970 для определения остаточных напряжений в трубах различного типа в зависимости от технологии их производства [9], DEFORM-3D для оценки неравномерности напряженно-деформированного состояния металла при пластическом формоизменении листовой заготовки по схеме ЈСОЕ в готовую трубу на всех стадиях технологического передела [10, 11], SIMULIA/Abaqus [12] для оценки влияния толщины стальных листов и расстояния между центрами деформирующих опор при шаговой формовке на НДС трубной заготовки. Для ускорения процесса моделирования процесса деформирования крупногабаритной трубной заготовки используют ряд упрощений, например, переход к плоским схемам нагружения, или огрублению конечно-элементной сетки.

В настоящей работе определялись методом 3D конечно-элементного моделирования в пакете MSC Software Marc изменение величины напряжений и деформаций по толщине стенки трубной заготовки по мере погружения пуансона с различными геометрическими параметрами при получении сварных прямошовных труб методом пошаговой формовки.

Схема конечно-элементного моделирования показана на рис. 1. При моделировании пуансон, толкатель, стол пресса и шарнирные деформирующие опоры принимались жесткими телами. Листовая заготовка выполнялась из деформируемого материала с механическими свойствами, соответствующими стали X70 с модулем Юнга 200 ГПа и коэффициентом Пуассона v=0.3. Для описания упрочнения материала в процессе наклепа вводилась зависимость между повышающимся пределом текучести и величиной пластической деформации (рис. 2). Вводимые механические свойства стали определяли испытанием на растяжение образцов стали производства фирмы Salzgitter (Германия) с различной ориентировкой относительно направления прокатки листов. Толщину листа изменяли при моделировании от 22 до 42,5 мм.

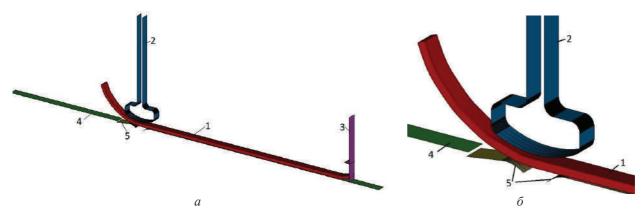


Рис. 1. Схема конечно-элементного моделирования шаговой формовки трубной заготовки (a) и увеличенная зона деформирования листа (δ): I – листовая заготовка; 2 – пуансон; 3 – толкатель; 4 – стол пресса; 5 – шарнирные деформирующие опоры

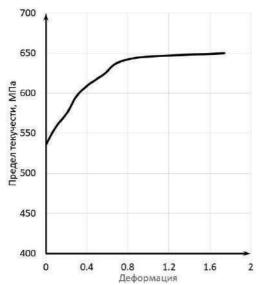


Рис. 2. Зависимость между повышающимся пределом текучести и величиной пластической деформации

При моделировании изменяли ширину пуансона от 500 до 600 мм. Величина опускания пуансона составляла 25 мм от нейтрального исходного положения, смещение заготовки по столу после каждого цикла деформирования — 220 мм. Графики циклических перемещений пуансона для деформирования локального участка трубной заготовки и толкателя для перемещения вдоль стола при моделировании процесса шаговой формовке показаны на рис. 3 и 4.

Для формования левой половины трубной заготовки используется девять циклов опускания пуансона, после чего заготовка перемещается в крайнее левое положение, в котором пуансон начинает формовать участок трубной заготовки вблизи правой изогнутой кромки (рис. 5).

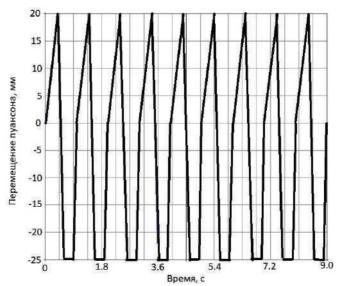


Рис. 3. График циклических перемещений пуансона для деформирования локального участка трубной заготовки

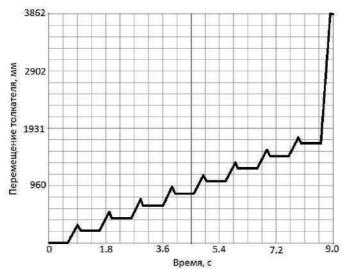


Рис. 4. График циклических перемещений толкателя для перемещения вдоль стола

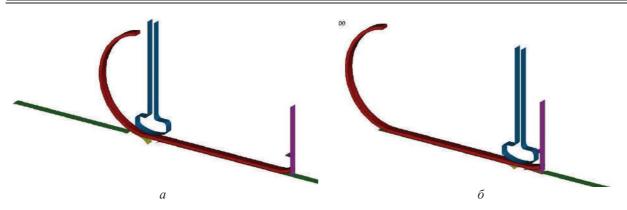


Рис. 5. Положение пуансона после окончания восьми (a) и девяти циклов (δ) шагового формования трубной заготовки

При создании конечно-элементной сетки применяли 6, 7 и 8 слоев соответственно для листов толщиной 22, 32 и 42,5 мм. В ходе моделирования фиксировалось изменение напряженно-деформированного состояния листовой заготовки при ее деформировании и разгружении.

В таблице приведены максимальные и минимальные значения горизонтальной составляющей остаточных напряжений после окончания девятого цикла деформирования и подъема пуансона в зависимости от толщины листа и ширины пуансонов.

Значения горизонтальной составляющей остаточных напряжений после окончания девятого цикла деформирования

Номер	Толщина листа, мм	Ширина пуансона, мм	Горизонтальная составляющая напряжений, МПа		
модели			min	max	
1	30	500	-474	503	
2	30	550	-408	305	
3	30	600	-492	349	
4	22	500	-239	424	
5	22	550	-207	190	
6	22	600	-393	376	
7	42.5	500	-294	383	
8	42.5	550	-265	399	
9	42.5	600	-454	313	

Как видно из таблицы, первоначально увеличение ширины пуансона до 550 мм вызывает падение остаточных напряжений, но дальнейшее увеличение ширины пуансона приводит к росту остаточных напряжений. Для выявления причин немонотонного изменения зависимости уровня остаточных напряжений от ширины пуансона рассмотрим более подробно картины изменения распределения напряжений и деформаций в течение одного цикла движения пуансона.

Увеличение ширины пуансона, помимо увеличения длины зоны деформации, приводит к значительному изменению картины пластической деформации (рис. 6 и 7): гладкая колоколообразная кривая с экстремумом, совпадающим с вертикальной осью пуансона шириной

500 мм, при увеличении ширины пуансона 550 мм при всех промоделированных толщинах стального листа приобретала на расстоянии около 100 мм от вертикальной оси еще один максимум. При ширине пуансона 600 мм на кривых для всех слоев листа (1 слой на верхней поверхности, 6 слой на нижней поверхности листа толщиной 22 мм, 8 слой на нижней поверхности листа толщиной 42,5 мм) сформировались два симметричных экстремума с деформациями растяжения. Расстояние между этими экстремумами изменялось от 375 мм на верхней поверхности листа до 300 мм на нижней поверхности. Формирование этих экстремумов связано с вдавливанием в лист шарнирных деформирующих опор (рис. 7).

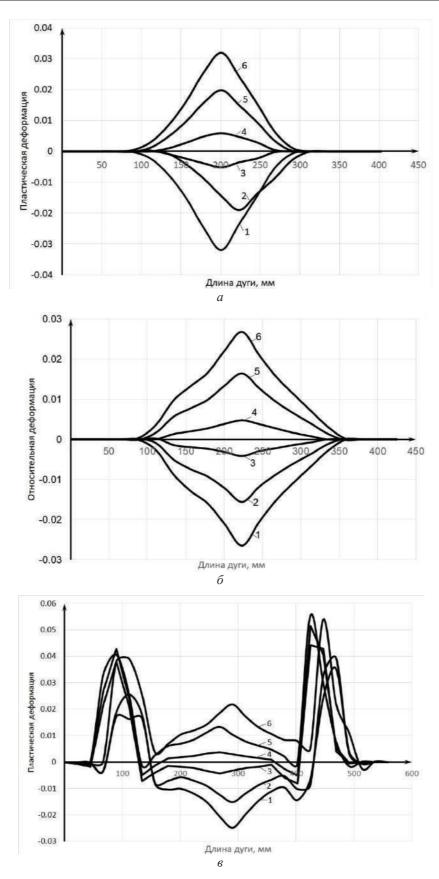


Рис. 6. Распределение пластической деформации в очаге по сечению листа толщиной 22 мм при ширине пуансона 500 мм (a), 550 мм (δ) и 600 мм (δ): $I-\delta$ слои листа, соответственно 1-й слой на верхней поверхности, δ — на нижней

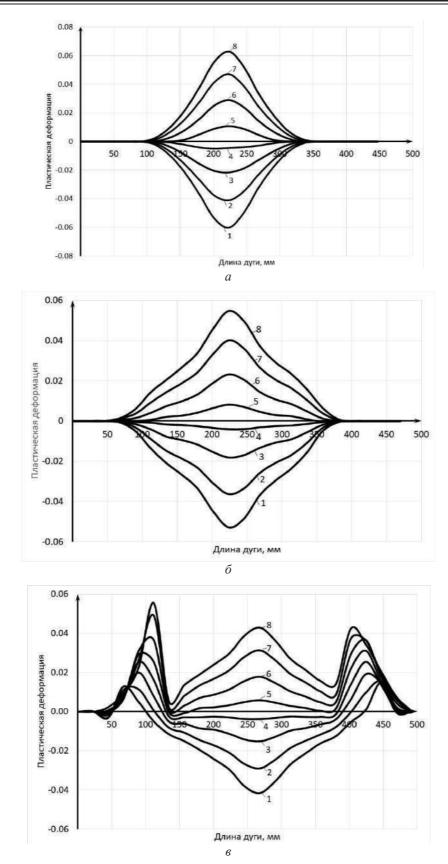


Рис. 7. Распределение пластической деформации в очаге по сечению листа толщиной 42,5 мм при ширине пуансона 500 мм (a), 550 мм (δ) и 600 мм (a): I–B слои листа, соответственно I-B слои на верхней поверхности, B-B на нижней

Для этих зон с повышенным уровнем пластической деформации характерен и повышенный уровень остаточных напряжений растяжения, которые могут привести к снижению работоспособности трубы (рис. 8).

Методы моделирования позволяют просле-

0.02

дить формирование зон деформации в областях контакта с шарнирными деформирующими опорами по мере опускания пуансона шириной 600 мм (рис. 9). Процессы смятия листа между пуансоном и шарнирными опорами начались на последних 10 % величины опускания пуансона.

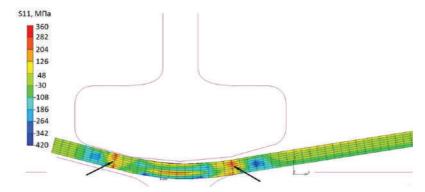


Рис. 8. Визуализация распределения горизонтальных составляющих остаточных напряжений по сечению листа толщиной 30 мм при использовании пуансона шириной 600 мм (по стрелкам зоны повышенных остаточных напряжений за счет вдавливания в поверхность шарнирных деформирующих опор)

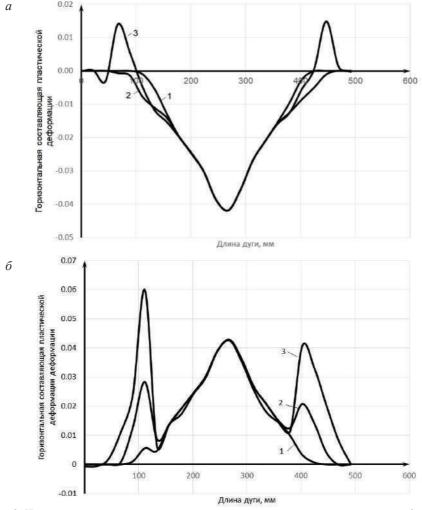


Рис. 9. Изменение распределения горизонтальной составляющей пластической деформации на верхней (а) и нижней поверхности (б) листа толщиной 42,5 мм по мере перемещения пуансона шириной 600 мм: I – опускание пуансона 19,8 мм; 2 – опускание пуансона 20,9 мм; 3 – опускание пуансона 22 мм

Таким образом, при использовании существующего расстояния между шарнирными деформирующими опорами максимальная ширина пуансона не может превышать 550 мм для всех толщин деформируемого листа.

Выводы:

- 1. Проведено моделирование шаговой формовки половины трубной заготовки с толщинами исходного стального листа 22 мм, 30 мм и 42,5 мм при изменении ширины рабочей части пуансона от 500 до 600 мм. Показан немонотонный характер зависимости уровня остаточных напряжений от ширины пуансона, при которой минимальные значения напряжений наблюдались при ширине пуансона 550 мм.
- 2. Визуализация горизонтальной составляющей пластической деформации показывает, что при ширине пуансона 600 мм на кривых для всех слоев листа сформировались два симметричных экстремума с деформациями растяжения, появление которых связано с вдавливанием в нижнюю поверхность листа шарнирных деформирующих опор. Расстояние между экстремумами изменялось от 375 мм на верхней поверхности листа до 300 мм на нижней поверхности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Технология и оборудование трубного производства / В. Я. Осадчий, А. С. Вавилин, В. Г. Зимовец, А. П. Коликов. М. : Интермет Инжиринг, 2001.-608 с.
- 2. Звонарев, Д. Ю. Совершенствование процессов подгибки кромок и шаговой формовки сварных труб большого диаметра для обеспечения высокой точности размеров и форм: автореферат дис. ... кан. техн. наук / Звонарев Д. Ю. Челябинск, 2015. 23 с.

- 3. Шинкин, В. Н. Механика сплошных сред для металлургов / В. Н. Шинкин. М. : Изд. Дом МИСиС, 2014. 628 с.
- 4. *Осадчий, В. Я.* Математическая модель формоизменения листовой заготовки при производстве сварных труб большого диаметра / В. Я. Осадчий, Е. А. Гаас, Д. Ю. Звонарев, А. П. Коликов // Сталь. 2014. N2 5. С. 63—66.
- 5. Звонарев, Д. Ю. Математическое моделирование формоизменения листовых заготовок сварных труб большого диаметра / Д. Ю. Звонарев, В. Я. Осадчий, А. И. Романцов, А. П. Коликов // Сталь. -2016. -№ 6. С. 45–48.
- 6. Шинкин, В. Н. Моделирование процесса пластического формоизменения листовой заготовки для производства труб большого диаметра / В. Н. Шинкин, А. П. Коликов // Обработка металлов давлением. 2011. №. 3. С. 28.
- 7. *Пинчук, А. В.* О развитии производства труб / А. В. Пинчук, Л. А. Кондратов // Сталь. -2011. -№ 5. -C. 51–55.
- 8. Шинкин, В. Н. Математическое моделирование процессов производства труб большого диаметра для магистральных трубопроводов / В. Н. Шинкин // Вестник Саратовского государственного технического университета. 2011. T. 4. № 4 (62).
- 9. *Самусев, С. А.* Разработка технологических режимов участка формовки трубной заготовки в линии ТЭСА-1420 ОАО «Челябинский трубопрокатный завод» / С. А. Самусев, А. И. Романцов, К. Л. Жигунов, В. В. Больдт, М. С. Сигида // Производство проката. 2011. № 10. С. 20—28.
- 10. Неганов, Д. А. Компьютерное моделирование процесса формовки трубной заготовки большого диаметра / Д. А. Неганов, Г. В. Нестеров, А. А. Богач // Наука и технологии трубопроводного транспорта нефти и нефтепродуктов. -2017. T. 7. № 2. C. 48–55.
- 11. Коликов, А. П. Оценка напряженно-деформированного состояния металла на основе математического моделирования при производстве труб большого диаметра / А. П. Коликов, Д. Ю. Звонарев, М. Р. Галимов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2017. Т. 60.- № 9.- С. 706-712.
- 12. *Гуревич*, *Л*. *М*. Влияние технологических параметров шаговой формовки на НДС трубной заготовки / Л. М. Гуревич, В. Ф. Даненко, С. П. Писарев // Известия ВолгГТУ: научный журнал № 4 (251) / ВолгГТУ. -2021. -C. 63–68.

УДК 621.778.073

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-6-253-53-58

О. Б. Крючков, А. А. Камолов, Ю. А. Дрюков, К. В. Растов, Э. В. Седов, О. П. Бондарева

ОПТИМИЗАЦИЯ МАРШРУТА ВОЛОЧЕНИЯ ПРОВОЛОКИ ПРИ РАВНЫХ ЕДИНИЧНЫХ ОБЖАТИЯХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МАТЕМАТИЧЕСКОГО ПАКЕТА *МАТН CONNEX*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: bardb@mail.ru

Приведены результаты исследования маршрута волочения при равных единичных обжатиях патентированной проволоки из высокоуглеродистой стали 70 диаметром 2,8 мм с использованием математического пакета MathConnex (часть MathCad Pro). Установлено, что использование волочильного стана UDSATO 320 с кратностью волочения 10 позволяет получить качественную проволоку диаметром 1,0 мм с температурой на выходе из волок не более $250\,^{\circ}\text{C}$ с коэффициентом запаса прочности в диапазоне 1,8-2,7.

Ключевые слова: волочение, относительное обжатие, вытяжка, количество переходов, коэффициент запаса прочности, температура разогрева проволоки.

[©] Крючков О. Б., Камолов А. А., Дрюков Ю. А., Растов К. В., Седов Э. В., Бондарева О. П., 2021.

O. B. Kryuchkov, A. A. Komolov, Yu. A. Dryukov, K. V. Rastov, E. V. Sedov, O. P. Bondareva OPTIMIZATION OF THE WIRE DRAWING ROUTE WHEN EQUAL UNIT COMPRESSIONS USING THE MATH CONNEX MATH PACKAGE

Volgograd State Technical University

The results of a study of the drawing route with equal single crimps of a patent wire made of high-carbon steel 70 with a diameter of 2.8 mm using the MathConnex mathematical package (part of MathCad Pro) are presented. It is established that the use of the UDSATO 320 drawing mill with a drawing multiplicity of 10 allows to obtain a high-quality wire with a diameter of 1.0 mm with a temperature at the outlet of the wire no more than 250 °C with a safety factor in the range of 1.8–2.7.

Keywords: drawing, relative compression, drawing, number of transitions, safety factor, wire heating temperature.

В настоящее время проволока находит широкое применение как в сельском хозяйстве, так и в промышленности, для изготовления: электрических и телеграфных проводов, проволочно-кабельных изделий, арматуры для железобетонных конструкций промышленного и гражданского назначения, обвязочного и упаковочного материала, стальных канатов, сеток, гвоздей, метизов и деталей машин. Производство проволоки из цветных и черных металлов и сплавов требует определенного маршрута волочения и оборудования, которое, большей частью, связано с многократным волочением, основанным на последовательном деформировании одной проволочной заготовки в нескольких волоках, обеспечивающих постепенное уменьшение диаметра проволоки по мере ее перемещения от первой к последней волоке. Кратность волочения при этом может колебаться от 2 до 30 и более и выбирается в зависимости от величины необходимых механических свойств готовой проволоки, а также точности получения ее размеров, потребления энергии при волочении и др. [1].

Методики расчета маршрутов волочения проволоки могут основываться на использовании различных единичных степеней деформации по переходам, которые могут быть: равными (весьма малыми, малыми, средними, повышенными, большими, весьма большими и сверхбольшими); уменьшающимися; чередующимися большими и малыми, и комбинированными [2].

Известно [3], что при волочении проволоки из низкоуглеродистой стали с содержанием углерода до 0,25 % используют повышенные (25–35) % и большие (36–40) % единичные обжатия и вытяжки (1,33–1,54) – (1,55–1,67). Средние обжатия (16–24) % и вытяжки (1,19–1,32), как и повышенные, применяются при волочении большинства сталей и сплавов со средним содержанием углерода (0,3–0,6) %. Высокоугле-

родистые стали с содержанием углерода более 0,6 % протягивают при малых (10–15) % и весьма малых обжатиях (6-9) % и вытяжках (1,11–1,18) — (1,06–1,10). Ввиду того, что исследуемая проволока по содержанию углерода занимает промежуточное положение между среднеуглеродистыми и высокоуглеродистыми сталями, для исследования были выбраны средние единичные обжатия и вытяжки.

Целью настоящей работы была оптимизация маршрута волочения высокоуглеродистой проволоки по принципу равных единичных обжатий и вытяжек.

Оптимизация маршрута волочения для получения качественной проволоки предполагает при минимальном количестве переходов обеспечить: необходимый запас ее прочности на переходах, что устраняет обрывность проволоки при волочении, и температуру ее разогрева на выходе из волок не более 250 °C [4].

Материал и методы исследования

Для исследования была выбрана исходная патентированная заготовка диаметром 2,8 мм из высокоуглеродистой стали 70 для получения из нее качественной проволоки диаметром 1,0 мм на машинах магазинного типа, работающих без скольжения с противонатяжением и накоплением проволоки на барабанах.

Расчеты параметров при волочении проводились с помощью математического пакета MathConnex (часть MathCad Pro) [5], который включает: блоки с исходными данными и выходными параметрами, для удобства чтения оформляемыми в виде таблиц в Microsoft Excel'e, и расчетные блоки, составляемые на базе MathCad Pro, в которых данные, переданные из других блоков, «кодируются», прописываются в виде формул и рассчитываются. Блоксхема «собирается на экране» интерактивными средствами с использованием соответствующей «палитры блоков» и соединяется стрелкамисвязями, показывающими пути передачи ис-

ИЗВЕСТИЯ ВОЛГГТУ 55

ходных и расчетных данных. После запуска готовой прописанной блочной схемы можно быстро просчитать параметры технологического процесса волочения для различных исходных данных. Кроме того, математический пакет позволяет детально проанализировать, в том числе, с помощью построения графиков, интересующие параметры, например, влияние коэффициента вытяжки на: единичные и суммарные обжатия, скорости волочения, запасы прочности и температуры разогрева проволоки на переходах, а также — выполнять многократные расчеты при различных исходных данных, что дает возможность выполнять оптимизацию реального технологического процесса.

Результаты расчетов и их обсуждение

В таблице представлены исходные данные для расчета параметров волочения исследуемой проволоки с обжатиями в диапазонах q = (22,7-25,4)%), вытяжками – $\mu = 1,341-1,293$ и количествами переходов – (7-12).

На основе данных о размерах исходной заготовки и готовой проволоки, а также количестве переходов 4-12, был выбран волочильный стан UDSATO 320 [2] с диаметром тягового барабана 300 мм, скоростью волочения на последнем переходе 20 м/с, значением кинематической вытяжки на всех переходах 1,22, мощностью привода 5,8 кВт и габаритными размерами 0,62·1,43·1,68.

$N_{\underline{0}}$	Параметр	Обозначение	Значение
1	Диаметр проволоки до волочения, мм	d_0	2,8
2	Диаметр проволоки после волочения, мм	d_k	1,0
3	Диапазон значений вытяжек	μ	1,293-1,341
4	Диапазон единичных обжатий, %	q	22,7–25,4
5	Кинематическая вытяжка	i	1,22
6	Коэффициент накопления	E	1,06
7	Содержание углерода в стали, %	С	0,7
8	Угол конусности волоки, ^о	α	12
9	Коэффициент трения	f_{mp}	0,07
10	Коэффициент т	m	0,8

Исходные данные для параметров волочения

Расчетные данные параметров волочения представлены на рис. 1–8.

Как следует из рис. 1–6 наибольшие единичные и суммарные обжатия, скорости волочения, временные сопротивления разрыву, на-

пряжения волочения и напряжения противонатяжений наблюдаются в волочильном стане с минимальным количеством переходов. При увеличении количества переходов значения вышеупомянутых параметров снижаются.

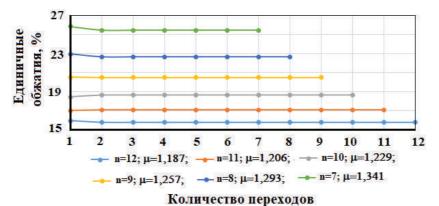


Рис. 1. Изменения единичных обжатий q проволоки в зависимости от количества переходов n и вытяжек μ

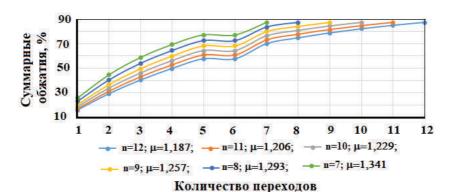


Рис. 2. Изменения суммарных обжатий проволоки в зависимости от количества переходов *n* и вытяжек µ

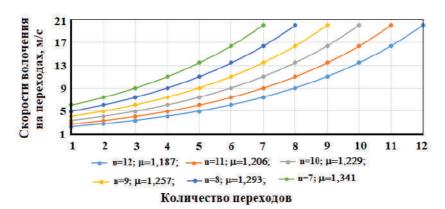


Рис. 3. Изменения скоростей волочения проволоки в зависимости от количества переходов n и вытяжек μ

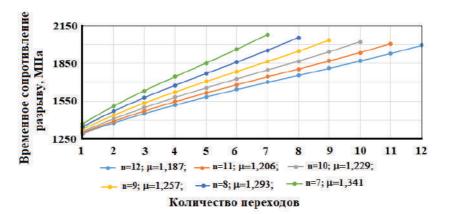


Рис. 4. Изменения временных сопротивлений разрыву проволоки в зависимости от количества переходов n и вытяжек μ

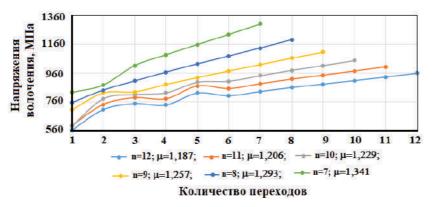


Рис. 5. Изменения напряжений волочения проволоки от количества переходов n и вытяжек μ

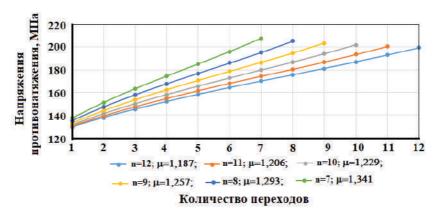


Рис. 6. Изменения напряжений противонатяжений проволоки от количества переходов n и вытяжек μ

На рис. 7 представлены значения коэффициентов запаса прочности проволоки в зависимости от количества переходов. Согласно работе [2], для проволоки диаметром 1,8–3,0 мм для волочения без скольжения с противонатяжением коэффициенты запасов прочности должны находиться в диапазоне 1,6–2,0. Сопоставляя эти значения с расчетными данными, представ-

ленными на рис. 7, можно заключить, что коэффициенты запаса прочности для всех исследуемых переходов соответствуют требованиям. Вместе с тем, для трех переходов 7–8–9 значения коэффициентов запаса прочности имеют наименьшие значения, а при количестве переходов 10–11–12 – наибольшие значения.

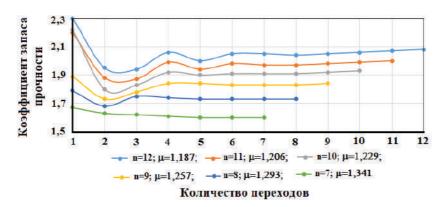


Рис. 7. Изменения коэффициентов запаса прочности от количества переходов n и вытяжек μ

На рис. 8 представлены значения температуры разогрева проволоки на выходе из волок в за-

висимости от количества переходов. Как следует из вышеупомянутого рисунка, только количество

переходов 10–11–12 обеспечивает температуру проволоки при выходе из волок не более 250 °C.

Количество переходов 7–8–9 способствует нагреву проволоки выше 250 °C, что недопустимо.

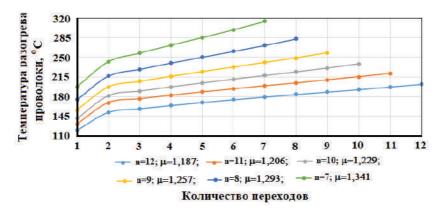


Рис. 8. Изменения температур разогрева проволоки на выходе из волок в зависимости от количества переходов n и вытяжек μ

На основании проведенных расчетов можно заключить, что количество переходов 7–8–9 при волочении проволоки из стали 70 с диаметра 2,8 мм на диаметр 1,0 мм является наихудшим и способствует не только недопустимо высокому (более 250 °C) перегреву проволоки при выходе из волок (см. рис. 8), но и имеет относительно невысокие коэффициенты запаса прочности (см. рис. 7).

Количество переходов 10–11–12 обеспечивает получение качественной заготовки. Вместе с тем, оптимальным количеством переходов из нижеперечисленных является 10, которое является минимальным и позволяет на всех этапах волочения не допустить нагрева проволоки выше 250 °С и получать требуемые значения коэффициентов запаса прочности. Одновременно, для количества переходов 10–11–12 напряжения противонатяжения и волочения, влияющие на коэффициент запаса прочности, отличаются незначительно.

Выводы

1. Использование математического пакета MathConnex (часть MathCad Pro) позволяет автоматизировать расчеты параметров волочения проволоки и на его основе оптимизировать количество переходов.

2. На основании проведенных расчетов можно констатировать, что оптимальным количеством переходов при волочении проволоки с размера 2,8 мм до 1,0 мм является 10, при котором проволока на выходе из волок не нагревается до температуры более 250 °C и имеет необходимые коэффициенты запаса прочности на переходах.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. *Бобарикин, Ю. Л.* Деформационный критерий оптимизации маршрутов волочения тонкой высокоуглеродистой проволоки / Ю. Л. Бобарикин [и др.] //Литье и металлургия. -2012. № 4(88). -C. 101–106.
- 2. Даненко, В. Ф. Проектирование маршрутов волочения стальной проволоки : учеб. пособие / В. Ф. Даненко / ВолгГТУ. Волгоград, 206.-92 с.
- 3. *Перлин, И. Л.* Теория волочения / И. Л. Перлин, М. 3. Ерманок. М. : Металлургия, 1971. 448 с.
- 4. *Бобарикин, Ю. Л.* Методика оценки качества проволоки / Ю. Л. Бобарикин, С. В. Авсейков, С. И. Прач // Сб. матер. ЗНТК молодых работников ОАО «БМЗ» «Металл-2012». Жлобин, 2011. С. 52–55.
- 5. *Крючков, О. Б.* Использование математического пакета MathConnex для теплотехнического расчета нагревательных печей / О. Б. Крючков, Н. И. Габельченко, П. И. Маленко, Л. Г. Саранин // Черные металлы. -2019. -№ 12. C. 52–60.

УДК 621.817

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-6-253-59-61

А. В. Попов, И. В. Нотов, А. А. Рожнов

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ НАПРЯЖЕНИЙ В ЭЛЕМЕНТАХ РАЗЛИЧНОГО КОНСТРУКТИВНОГО ИСПОЛНЕНИЯ ШАРНИРНОГО СОЕДИНЕНИЯ СФЕРИЧЕСКОГО МЕХАНИЗМА

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: apopov34@rambler.ru

Рассмотрены результаты моделирования напряженно-деформированного состояния различных конструктивных решений шарнира сферического преобразующего механизма для плавно регулируемых приводов. Приводятся сравнения нагруженности шарнира при использовании промежуточной втулки из различных материалов и без нее. Обоснованы рекомендации по проектированию такого элемента с учетом особенностей работы.

Ключевые слова: сферический механизм, бесступенчатый привод, шарнирное соединение.

A. V. Popov, I. V. Notov, A. A. Rozhnov

COMPARATIVE ANALYSIS OF STRESS DISTRIBUTION IN ELEMENTS OF DIFFERENT DESIGN OF HINGE JOINT OF SPHERICAL MECHANISM

Volgograd State Technical University

Results of simulation of stress-strain state of various design solutions of hinge of spherical converting mechanism for stepless drives are considered. Comparisons of hinge loading are given when using an intermediate bushing made of various materials and without it. Recommendations for designing such an element taking into account the peculiarities of the work are justified.

Keywords: spherical mechanism, stepless drive, hinged joint.

Современные регулируемые приводы для преобразования вращательного движения ведущего вала в колебательное движение ведомого звена основаны, главным образом, на плоских схемах механизмов. Большая часть из них представлены шарнирными четырех- и пятизвенными механизмами. Такие конструкции имеют повышенные габариты, сложны в изготовлении, регулировке и обладают внутренними дополнительными динамическими нагрузками. Последнее вызывает вибронагруженность привода при высоких скоростях движения звеньев, что требует усиления подшипниковых опор и предусматривает установку балансирных масс, что ведет к увеличению массогабаритных показателей машины в целом. В сферических механизмах, как известно, траектории движения звеньев расположены на концентрических сферах, что лишает их указанных недостатков. Кроме этого, конструктивные решения для них позволяют в ряде случаев использовать формы звеньев в виде колец различного диаметра, которые соединяются в определенном порядке диаметрально расположенными шарнирами.

Для реализации распространенных передаточных функций на основе сферических меха-

низмов авторами были разработаны схемы плавно регулируемых трансмиссий для маломощной техники [1, 2, 3]. В основе этих приводов использованы в качестве преобразователя движения сферические механизмы с двумя и тремя степенями свободы. В работах [4, 5] авторами, исходя из геометрических соотношений звеньев, были определены условия конструктивного исполнения основных схем компоновки сферических механизмов, а также проанализированы напряженно-деформированные состояния звеньев и составляющих элементов (в том числе шарнирных соединений). В результате анализа [6] распределения напряжений, во внутреннем кольце были выявлены завышенные их значения в местах соединения с ведущим валом. Это потребовало более детального рассмотрения вопроса повышения долговечности и обоснования выбора материалов и конструктивного решения этого соединения [7].

Для отдельного исследования нагруженного состояния шарнирного соединения ведущего вала сферического механизма была разработана и создана пространственная трехмерная виртуальная модель (рис. 1), на основе которой производилось моделирование напряженно-деформированного состояния элементов конструк-

[©] Попов А. В., Нотов И. В., Рожнов А. А., 2021.

ции, в частности ведущего вала 1, оси 2 и внутреннего кольца 3. Также разработанная модель позволяет рассматривать и сравнивать варианты конструктивного исполнения соединения (с установкой втулок 4 и без них) и варьировать характеристиками и сочетаниями материалов деталей.



Рис. 1. Пространственная модель внутреннего шарнирного соединения сферического механизма: I – ведущий вал; 2 – ось; 3 – внутреннее кольцо; 4 – втулки

В процессе исследования было выявлено, что наибольшие нагрузки воспринимает со

пряжениение оси 2 с ведущим валом I, в то время как сопряжение названной оси с внутренним кольцом 3 имеет относительно небольшие и мало изменяющиеся нагрузки в виду их малого угла относительного поворота за рабочий цикл.

На рис. 2, *а* изображен смоделированный вариант распределения внутренних напряжений элементов шарнирного соединения конструктивного исполнения без использования втулки. Как было ранее отмечено, между осью и ведущим валом наблюдаются близкие к критическим значениям напряжения.

С целью уменьшения трения и снижения вредных сопротивлений при взаимном провороте элементов шарнира на необходимый угол в соединение оси с ведущим валом добавлен промежуточный элемент – втулка. На рис. 2, б и в показаны результаты моделирование напряженнодеформированного состояния такого конструктивного решения. Следует заметить, что такое исполнение шарнирного соединения снижает концентрацию напряжений в теле ведущего вала.

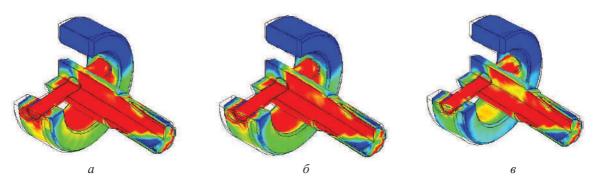


Рис. 2. Результаты моделирования напряженно-деформированного состояния внутреннего шарнира без втулки (a), с втулкой из латуни ЛЦ40С (δ) , с втулкой из полимерного пластика ZEDEX ZX-100K (s)

Оптимизация конструкции шарнирного соединения и выработка рекомендаций по проектированию сведена к выбору материала для втулки исходя из уменьшения локальных напряжений. Для этого проведен ряд моделирований нагружений с втулкой, выполненной из материалов с различными физико-механическими свойствами. Для сравнения приведены эпюры напряжений в соединении для вариантов, где втулка, выполнена из латуни ЛЦ40С с временным сопротивлением 215 MПа (рис. 2, δ) и из термопластичного материала на основе полиэтилентерефталата с антифрикционными свойствами ZEDEX ZX-100К с временным сопротивлением 125 МПа (рис. 2, в). Последний вариант при прочих равных условиях нагружения, с точки зрения уменьшения концентраций напряжений в зоне контакта оси с валом, оказался наиболее благоприятен (отмечено снижение на 20 %). Кроме этого, данный материал допускает увеличение максимальной скорости относительного перемещения между элементами шарнирного соединения (даже без смазочных материалов) до 200 м/мин, что положительно скажется на износостойкости такого соединения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Патент РФ на изобретение № 2586803, МПК F16H29/04. Импульсный вариатор / А. В. Попов ; Волг-ГТУ. 2016.
- 2. Патент РФ на изобретение № 2586430, МПК В60К17/34, В60К23/08. Привод колес транспортного средства с передним и задним ведущими мостами / А. В. Попов, И. В. Нотов ; ВолгГТУ. -2016.

ИЗВЕСТИЯ ВОЛГГТУ 61

- 3. Патент РФ на изобретение № 2652359, МПК В60К17/348 Транс-миссия двухосного полноприводного транспортного средства / А. В. Попов, А. А. Рожнов ; Волг-ГТУ. 2018.
- 4. Полов, А. В. Условия конструктивного исполнения и анализ напряженно-деформированного состояния звеньев сферического преобразующего механизма с тремя степенями свободы / А. В. Попов, И. В. Нотов // Известия ВолгГТУ: научны йжурнал № 4 (227) / ВолгтТУ. Волгоград, 2019. (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). С. 42–45.
- 5. Полов, А. В. Выбор конструкции и особенности напряженно-деформированного состояния шарнирных элементов преобразующего сферического механизма / А. В. Попов, И. В. Нотов // Известия ВолгГТУ: научный журнал № 10 (233) / ВолгГТУ. Волгоград, 2019. (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). С. 62—64.
- 6. Попов, А. В. Исследование распределения напряжений в шарнирном элементе ведущего кольца сферического преобразующего механизма / А. В. Попов, А. А. Рожнов, И. В. Нотов // Известия ВолгГТУ: научный журнал № 4 (239) / ВолгГТУ. Волгоград, 2020. (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). С. 28—30.
- 7. Попов, А. В. Обоснование конструктивного решения внутреннего шарнирного соединения сферического механизма на основе моделирования напряженно-деформированного состояния / А. В. Попов, А. А. Рожнов, И. В. Нотов // Жизненный цикл конструкционных материалов (от получения до утилизации): материалы X всерос. науч.-техн. конф. с междунар. участием (г. Иркутск, 22–24 октября 2020 г.) / под ред. С. А. Зайдеса; Иркутский национальный исследовательский технический ун-т. Иркутск, 2020. С. 50–53.

УДК 621.78

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-6-253-61-65

В. И. Проскуряков, И. В. Родионов

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ПОВЕРХНОСТИ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННОЙ ЛАЗЕРНЫМ ИМПУЛЬСНЫМ ЛЕГИРОВАНИЕМ В СЛОЕ ОБМАЗКИ*

Саратовский государственный технический университет им. Ю. А. Гагарина

e-mail: Prosku.94@mail.ru

В работе описано экспериментальное исследование лазерной импульсной модификации поверхности нержавеющей хромоникелевой стали аустенитного класса 12Х18Н10Т с предварительно нанесенной на нее графитовой обмазкой. Определялась микротвердость обработанной поверхности и ее зависимость от режимов лазерного излучения. Методом истирания исследовалось изменение износостойкости модифицированного слоя и возможность ее повышения. Для количественной оценки стойкости поверхности к изнашиванию проведен гравиметрический анализ образцов, подвергшихся шаровому истиранию, результаты которого полностью согласуются с проведенным расчетом безразмерного показателя износостойкости. Установлено, что на величину микротвердости в большей степени влияет напряжение импульсов. Так, наибольшие показатели микротвердости отмечены при обработке лазерными импульсами в диапазонах напряжений 250–280 В и 340–440 В и принимают значения 5–6 ГПа и 4–5 ГПа соответственно. Комплексное исследование устойчивости к истиранию, включающее расчет безразмерного показателя износостойкости и анализ потери массы стальных образов, в результате теста показало, что, в наибольшей степени эффект упрочнения поверхности характерен для образцов, подвергшихся обработке лазерными импульсами, сфокусированными в пятно диаметром 1 мм при напряжении импульса в диапазоне 300–400 В.

Ключевые слова: лазерное импульсное легирование, легирующая обмазка, нержавеющая сталь, микротвердость, износостойкость, гравиметрический анализ.

V. I. Proskuryakov, I. V. Rodionov

STUDY OF CHANGE IN WEAR RESISTANCE OF STAINLESS STEEL SURFACE OBTAINED BY LASER PULSE ALLOYING IN THE COATING LAYER

Yuri Gagarin Saratov state technical University, Russia, Saratov

The paper describes an experimental study of laser pulsed modification of the surface of stainless chromiumnickel steel of the austenitic class 12Cr18Ni10T with a graphite coating previously applied to it. The microhardness of the treated surface and its dependence on the modes of laser radiation were determined. The abrasion method was used to study the change in the wear resistance of the modified layer and the possibility of its increase. For a quantitative assessment of the surface resistance to wear, a gravimetric analysis of samples subjected to ball abrasion was carried out, the results of which are fully consistent with the calculation of the dimensionless wear resistance index. It was found that the value of the microhardness is largely influenced by the voltage of the pulses. Thus, the highest

[©] Проскуряков В. И., Родионов И. В., 2021.

^{*} Исследования выполнены в рамках гранта РФФИ (конкурс на лучшие проекты фундаментальных научных исследований, выполняемые молодыми учеными, обучающимися в аспирантуре – «Аспиранты»), проект № 19-33-90101.

microhardness indicators were observed during processing by laser pulses in the voltage ranges of 250-280 V and 340-440 V and take values of 5-6 GPa and 4-5 GPa, respectively. A comprehensive study of abrasion resistance, including the calculation of a dimensionless wear resistance index and an analysis of the weight loss of steel samples as a result of the test, showed that, to the greatest extent, the surface hardening effect is characteristic of samples subjected to treatment with laser pulses focused into a spot 1 mm in diameter at a pulse voltage of range 300-400 V. *Keywords*: laser pulsed alloying, alloying coating, stainless steel, microhardness, gravimetric analysis.

Повышение долговечности и эксплуатационной надежности механических узлов и ответственных деталей машин была и остается одной из актуальных проблем современного машиностроения. Особого внимания в данном вопросе заслуживают стальные изделия, работающие в условиях интенсивного гидро- и газоабразивного изнашивания, например, шнеки осадительных центрифуг, затворные элементы гидро- и газо- запорной регулирующей арматуры, лопатки газотурбинных двигателей и т. д. Зачастую вышеперечисленные детали и механизмы изготавливаются из нержавеющей стали и относятся к классу непрерывного действия, функционирующих под воздействием агрессивных сред с широким диапазоном размеров твердых частиц, воздействующих на них и приводящих к преждевременному изнашиванию [1–3].

В данном случае, основной потенциальной проблемой считается износ рабочей поверхности, решить которую можно за счет поверхностного упрочнения стальных изделий. Следует отметить, что традиционные методы термической закалки нержавеющей стали аустенитного класса в виду низкого содержания в ней углерода не достаточно эффективны [4].

Известно множество способов упрочнения и повышения износостойкости деталей из нержавеющей стали типа шнек или лопатки турбин, в основе которых лежат процессы наплавки или плазменного напыления. Однако проведение подобных технологических операций связано с высокой трудоемкостью, негативным воздействием на окружающую среду и необходимостью применения большого количества дополнительно расходуемых материалов и энергоресурсов, в ряде случаев требуется финишная токарная обработка уже модифицированной поверхности [5–7].

Сегодня наибольшую актуальность находят способы лазерного поверхностного упрочнения, а именно способы легирования поверхности в слое предварительно нанесенной обмазки. Это объясняется рядом преимуществ, среди которых особенно следует подчеркнуть возможность варьирования полученными свойствами в большом диапазоне за счет регулировки ха-

рактеристик лазерных импульсов, а также компонентного состава и способа нанесения обмазки. Также среди ярко выраженных достоинств данного способа упрочнения можно выделить локальность технологического воздействия и возможность обработки отдельных функциональных поверхностей конструкций с экономией общего времени технологической операции и расходуемых материалов [8–10].

В связи с этим были проведены экспериментальные исследования лазерной импульсной обработки нержавеющей стали с предварительно нанесенной на ее поверхность графитовой обмазкой. Цель исследований заключалась в установлении влияния режимов импульсного воздействия на микротвердость и износостойкость модифицированной поверхности.

В качестве исследуемого материала была взята нержавеющая сталь марки 12X18H10T. Образцы представляли квадратные пластины 10×10 и толщиной 3 мм. С целью повышения химической активности поверхности и наиболее эффективного удержания обмазки опытные образцы подвергались предварительной воздушно-абразивной обработке порошком электрокорунда дисперсностью 150–250 мкм при избыточном давлении воздуха 0,4–0,6 МПа. От технологических загрязнений образцы очищали с использованием ультразвуковой ванны «Кристалл-2.5» в водном растворе этилового спирта в течение 20 минут.

В качестве легирующей обмазки использовалась графитовая паста (ГОСТ 8295–73), которая наносилась на поверхность опытных образцов равномерным слоем толщиной 250±50 мкм.

Лазерную обработку проводили на автоматизированной установке для термофизической когерентной модификации поверхности LRS-50A при напряжении импульса 250, 300, 350, 400 и 450 В и длительности 0,5 мс. Луч фокусировался в пятно диаметром 0,5 и 1 мм на поверхности нанесенной обмазки. Обработка осуществлялась при частоте сканирования 20 Гц и коэффициенте перекрытия 0,2.

Микротвердость модифицированной поверхности определялась методом Виккерса с использованием микротвердомера «ПМТ-3М»

при нагрузке на индентор 0,9807 Н (ГОСТ9450-76). Статистическая обработка результатов измерения проводилась с использованием программного продукта «DataFit9».

Морфология модифицированной поверхности исследовалась методом оптической микроскопии с использованием микроскопа «Olympus BX51».

Определение износостойкости модифицированных поверхностей методом шарового истирания производилось на приборе «Calotest, CSM Instruments». Истирание проводилось путем контакта обработанной поверхности опытных образцов с вращающимся твердосплавным шариком диаметром 25 мм в течении 5 минут при частоте вращения шпинделя 400 об/мин. при наличии в тестовой зоне суспензии с алмазными частицами абразива размером 0,5-1 мкм.

Характеристикой износостойкости служил диаметр отпечатка, оставленного шариком в ходе истирания. Износостойкость рассчитывалась согласно известным рекомендациям Р 50-95-88 по определению износостойкости И и класса износостойкости КИ [11].

Для оценки потери массы образцов в результате истирания был проведен гравиметрический анализ методом количественного измерения с использованием многофункциональных весов марки МЛ В1Ж «Ньютон ЛС».

Согласно результатам измерения микротвердости было установлено, что при обработке лазерными импульсами в диапазоне напряжения лампы накачки 280-320 В значение микротвердости поверхности варьирует в диапазоне 3,5-4 ГПа. Максимальные показатели микротвердости были отмечены при обработке с заданными значениями напряжения 250 и 280 В и составляли 5 и 6 ГПа соответственно. Как показывают результаты измерения, варьирование диаметра фокусировки пятна от 0,5 мм до 1 мм на изменение исследуемых показателей существенно не влияет. Следует отметить, что микротвердость исходной поверхности нержавеющей стали составляет 170 HV или 1,5–1,6 ГПа.

По результатам измерений была построена эмпирическая модель зависимости микротвердости нержавеющей стали от параметров лазерной импульсной обработки (рис. 1).

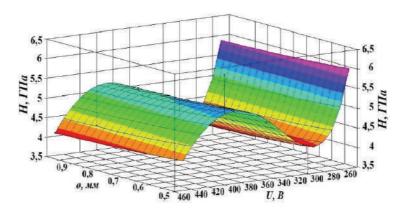


Рис. 1. Зависимость микротвердости стальных образцов от параметров лазерного импульсного воздействия

Построенная эмпирическая модель описывается регрессионным уравнением:

Построенная эмпирическая модель описывается регрессионным уравнением:
$$H = 101751, 5 + 0,17/x_1 + (-66341,1) \times ln(x_2) + 16167,162654437 \times ln(x_2)^2 + (-1744,7) \times ln(x_2)^3 + 70,32 \times ln(x_2)^4,$$

где x_1 – диаметр пятна излучения (\emptyset , мм); x_2 – напряжение (U, B).

При этом коэффициент множественной детерминации R^2 достигал ≈ 0.70 , т.е. полученная математическая модель на 70 % удовлетворяла экспериментальным данным.

Для изучения и оценки характера износа поверхности были подготовлены оптико-компьютерные микроизображения области съема поверхностного слоя в результате теста шаровым истиранием (рис. 2).

Результаты полученных в ходе теста отпечатков, расчетов безразмерных показателей износостойкости и определение класса и разрядности износостойкости представлены в таблице (табл. 1).

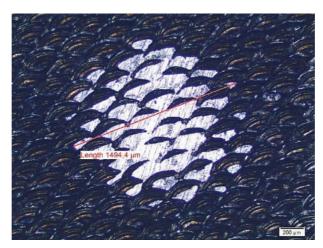


Рис. 2. Износ поверхности образца, прошедшего обработку при напряжении импульсов 450 В и диаметре пятна 0,5 мм

Таблица 1

Результаты исследования износостойкости

Режимы лазерной обработки		Диаметр отпечатка <i>D</i> на поверхности образца	Линейная величина износа	Износостойкость И	Класс / разрядность
Ø, MM	U, B	в результате теста, мкм	ΔH , mkm	FI	КИ
	250	1358,7	1,84	5,66775×10 ⁶	6/4
	300	1272,9	1,61	6,46066×10 ⁶	6/5
0,5	350	1200,3	1,44	7,2597×10 ⁶	6/5
	400	1117,9	1,24	8,37933×10 ⁶	6/5
	450	1494,4	2,23	4,68212×10 ⁶	6/4
1	250	1147,8	1,31	7,94652×10 ⁶	6/5
	300	1053,4	1,10	9,42937×10 ⁶	6/5
	350	937,9	8,78	1,190967×10 ⁷	7/1
	400	880,7	7,74	1,350305×10 ⁷	7/1
	450	887,1	7,87	1,329069×10 ⁷	7/1

Определение класса износостойкости позволяет косвенно определить жизненный цикл триботехнического изделия от проектирования до ремонта. Установленные классы износостойкости КИ 7-6 модифицированной поверхности можно сопоставить с такой изнашиваемой деталью, как тормозная колодка, трущаяся о тормозной барабан. Известно, что КИ 5/2 характерен для резцов (точения на токарном станке), изготовленных из минералокерамики ЦМ-332 или твердого сплава ВК-8, режущих Сталь 0 или Сталь углеродистую соответственно.

Дополнительно были проведены гравиметрические исследования тестируемых образцов с

целью определения потери массы в результате истирания и количественной оценки износостойкости (табл. 2).

Согласно результатам измерения износостойкости, наименьшие потери массы образцов 0,0028 и 0,0019 зафиксированы при режимах обработки $I_{-}400$ и $I_{-}450$ соответственно, где I_{-} диаметр сфокусированного в пятно лазерного импульса (мм), 400_{-} напряжение импульса (В). Наибольшее значение потери массы 0,0115 г характерно для образца $0,5_{-}450$. При указанном режиме наименьший показатель износостойкости коррелирует с микротвердостью, которая не превышает 4 ГПа.

ИЗВЕСТИЯ ВОЛГГТУ 65

Таблица 2 Результаты гравиметрического анализа опытных образцов после истирания

Режимы лазерной обработки		Масса образца, г			
Ø, MM	U, B	После лазерной обработки После истирания		Потеря массы	
	250	1,6427	1,6336	0,0091	
	300	2,2115	2,2030	0,0085	
0,5	350	1,8525	1,8444	0,0081	
	400	1,4966	1,4920	0,0046	
	450	3,5799	3,5684	0,0115	
1	250	2,7120	2,7070	0,0050	
	300	2,6404	2,6369	0,0035	
	350	3,3131	3,3103	0,0028	
	400	3,3131	3,3111	0,0019	
	450	2,8859	2,8836	0,0022	

Таким образом, исследования изменения механических характеристик поверхности показали, что метод лазерной импульсной обработки в слое графитовой обмазки приводит к повышению микротвердости и износостойкости нержавеющей стали. Упрочнение поверхности связано с диффузией в поверхностные слои содержащегося в графитовой обмазке углерода, способствующего образованию и развитию закалочных структур. К наиболее рациональным технологическим режимам лазерного упрочнения, рассматриваемым в работе, следует отнести режимы 1 400 и 1 450, обеспечивающие повышенные показатели микротвердости (~ 5 ГПа) и износостойкости поверхности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. *Круцило, В. Г.* Эксплуатационные испытания турбинных лопаток, упрочненных термопластическим методом / В. Г. Круцило, Н. Б. Кротинов // VESTNIK of Samara University. Aerospace and Mechanical Engineering. -2011. -№ 3–1 (27). -C. 380–383.
- 2. *Еремин, Е. Н.* Влияние карбида бора на свойства наплавленного металла на основе дисперсионно-твердеющей хромоникелевой стали / Е. Н. Еремин [и др.] // Омский научный вестник. $2017. N \cdot 4$ (154).
- 3. *Кравченко, И. Н.* Обоснование рациональных режимов нанесения плазменных покрытий на детали декантерных центрифуг перерабатывающих производств АПК /

- И. Н. Кравченко [и др.] // Ремонт. Восстановление. Модернизация. 2019. № 11. С. 43–48.
- 4. *Obeidi M. A.* et al. Laser surface texturing of stainless steel 316L cylindrical pins for interference fit applications // Journal of Materials Processing Technology. 2018. T. 252. C. 58-68.
- 5. Тарельник, В. Повышение экологической безопасности формирования износостойких покрытий на поверхностях деталей типа тел вращения из стали 12Х18Н10Т с применением комбинированной технологии на основе электроискрового легирования / В. Тарельник [и др.] // Электронная обработка материалов. 2020. Т. 56. № 5. С. 115–127.
- 6. *Pradhan K. K., Matawale C. R.* Heat treatment analysis of SS304 for gas turbine application // Materials Today: Proceedings. 2020. T. 33. C. 5734–5739.
- 7. Bogdanovich V. E., Giorbelidze M. G. Increment of steam turbine blades service life by means of erosion-resistant plasma coating deposition with meso-ordered structure // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. IOP Publishing. 2020. T. 986. No. 1. C. 012062.
- 8. *Murzin S. P.* et al. Improving tribological properties of stainless steel surfaces by femtosecond laser irradiation // Coatings. 2020. T. 10. No. 7. C. 606.
- 9. *Yamaguchi T., Hagino H.* Formation of a titanium-carbide-dispersed hard coating on austenitic stainless steel by laser alloying with a light-transmitting resin // Vacuum. 2018. T.155. C. 23-28.
- 10. F. Laroudie, C. Tassin, M. Pons Hardening of 316L stainless steel by laser surface alloying J. Mater. Sci., 30. 1995. C. 3652-3657.
- 11. Р 50-95-88 Рекомендации. Обеспечение износостойкости изделий. М.: Гос.комитет СССР по стандартам, 1989. 25 с.

УДК 622.23.05

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-6-253-66-70

А. М. Буров, Е. Ю. Козловцева, Аль Батхави Ахмед Али Кадом, А. Т. Мехтиев

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ КОНСТРУКЦИИ КИНЕМАТИЧЕСКИХ ПАР КРИВОШИПНО-КОРОМЫСЛОВОГО МЕХАНИЗМА ПРИВОДА СШНУ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: 20burov15@mail.ru

В работе показано, что одной из причин отказа СШНУ является износ соединений шатунов с кривошипом вследствие неравномерных нагрузок на шатуны, обусловленных неточностью изготовления элементов
кинематических пар, приводящих к упругой деформации и увеличению сил трения. Предложена замена соединений шатунов с кривошипом и траверсой на сферические подшипники скольжения, соответствующие
кинематическим парам IV класса, исключающие упругие деформации звеньев вследствие появления дополнительной степени свободы. Расчетами показано увеличение ресурса работы сферических подшипников
скольжения на 15-17%.

Ключевые слова: станок-качалка, кинематическая пара, сферический подшипник скольжения, подшипник качения, ресурс работы.

A. M. Burov, E. Yu. Kozlovtseva, Al Batkhavi Ahmed Ali Kadom, A. T. Mekhtiev

IMPROVING THE DESIGN OF KINEMATIC PAIRS OF CRANK-ROCKER DRIVE MECHANISM SSHNU

Volgograd State Technical University

It is shown that one of the reasons for the failure of the SSHNU is the wear of the connecting rods with the crank, due to uneven loads on the connecting rods, due to the inaccuracy of the manufacture of elements of kinematic pairs, leading to elastic deformation and an increase in friction forces. The replacement of connecting rods with a crank and a traverse with spherical plain bearings corresponding to kinematic pairs of class IV, which exclude elastic deformations of the links, due to the appearance of an additional degree of freedom, is proposed. Calculations show an increase in the service life of spherical plain bearings by 15-17%.

Keywords: rocking machine, kinematic pair, spherical bearing, bearing rolling, resource work.

В настоящее время, из всех современных способов добычи нефти в условиях мало- и средне дебитных скважин, способ добычи скважинными штанговыми насосными установками (СШНУ) является наиболее предпочтительным по следующим причинам: СШНУ является одним из самых эффективным оборудованием и, во-вторых, широкое распространение обусловлено их относительной простотой и удобством эксплуатации.

Однако применение этого оборудования ограничивается недостаточной надежностью его элементов [1, 2].

Цель работы. Анализ причин отказов СШНУ и определение путей усовершенствования конструкций для повышения надежности работы нефтедобывающего оборудования.

Колонна штанг – один из наиболее ответственных элементов установки, работающих в наиболее напряженных условиях. Прочность и долговечность штанг, как правило, обуславливает подачу всей установки, а также максимальную глубину спуска насоса. Обрыв штанг

вызывает простои и необходимость подземного ремонта. Разрушение колонны штанг происходит, как правило, либо при разрыве тела штанги, либо при разрушении резьбовых соединений вследствие истирания [1, 3, 5, 6].

Анализ основных причин отказов СШНУ [3], показывает, что 35 % выхода из строя оборудования приходится на обрыв и отворот штанг, 25 % — на отказ подземного комплекса оборудования, а именно насосов и клапанов, 20 % — отказ из-за геологических осложнений. Остальные отказы (около 20 %) относятся к отказам привода , надежная работа которого во многом зависит от работы кривошипно-коромыслового механизма (ККМ). При этом из-за отказа ККМ привода, может также произойти разрушение и обрыв штанг, поломка осейтраверсы и пальцев кривошипа.

Это объясняется тем, что данные элементы СШНУ, в том числе и ККМ, работают в условиях воздействия на него различных нагрузок, к примеру: растягивающих и сжимающих, изгибающих, крутящих [4], а также нагрузок от

[©] Буров А. М., Козловцева Е. Ю., Аль Батхави Ахмед Али Кадом, Мехтиев А. Т., 2021.

вибрации $P_{\text{вибр}}$, трения $P_{\text{трен}}$ и действия сил инерции $P_{\text{инер}}$ [5].

Опираясь на выше изложенное, можно сделать вывод, что повышение надежности кривошипно-коромыслового механизма СШНУ, является актуальной задачей.

В работе выполнен структурный и кинематический анализ кривошипно-коромыслового механизма и определены причины динамических погрешностей. Одной из причин возникновения погрешностей является общая накопленная погрешность механической обработки деталей звеньев ККМ [7].

Кинематическая схема пространственного шестизвенного кривошипно-коромыслового механизма станка качалки модели СК8-3,5-4000 изображена на рис. 1 и состоит из сдвоенного кривошипа I, двух шатунов 2 и 3, траверсы 4 и балансира 5.

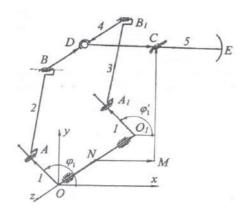


Рис. 1. Кинематическая схема станка качалки

Шатуны соединены с кривошипом и траверсой кинематическими вращательными парами V класса (шарниры- A, B, A_1 , B_1). Балансир с траверсой соединен сферической парой - D, III класса, а со стойкой – вращательной парой V класса (шарнир- C). Исследуемый механизм является пространственным. Степень подвижности механизма W=1. Исследуем данную замкнутую кинематическую цепь на наличие избыточных связей- q. Какие именно связи избыточные указать трудно, их можно только подсчитать:

$$q = W-6n + 5p_5 + 4p_4 + 3p_3 + 2p_2 + p_1 =$$

$$= 1-6\cdot 5 + 5\cdot 6 + 3\cdot 1 = 4, \quad (1)$$

где n — число подвижных звеньев в механизме; p_1 ..., p_5 — число кинематических пар соответственно 1-го, 2-го, 3-го, 4-го и 5-го классов.

Расчет показал, что в конструкции рычажного механизма станка-качалки присутствуют

четыре избыточных связи. Наличие избыточных связей в механизме требует повышенной точности изготовления элементов кинематических пар для устранения дополнительных нагрузок на звенья механизма вследствие их деформации. Условием оптимальной нагрузки на звенья данного исполнительного механизма есть параллельное положение шатунов 2, 3 и веток кривошипа ОА и ОА₁. В процессе работы механизма из-за неточности обработки элементов кинематических пар, возникают деформации, порождающие дополнительные нагрузки на звенья, увеличивая силы трения в кинематических парах.

Положение звеньев в пространстве в каждый определенный момент времени, определяются углами α_i , β_i , γ_i , которые образуются, соответственно, с осями координат X, Y, Z,, а положение веток кривошипа определяют углы ϕ_1 и ϕ_1^{-1} . Соответственно, по разнице между углами $\Delta\beta_{2,3} = \beta_2 - \beta_3$ можно говорить о параллельности шатунов в плоскости ХОУ. По данным работы [7], в один и тот же период времени шатун 3 отстает в перемещении от шатуна 2 $(\beta_2 \ge \beta_3)$, а в другой опережает $(\beta_2 \le \beta_3)$. При этом максимальный угол между шатунами, по данным исследования, достигает $\Delta\beta_2 = 1,435^{\circ}$. В соответствии с кинематической схемой (см. рис. 1) шатуны крепятся к траверсе цилиндрическими шарнирами B и B_I . Эти шарниры исключают вращение шатунов вокруг оси траверсы. Если принять во внимание, что жесткость траверсы на кручение значительно превышает жесткость шатуна на изгиб, можно сделать вывод, что шатуны смещаются в вертикальной плоскости ХОУ за счет упругой деформации.

Если рассматривать положение траверсы относительно оси Z при отсутствии динамических погрешностей — траверса перемещается параллельно оси Z, но при появлении динамической погрешности $\Delta \phi_i$, отклонение траверсы от оси Z в горизонтальной плоскости вызывает закручивание шатунов вокруг своей оси [7], достигая при этом 2° . Отклонения шатунов в вертикальной плоскости YOZ, по данным [7] составляют $0,015^\circ$, а это говорит о незначительных усилиях действующих в этой плоскости.

Таким образом необходимо учитывать дополнительную нагрузку возникающую от упругих деформаций шатунов в данном рычажном механизме с избыточными связями в плоскостях *XOY* и *XOZ*. Устранение избыточных связей позволит уменьшить нагрузку на звенья механизма, тем самым повысится надежность работы и увеличится межремонтный срок обслуживания.

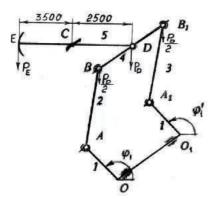


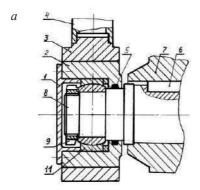
Рис. 2. Кинематическая схема станка-качалки без избыточных связей

На рис. 2 предложена кинематическая схема СШНУ модели СК8-3,5-4000, выполненная без

избыточных связей. В механизме без избыточных связей (рис. 2) предлагается вращательные пары- A, A1 и B и B1 заменить сферическим с пальцем — IV класса. Степень свободы по формуле Сомова- Малышева:

W=6
$$n$$
 - 5 p_5 -4 p_4 - 3 p_3 - 2 p_2 - p_1 =
$$6 \cdot 5 - 5 \cdot 2 - 4 \cdot 4 - 3 \cdot I = 1 \qquad (2)$$

В соответствие с кинематической схемой станка- качалки без избыточных связей, разработана конструкция узлов соединений шатунов (звенья 2 и 3, рис. 2) с кривошипом (ведущее звено 1) и с траверсой (звено 4) посредством прецизионных сферических подшипников скольжения, соответствующих кинематическим парам IV класса. На рис. 3. предлагаются конструкция типового (a) соединение кривошипа с шатуном и усовершенствованная конструкция (6) без избыточных связей.



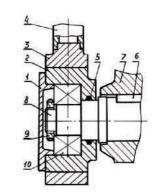
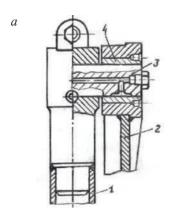


Рис. 3. Схема узла соединения кривошипа с шатуном:

a — типовая конструкция соединения; δ — усовершенствованная конструкция соединения. l — крышка подшипника; 2 — корпус нижней головки шатуна; 3 — башмак шатуна; 4 — тело шатуна; 5 — войлочное уплотнение; 6 — шпоночное соединение; 7 — кривошип; 8 — палец кривошипа (нижней головки шатуна): 9 — контргайка; 10 — подшипник качения; 11 — сферический подшипник скольжения

Соответственно на рис. 4 предлагаются конструкция узла типового соединение (а) шатуна с

траверсой и усовершенствованная конструкция узла соединения (δ) без избыточных связей.



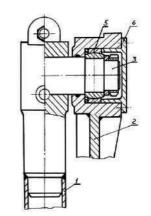


Рис. 4. Схема узла соединения шатуна с траверсой: a – типовая конструкция соединения; δ – усовершенствованная конструкция соединения; l – шатун; l – траверса; d – ось шатуна; d – втулка; d – сферический подшипник скольжения; d – крышка подшипника

б

На станке качалке модели СК8-3,5-4000 осуществляется замена подшипников качения 3615 по ГОСТ 5721-75 с диаметром внутреннего кольца 75 мм, стоимостью -6300 рублей, воспринимающих осевую нагрузку, на сферический подшипник скольжения серии GE...EW-2RS Тип Е с внутренним диаметром 80 мм, стоимостью -3200 рублей, воспринимающий радиальную и осевую нагрузку [11]. В работе проведен сравнительный расчет на долговечность подшипников двух данных типов

Ресурс работы подшипника качения 3615 по ГОСТ 5721-75 в часах рассчитывается как-

$$L = \frac{10^6}{60 \cdot n} \cdot \left(\frac{C}{P}\right)^{3,33}$$
 (часов), где С- динамиче-

ская грузоподъемность, (C=300KH), n- частота вращения кольца, (n=20 об/мин), Р- эквивалентная динамическая нагрузка на один подшипник (Н) (см. рис. 2),

$$P = P_D = P_E \frac{EC}{2 \cdot CD} = \frac{80000 \cdot 3500}{2 \cdot 2500} = 56000$$
 (3)

$$P = P_D = P_E \frac{EC}{2 \cdot CD} = \frac{80000 \cdot 3500}{2 \cdot 2500} = 56000$$
 (3)
$$L = \frac{10^6}{60 \cdot 20} \cdot \left(\frac{300000}{56000}\right)^{3,33} \approx 222900$$
 (4)

Для нормальной работы сферических подшипников скольжения необходимо, среднее давление- р на сферическую цапфу и скорость скольжения- у удовлетворяло двум критериям и не превышали допустимых величин [12], $p \le \lceil p \rceil$ и $pv \le \lceil pv \rceil$. Для сферических подшипников $[p]=100 \text{ H/мм}^2$, $[pv]=400 \text{ (H/мм}^2)$ (мм/с). Для нашего случая рабочее давление в подшипнике скольжения рассчитаем согласно методике [11], по формуле:

$$p=300 \cdot P_I/C_I, \tag{5}$$

где C_I — динамическая грузоподъемность для сферического подшипника скольжения серии GE...EW-2RS Тип Е с внутренним диаметром 80 MM, $(C_1=1125 \text{ KH})$.

 P_{1} — эквивалентная динамическая нагрузка, рассчитывается по формуле:

$$P_{l} = F_{r} + Y \cdot F_{a}, \tag{6}$$

где F_r и F_a – радиальная и осевая нагрузка на подшипник скольжения соответственно, $F_a=0.1F_r=P=56000$ (H), Y=0.8, $F_a=0.1$ $F_r=0.1$ = 5600(H). Тогда $P_1 = 56000 + 0.8.5600 = 60800$ (H) [11,12].

Среднее давление - $p=300.60800/1125000 \approx$ $16,2 < 100 (H/MM^2)$. Первое условие работоспособности выполняется.- $p \le [p]$.

Для определения второго критерия рассчитаем скорость подшипника, согласно методике [11], по формуле: - $v=2.91\cdot 10^{-4}\cdot d_k\cdot \beta\cdot f$, где d_k диаметр сферы скольжения, $d_k = 105$ мм, β - половина угла поворота подшипника, $\beta = 180^{\circ}$, fчастота вращения подшипника, f=20 (1/c). Скорость скольжения- $v=2,91\cdot10^{-4}\cdot105\cdot180\cdot20=$ $= 5.18 \text{ (MM/c}^2), pv=16.2.5, 18\approx 83.9 \leq 400 \text{ (H/MM}^2)$

Расчеты показывают, что допустимо применение сферических подшипников скольжения вместо подшипников качения.

Ресурс работы подшипника скольжения серии GE...EW-2RS Тип Е с внутренним диамет-80 мм рассчитаем [11] по формуле- $G=b_1\cdot b_2\cdot b_3\cdot b_3\cdot b_4\cdot \dfrac{3}{D_a\cdot \beta}\cdot \dfrac{C_1}{P_1}\cdot 10^8\,,$ где b_l -коэффи-

циент направления нагрузки (b_1 =5), b_2 - коэффициент учета смазки, $(b_2=1)$, b_3 - температурный коэффициент, $(b_3=1)$, b_4 - размерный коэффициент, $(b_4=2,25)$, b_5 - коэффициент учета свойств материала, $(b_5=2,4)$, β - угол поворота, для вращательного движения принимается β =90°. Тогда ресурс работы равен:

$$G=5\cdot1\cdot1\cdot2,25\cdot2.4\cdot\frac{3\cdot1125000}{105\cdot90\cdot60800}\cdot10^{8}\approx$$

$$\approx 260900 \text{ (yacob)} \tag{7}$$

Таким образом, можно сделать следующие выводы:

- 1. Расчетный ресурс работы сферического подшипника скольжения GE...EW-2RS Тип E на 15...17 % превышает ресурс работы подшипника качения 3615 по ГОСТ 5721-75.
- 2. Применение сферических подшипников скольжения позволяет исключить смещение шатунов в плоскости XOY и закручивание вокруг своей оси (см. рис.1) при проявлении динамических погрешностей траверсы, в результате снижаются нагрузки и износ пальца кривошипа и оси траверсы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Абрашин, А. А. Обрывы насосных штанг и пути их уменьшения / А. А. Абрашин, Е. И. Гординский, Х. Г. Давлетшин, В. А. Мордвинов, А. Х. Шарипов. - Нефтепромысловое дело, 1970. – No 12. – С. 23–25.
- 2. Смирнов, Я. Л. Условия обрывов штанговой колонны при эксплуатации скважин Удмуртии / Я. Л. Смирнов, И. Н. Головин, О. Ф. Лезов, К. Г. Тухватуллин, С. Р. Петросян. – Нефтепромысловое дело, 1977. – 3. – С. 20–23.
- 3. Давлетиин, Х. Г. Исследование влияния изгиба штанг на частоту их обрывов / Х. Г. Давлетшин, А. А. Абрашин. – Нефтепромысловое дело, 1972. – 10. – С. 26–28.

- 4. *Ишмурзин, А. А.* Напряжения и деформации штанговой колонны в пространственно искривленной скважине / А. А. Ишмурзин. Нефтегазовое дело. № 1. 2006. С. 65—72.
- 5. *Ивановский, В. Н.* Почему рвутся штанговые колонны? / В. Н. Ивановский, А. А. Сабиров, В. С. Каштанов, Ю. А. Донской, А. В. Маляревский. Территория Нефтегаз. № 3. Март 2007. С. 34–37.
- 6. Пчелинцев, Ю. В. Нормативная долговечность работы штанг в наклонно направленных скважинах / Ю. В. Пчелинцев. М.: ОАО«ВНИИОЭНГ», 1997. 88 с.
- 7. *Попович, В. Я.* Совершенствование конструкции рычажного механизма привода станка-качалки / В. Я. Попович, В. М. Сенчишак, В. Р. Харун // Механика машин, механизмов и материалов. 2015. № 3(32). С. 37–41.
- 8. Зиновьев, В. Я. Пространственные механизмы с низшими парами / В. Я. Зиновьев // Кинематический анализ и синтез. М. : Издат. технико-теоретич. лит-ры, 1952.-43 с.
- 9. *Чичеров, Л. Г.* Расчет и конструирование нефтепромыслового оборудования / Л. Г. Чичеров, Г. В. Молчанов, А. М. Рабинович. М. : Недра, 1987. 422 с.
- 10. Молчанов, А. Γ . Нефтепромысловые машины и механизмы / А. Γ . Молчанов, В. Л. Чичеров. М. : Недра, 1983. 308 с.
- 11. Сферические подшипники скольжения и шарнирные головки для тяжелых условий работы / Каталог- ТНК Практическая механика. 2015. 28 с.
- 12. *Ковалев, Н. А.* Прикладная механика: учеб. для вузов / Н. А. Ковалев. М.: Высшая школа, 2000. 400 с.

ВОПРОСЫ, МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И ЛИТЬЯ

УДК 669.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-6-253-71-78

А. А. Барон, Л. В. Палаткина, С. В. Палаткин

РЕЗУЛЬТАТЫ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ДЕФЕКТОВ УСАДОЧНОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ В ОБЪЕМЕ СТАНДАРТНОЙ ЛИТОЙ ПРОБЫ СЕРОГО ЧУГУНА

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: a baron@mail.ru, lv.palatkina@yandex.ru

Для чугунов марок СЧ 15 и СЧ 20 с помощью системы компьютерного моделирования литейных процессов в среде программного комплекса LVMFlow рассмотрена возможность прогнозирования дефектов усадочного происхождения при получении стандартной литой пробы, определяющей марку и качество заливаемых одновременно с ней отливок ответственного назначения.

Ключевые слова: серый чугун, усадка, пористость, компьютерное моделирование.

A. A. Baron, L. V. Palatkina, S. V. Palatkin

RESULTS OF SHRINKAGE ORIGIN DEFECTS DISTRIBUTION COMPUTER SIMULATION IN STANDARD CAST SAMPLE VOLUME OF GREY CAST IRON

Volgograd State Technical University

For cast iron grades SCH 15 and SCH 20, using the computer modeling system of casting processes in the environment of the LVMFlow software package, the possibility of predicting defects of shrinkage origin when obtaining a standard cast sample that determines the grade and quality of the castings of responsible purpose poured simultaneously with it is considered

Keywords: grey cast iron, shrinkage, porosity, computer simulation.

Результаты, представленные в данной работе, являются продолжением ранее опубликованного нашего исследования [1], впервые показавшего возможность использования среды программного комплекса LVMFlow для компьютерного моделирования процессов заливки и затвердевания стандартной литой пробы серого чугуна изготовленной в соответствии с ГОСТ 16818–85 [2].

В указанной работе [1] подтверждены и визуализированы посредством компьютерного моделирования дефекты усадочного происхождения и рассредоточенная по объему пористость, обнаруженные ранее при проведении фрактографических и металлографических исследований в зоне разрушения стандартных разрывных образцов.

Дальнейший анализ основывался на том, что в условиях чугунолитейного цеха, для наиболее широко распространенных низкопрочных марок чугуна СЧ 15 и СЧ 20, существует проблема в получении бездефектной литой пробы определяющей марку и качество заливаемых одновременно с ней отливок. Для снижения проявления усадочных явлений и обеспечения качества, (при условии отсутствия возможности внести конструктивные изменения в форму литой пробы или скорректировать химический состав чугунов, выплавляемых в рамках руководящего документа ГОСТ 1412-85 [3]), литейщики используют коррекцию параметров технологии заливки расплава (скорости и/или температуры), нередко действуя интуитивно, опытным путем и не всегда удачно. В связи с этим, цель работы заключалась в исследовании возможности получения чугунной стандартной литой пробы без дефектов усадочного происхождения (в зоне предполагаемого разрушения образцов при испытании на разрыв)

 $^{{\}Bbb C}$ Барон А. А., Палаткина Л. В., Палаткин С. В., 2021.

путем корректировки массового расхода потока расплава при заливке из литейного ковша при постоянной температуре расплава.

3D-модель литой пробы [1] была создана в программном комплексе Solid Works по размерам чертежа песчаной формы для получения заготовок стандартных разрывных образцов ГОСТ 16818–85 [2]. Для спроектированной модели литой пробы в среде программного комплекса системы моделирования LVMFlow (программа предоставлена ЗАО НПО «МКМ», № версии 4.4r6 Тіте, № лицензии Т0027) создавалась задача на основе следующих исходных данных.

- 1. Точность моделирования определялась параметрами сеточной модели (на основе метода контрольных объемов [4]) путем выбора числа ячеек от 0,5 до 4,0. Параметры расчетного бокса устанавливали посредством выбора размера расчетной области и положения отливки.
- 2. Моделирование осуществлялось для серых чугунов с пластинчатым графитом (табл.), выплавленных по штатной технологии в производственных условиях литейного цеха, а также для химических составов, соответствующих требованиям ГОСТ 1412–85 [3].

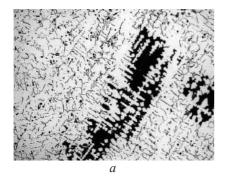
()cuadulie nauulie a caminauiiugy i	илгуна использованных для моделирования
Ochobildic gamildic o komnoshquaa	iyi yua ncuolibbobaniibix glin mogclinpobaninn

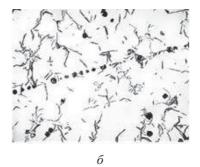
Марка	Предел прочности σ_{B} , МПа	Твердость по Бринеллю НВ	Содержание основных элементов, % масс				Наличие дефектов усадочного происхождения		
			С	Si	Mn	P	S	раковины	пористость
СЧ15*	160	179	3,62	1,55	0,89	0,09	0,12	-	+
СЧ15*	155	217	3,37	1,75	0,43	0,05	0,13	+	+
СЧ15**	150	210	3,50	2,00	0,50	0,20	0,15	-	-
СЧ15**	150	210	3,70	2,40	0,80	0,20	0,15	-	-
СЧ20*	200	202	3,18	1,51	0,78	0,05	0,05	-	+
СЧ20*	200	217	3,52	2,24	0,79	0,05	0,14	+	+
СЧ20**	200	230	3,30	1,40	0,70	0,20	0,15	-	-
СЧ20**	200	230	3,50	2,40	1,00	0,20	0,15	-	-

^{*} выплавлены по штатной технологии в производственных условиях литейного цеха в соответствии с [2, 3]

Для качественной оценки чугунов на наличие в объеме дефектов усадочного происхождения (рис. 1), использовали шлифы, изготов-

ленные из материала стандартных разрывных образцов, прошедших испытания на разрыв.





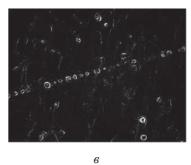


Рис. 1. Дефекты усадочного происхождения в зоне разрушения стандартного разрывного образца: a – раковина и пористость, x80; строчки пор, x 110 (δ – светлое поле; δ – темное поле)

Однако исследования в сечении, нормальном поверхности излома, оказались недостаточно информативными, в связи с невозможностью получения данных о степени поражения объемов материала во всей зоне предполагаемого разрушения образца. После испытаний каждую часть разрушенного образца укорачивали до 8–10 мм, со стороны поверхности разрушения, предохраняя излом от повреждения. Затем поверхность изломов покрывали циакри-

^{**}нижний и верхний пределы содержания основных элементов по ГОСТ 1412-85 [3]

новым клеем и, совмещая по рискам, нанесенным до испытания, соединяли обе части; готовили шлифы в нескольких сечениях образца,

полученных при последовательной сошлифовке параллельно его оси (рис. 2).

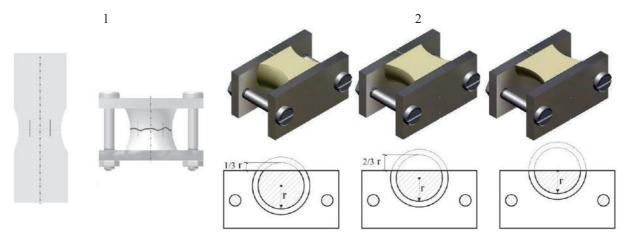


Рис. 2. Этапы подготовки к исследованию [5]: 1 – нанесение рисок до испытания и состыковка разрушенных фрагментов; 2 – последовательная сошлифовка

В каждом сечении проводился количественный металлографический анализ с целью определения площади поражения объема металла образцов пористостью (микропористостью) и усадочными раковинами (результаты см. в табл.). Оценку проводили на микроскопе МЕТАМ ЛВ-41 при увеличении 70 и 100 крат в светлом и темном поле (рис. 1). Исследование микропористости (как неплоскостного объекта) по методу темного поля позволило более точно идентифицировать данный дефект в случае, когда поры имели малый размер. Средняя пористость составляла около 4-6 %, достигая в случае концентрации ее вблизи теплового центра отливки (осевая зона образцов) максимальных значений 13-16 %. В 2-х (из 4-х) исследованных композициях чугуна была обнаружена концентрированная усадочная раковина в металле осевой части зоны разрушения.

3. Моделирование осуществлялось для песчаной формы, с начальной температурой 20 °C и заливкой из литейного ковша. Температура расплава (1400 °C) выбиралась исходя из стандартных условий, используемых при разливке тонкостенных чугунных отливок [6]. Средний

массовый расход расплава выбирался в интервале от минимально до максимально возможного (обусловленного массой отливки (7 кг) и способом ее заливки) соответственно 1, 2, 3, 4, 5 и 6 кг/с. В программном комплексе при моделировании он задавался в исходных параметрах моделирования. Литниковая точка задавалась вручную на верхнем срезе литниковой чаши в соответствии с ее центром масс.

4. При моделировании в программе LVMFlow в режиме отображения 3D оценивали характер наполнения формы, изменение температуры при затвердевании и последующем охлаждении, а также объем поражения усадочными дефектами тела отливки.

На рис. 3 по данным компьютерного моделирования представлены этапы последовательного заполнения объема формы расплавом. Для всех моделируемых значений массового расхода расплава, начиная с первых моментов заливки формы и до ее полного заполнения, наблюдается идентичная зависимость: практически одновременно начинают заполняться заготовки для всех образцов, при этом расплав поднимается сравнительно медленно и спокойно.

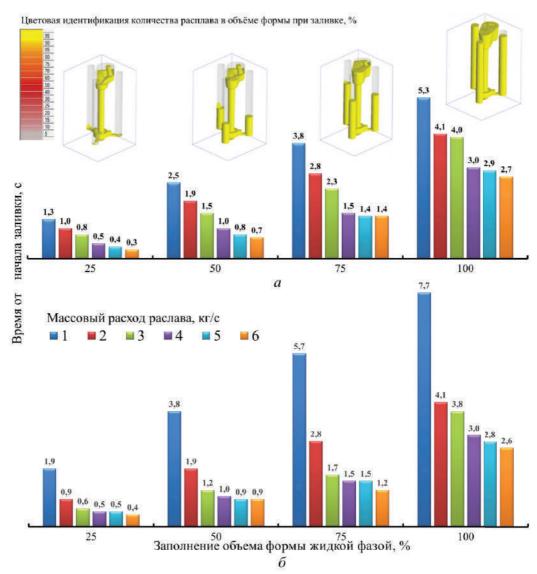


Рис. 3. Характерные этапы последовательного заполнения формы жидкой фазой и соответствующие им средние значения времени от начала заливки (при различных значениях массового расхода расплава) для чугунов: a –марки СЧ15; δ – марки СЧ20

Такой характер заполнения формы и отсутствие влияния на него массового расхода расплава обусловлен сифонным методом заливки формы, который обеспечивает (в момент удара струи о дно литникового хода) снижение скорости течения расплава и последующий его равномерный подъем в каждом из образцов. Однако следует отметить, что с увеличением массового расхода расплава в 5-6 раз, среднее время заполнения формы снижается в 1,7–2,1 раза, при этом с увеличением массового расхода расплава от 1 до 2 кг/с наблюдается максимальная разница в значениях времени заполнения формы. Последнее связывали с плохой организация падающей струи металла в литниковом ходе (что проявлялось в виде нарушения ее сплошности и структуры потока) и потерей

части перегрева расплава при заполнении литниковой чаши, ведущей к сильному охлаждению металла и снижению его жидкотекучести. При анализе гидравлических потоков в полностью заполненной форме показано, что жидкая фаза перемещается в объеме заготовок образцов без значительных завихрений и перемешиваний, по режиму, приближенному к ламинарному [1]. Для всех заготовок образцов (и различных значений массового расхода расплава при заполнении формы) наблюдаются схожие распределения потоков скоростей от 2,8-1,1 см/с в нижней части до 0,5-0,2 см/с у зеркала металла, что также объясняется сифонным методом заливки формы и находит отражение в последующих этапах затвердевания формы (рис. 4).

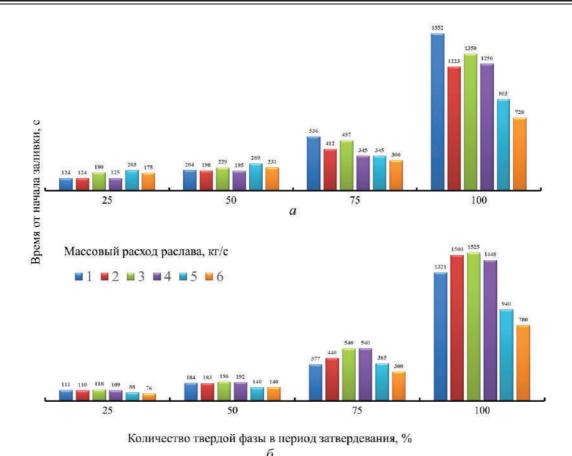


Рис. 4. Характерный (для различных значений массового расхода расплава) вид изменения прироста твердой фазы и соответствующие им средние значения времени от начала заливки для чугунов: $a-\text{марки CЧ15}; \delta-\text{марки CЧ20}$

Практически вне зависимости от различных значений массового расхода расплава после 100 % заполнения формы, интенсивный теплоотвод со стороны зеркала металла (поверхность залитых образцов, которая контактирует с окружающей средой), обеспечивает в этом месте наибольшую скорость кристаллизации и образование первых объемов твердой фазы (этап 1 на рис. 5). Этап 1, а наблюдается как частный случай при моделировании заливки формы с массовым расходом расплава при 1 кг/с и характеризуется тем, что первые объемы твердой фазы наблюдаются в нижней части формы. Это приводит к перекрытию каналов и прекращению подпитки образцов жидким расплавом. На этапе 2 рост твердой фазы протекает и в верхней и в нижней части формы, а дальнейшее затвердевание образцов (этапы 3, 4 и 5) имеет последовательный характер. Последние объемы жидкой фазы для образцов наблюдаются в их осевой зоне, которая и будет участвовать в сопротивлении растяжению при их испытаниях на разрыв.

На этапах 6 и 7 происходит кристаллизация последних порций расплава в объеме литнико-

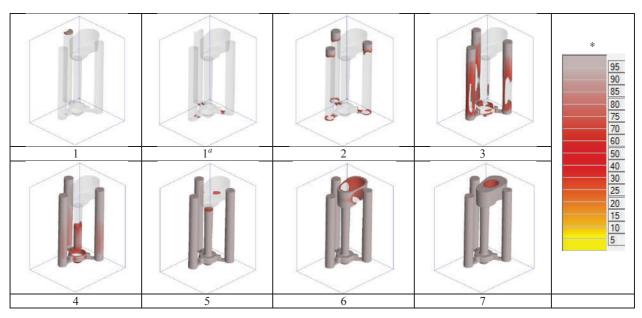
вой чаши (объемом 3 кг), что соответствует периоду затвердевания формы на этапе от 75 до 100 % (рис. 4) и поясняет резкий скачок значений времени затвердевания во всех моделируемых интервалах.

В качестве одной из вероятных причин такого странного на первый взгляд результата – практически двукратного увеличения общего времени затвердевания отливок (75 и 100 % твердой фазы на рис. 4), залитых с большим значением величины массового расхода расплава – следует назвать влияние продолжительности течения расплава при заполнении формы [6, 7, 8] и изменение (с увеличением времени заполнения формы) охлаждающей способности сырой песчано-глинистой смеси [8, 9, 10], так как по мере прогрева формы скорость поглощения ею тепла быстро уменьшается.

После охлаждения формы до температуры выбивки 660–600 °С программный комплекс произвел расчет в блоке «усадка» распределения 2D-дефектов в объеме образцов и критерия Ниямы. Визуализация усадочных дефектов в 3D прозрачной модели формы для чугунов

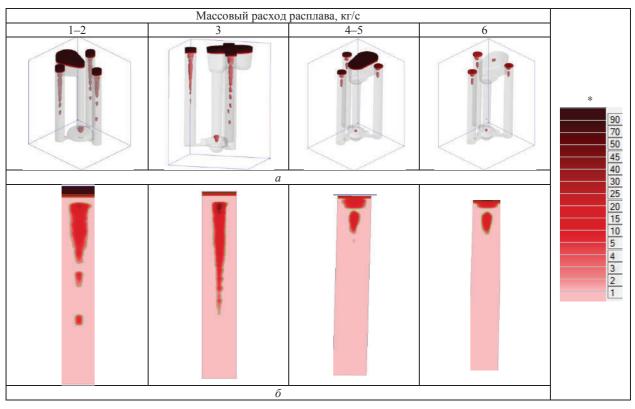
марок СЧ15 и СЧ20 при прочих равных условиях (рис. 6 и 7) показала, что с увеличением массового расхода расплава начиная с 4 кг/с и выше, можно ожидать отсутствия поражения

осевых зон (в районе предполагаемой зоны разрушения при испытании на разрыв, см. продольное сечение рис. 6) усадочными раковинами.



^{* –} цветовая идентификация объема твердой фазы при затвердевании, %

Рис. 5. Характерные этапы последовательного роста твердой фазы при кристаллизации (моделирование в режиме отображения «прозрачная модель»)

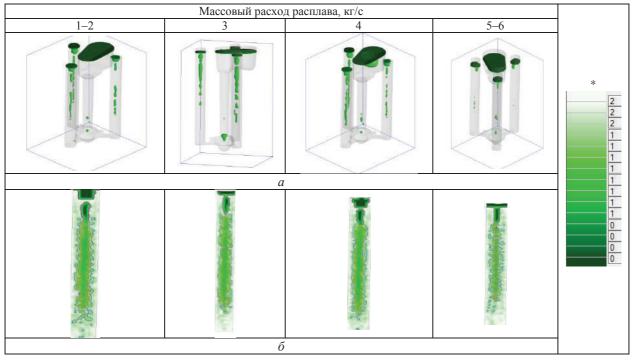


^{*} – усадка, %

Рис. 6. Визуализация распределения усадки в литой пробе: a-3D-вид прозрачной модели формы; $\delta-$ продольное сечение образца II (см. схему 3D-модели литой пробы [1])

При этом распределение критерия Ниямы (характеризующего, без количественной оценки, вероятность появления усадочной микропористости [11, 12] и указывающего только на ее качественное распределение) для всех моделированных композиций показало, что степень пораженности порами достаточно велика и максимально концентрируется в зонах, прилегающих к объему, пораженному усадочными раковина-

ми. Однако, в случаях моделирования с массовым расходом расплава 5 и 6 кг/с распределение пористости приобретает более сконцентрированный характер по сечению образца, увеличивая объемы здорового металла. Р. А. Раддл и И. Б. Куманин [7, 13] отмечают большое число факторов, оказывающих влияние на степень проявления микропористости в отливках, в их числе и скорость заполнения формы расплавом.



* – вероятность микропористости (критерий Ниямы), Кс/мм

Рис. 7. Визуализация распределения микропористости в литой пробе: a-3D-вид прозрачной модели формы; δ – продольное сечение образца II (см. схему 3D-модели литой пробы [1])

Сравнительный анализ данных металлографической оценки распределения микропористости и результатов компьютерного моделирования показал наличие пористости и усадочных раковин в условиях заливки литейной формы со значениями массового расхода расплава от минимального до 4 кг/с, что характерно для штатных технологий заливки в условиях производственных литейных цехов. При этом результаты моделирования со снижением времени заполнения формы расплавом показали характерные распределения дефектов усадочного происхождения, представленные на рис. 6 и 7 для массового расхода расплава 5 и 6 кг/с.

Заключение

Проведенное в работе компьютерное моделирование литой пробы серого чугуна для составов, полученных в штатных условиях чугу-

нолитейного цеха, показало сосоответствие полученных результатов данным металлографической оценки распределения дефектов усадочного происхождения в зоне предполагаемого разрушения образцов, прошедших испытания на разрыв. Показано влияние скорости заполнения формы при заливке на качество получаемой отливки. При прочих равных условиях, самый опасный дефект (усадочная раковина) будет концентрироваться в верхних частях формы, начиная со скорости массового расхода расплава при заливке 5 и 6 кг/с, а микропористость характеризуется снижением степени рассеяния в объеме материала.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Барон, А. А.* Компьютерное моделирование процессов заливки и затвердевания стандартных литых проб серого чугуна / А. А. Барон, Л. В. Палаткина, С. В. Палаткин // Из-

вестия ВолгГТУ : научный журнал № 2 (249) / ВолгГТУ. — Волгоград, 2021. — (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). — С. 64—71.

- 2. ГОСТ 16818—85 Форма песчаная для получения заготовок образцов для испытания механических свойств серого чугуна с пластинчатым графитом. Размеры и технические требования. М.: Издательство стандартов, 2007. 10 с.
- 3. ГОСТ 1412—85 Чугун с пластинчатым графитом для отливок. Марки. М. : Издательство стандартов, 2004.-3 с.
- 4. ЗАО «НПО МКМ» (г. Ижевск), ООО «ПРОМО-ДЕЛЬ» (г. Воронеж): Моделирование литейных процессов: что и как выбрать? Литейщик России. -2010. -№ 5. C. 11-14.
- 5. 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. C. 44—47.
- 6. Справочник по чугунному литью / под ред. Н. Г. Гиршовича. Л. : Машиностроение, 1978. 758 с.
- 7. *Раддл, Р. У.* Затвердевание отливок / Р. У. Раддл. М. : Машгиз, 1960. 390 с.

- 8. Вейник, А. И. Основы тепловой теории литья / А. И. Вейник // Вопросы теории литейных процессов ; Государственное научно-техническое издательство машиностроительной литературы. М., 1960. С. -385 482.
- 9. *Баландин, Г. Ф.* Основы теории формирования отливки / Г. Ф. Баландин. В 2 ч., ч. 1 / Г. Ф. Баландин. М. : Машиностроение. 1979. 335 с.
- 10. Берг, П. П. О свойствах формовочных материалов / П. П. Берг // Вопросы теории литейных процессов ; Государственное научно-техническое издательство машиностроительной литературы. М., 1960. С. 5 29.
- 11. *Polyakova*, *S.* Use of the Niyama criterion to predict porosity of the mushy zone with deformation / S. Polyakova, A. Korotchenko, J. Bast // Archives of the foundry engineering. -2011. Vol. 11 (4/2011) P. 131 136.
- 12. *Niyama, E.* Method of Shrinkage Prediction and its Application to Steel Casting Practice / E. Niyama, T. Uchida, M. Morikawa, S. Saito // AFS International Cast Metals Journal. 1982. Vol. 7, no. 3. P. 52 63.
- 13. *Куманин, И. Б.* Затвердевание отливок в разовых формах и образование усадочной пористости / И. Б. Куманин // Вопросы теории литейных процессов ; Государственное научно-техническое издательство машиностроительной литературы. М., 1960. С. 482 533.

УДК 621.74.02

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-6-253-78-83

В. А. Гулевский, Н. Ю. Мирошкин, С. Н. Цурихин, Н. А. Кидалов

ПОВЫШЕНИЕ ИНФИЛЬТРАЦИОННОЙ СПОСОБНОСТИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА ДЛЯ ПРОПИТКИ БЕЗАВТОКЛАВНЫМ СПОСОБОМ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: lp@vstu.ru

Исследовано повышение эффективности безгазостатной пропитки пористого углеграфитового каркаса алюминиевым сплавам за счет нанесения тонких гальванически чистых металлических легирующих покрытий на поверхность пор углеграфитового образца электрохимическим способом. Показано, что предварительное нанесение таких покрытий, позволяет получить легирование особо чистыми элементами, увеличивая заполнение пор матричным расплавом при температуре пропитки (800 °C)

Ключевые слова: пропитка, алюминиевый сплав, углеграфит, углерод.

V. A. Gulevsky, N. Yu. Miroshkin, S. N. Tsurikhin, N. A. Kidalov

INCREASING THE INFILTRATION ABILITY OF ALUMINUM ALLOY FOR IMPREGNATION IN A NON-AUTOCLAVE METHOD

Volgograd State Technical University

An increase in the efficiency of gas-free impregnation of a porous carbon-graphite frame to aluminum alloys by applying thin electroplated metal alloying coatings to the surface of the pores of a carbon-graphite sample by electrochemical method is investigated. It is shown that the preliminary deposition of such coatings makes it possible to obtain alloying with highly pure elements, increasing the filling of pores with matrix melt at impregnation temperature ($800 \, ^{\circ}$ C).

Keywords: impregnation, aluminum alloy, carbon graphite, carbon.

Интерес к композитам на основе пористого углеграфита пропитанного металлом вызван характеристиками, сочетающими достоинства углеродного материала (высокие антифрикционные характеристики, самосмазываемость, химическая стойкость, устойчивая работа при высоких температурах) со свойствами металлов (высокие показатели твердости, прочности, электропроводности и теплопроводности) [1].

[©] Гулевский В. А., Мирошкин Н. Ю., Цурихин С. Н., Кидалов Н. А., 2021.

Алюминиевая матрица способствует улучшению прочностных характеристик композиционного материала, такие композиционные материалы имеют высокие удельные характеристики по сравнению с пропитывающими материалами на основе меди и сурьмы. При этом алюминиевая матрица обладает высокими показателями коррозионной стойкости во многих агрессивных средах [2]. Сочетание таких свойств делает алюминиевые сплавы очень перспективными в качестве матричных сплавов, для получения композиционных материалов пропиткой. Однако проблема получения таких композитов жидкофазными методами, связана с низкой смачиваемостью углеграфита алюминиевыми сплавами, пропитка возможна при определенных условиях (1200 °C) [3].

Применение импортного дорогостоящего и энергозатратного автоклавного оборудования, не решает проблему многие годы. Иное решение заключается в легирование матричного сплава поверхностно активными элементами, в качестве которых являются элементы с низким значением поверхностного натяжения или металлы с низкой точкой плавления. При этом способом получения указанных композитов возможно применение высоких температур одновременно с большим давлением.

На кафедре «Машины и технология литейного производства» Волгоградского государственного технического университета разработан метод безавтоклавной пропитки, для применения которого подходит стандартное печное оборудование и доступная технологическая оснастка [4].

Цель данной работы состоит качества пропитываемого углеграфита, за счет его предва-

рительной подготовки, в которую входит нанесение на внутреннюю поверхность пор легирующих особо чистых металлов (цинк, медь) гальваническим способом, а так же дополнительное уплотнение пропитанного алюминием углеграфита — композиционного материала сплавом свинца в герметичной пресс форме при температуре 500 °C.

Материалы и оборудование

Для повышения качества пропитываемого углеграфита безгазостатная технология была разделена на эффективные отдельные этапы. На первом этапе проводили предварительную подготовку углеграфита, в ходе которой наносили гальванические покрытия на внутреннюю поверхность открытых пор и периметр образца. Приемлемыми с технологической точки зрения, являются медное и никелевое покрытия. Однако нанесение другого легирующего металла, например цинка или хрома, без одного из выше указанных покрытий уже затруднительно или невозможно. К примеру, для нанесения цинкового покрытия на углеграфит, необходимо использовать высокие показатели силы тока (20-40 A/Дм²). А для уже покрытого медью или никелем углеграфита эти показатели в пределах 0,5-2 А/Дм². Оптимальным решением стало нанесение максимально тонких покрытий, толщиной 5-10 мкм, с расчетом, чтобы они не влияли на значительное изменение параметров пропитки, а наоборот снижали краевой угол смачивания и интенсифицировали процесс. В качестве основного легирующего элемента был выбран цинк. Цинк обладает высоким коэффициентом теплового расширения (рис. 1),

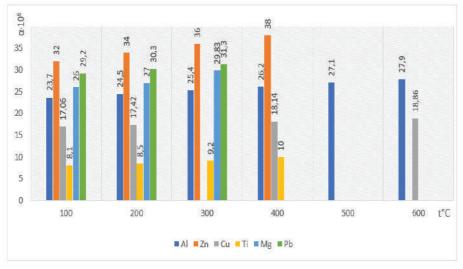


Рис. 1. Коэффициент теплового расширения металлов [5]

максимальной жидкотекучестью и низкой температурой плавления (419,5 °C). Но при высокой температуре и доступе кислорода цинк окисляется, что приводит к значительному снижению усвоения легирующего элемента.

Решить эту «особенность» можно нанесением дополнительного тонкого «защитного» покрытия поверх цинка, например, слоя меди. В процессе пропитки цинк, имея низкую температуру плавления, расплавляется под слоем меди, увеличивая «стартовый сдвиг и продвижение» при инфильтрации матричного сплава в поры. Медное покрытие на технологичное время взаимодействия с окислительной атмосферой, ограничит контактирование матричного сплава с цинком до момента герметизации устройства.

Образец для пропитки был изготовлен из углеграфита АГ-1500 (открытая пористость 15 %) в виде куба с размером стороны 30 мм. Объем образца составлял 900 мм 3 , объем пор в нем – 135 мм 3 .

Перед нанесением покрытия, углеграфитовый каркас дегазировали в цинковом электролите и наносили цинковое покрытие. Это позволило заполнить открытые поры цинковым электролитом, при дальнейшей гальванизации получить слой легирующего металла на внутренней поверхности пор и на поверхности углеграфита, осуществить легирование чистыми элементами на межфазной границе углеграфит — матричный сплав. В качестве сплава для пропитки использовали сплав алюминия следующего состава, мас. %: Mg — 11,0; Zn — 6,0; Cu — 3,5; Al — остальное.

После нанесения слоя цинка, на образец на-

носили медное покрытие. По завершению формирования медного покрытия образец промывали в воде и высушивали. Затем подготовленный образец углеграфита с гальваническими покрытиями помещали в алундовый тигель объемом $100\,$ мл, заполняли матричным сплавом алюминия идентичным матричному сплаву (Mg -11,0; Zn -6,0; Cu -3,5; Al - остальное), при температуре ($800\,$ °C), фиксировали заготовку углеграфита приспособлением от всплытия и устанавливали на вибростол.

Накрывали вакуумным колоколом, и проводили дегазацию заготовки с гальваническими покрытиями в матричном сплаве, совместно с вибрационной обработкой в течение 180 с. Такая обработка позволяет частично растворить тонкое медное и цинковое покрытие, и предварительно заполнить поры углеграфитового каркаса. После вибровакуумирования извлекали содержимое тигля, помещали в устройство безгазостатной пропитки, на поверхность закристаллизованного сплава алюминия заранее заполненного на 2/3 от объема, фиксировали приспособлением, исключающим всплытие углеграфита. Затем на устройство для пропитки устанавливали предварительно нагретую крышку и через заливочное отверстие в крышке доливали необходимое рассчитанное количество матричного сплава алюминия, герметизировали пробкой. Далее фиксировали пробку холодным клином и помещали устройство для пропитки в нагретую до 800 °C печь с изотермической выдержкой в 20 минут при достижении заданной температуры.

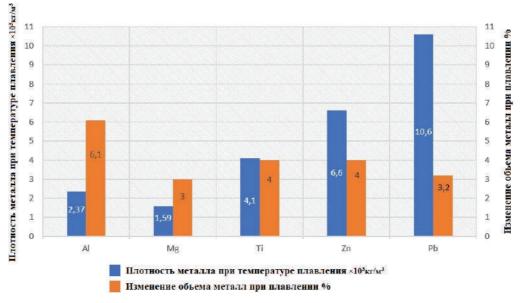


Рис. 2. Изменение плотности и объема металлов при температуре плавления [6,7]

Объем расплава при фазовом переходе сплава алюминия из твердого состояния в жидкость увеличивается на 5,6—6,1 % и создает давление в устройстве 2 МПа (рис. 2) [6,7]. Дальнейший нагрев содержимого в устройстве для пропитки от 577 до 800 °C приводит к расчетным величинам давления расплава алюминия в устройстве для пропитки с УГ от 2 до 3 МПа.

На каждом из рассмотренных этапов контролировали изменение веса углеграфитового образца (табл. 1)

Завершающим этапом изготовления композиционного материала было его дополнительное уплотнение сплавом свинца в пресс-форме при температуре 500 °C в течение 60 с. Подобная термомеханическая обработка позволяет уплотнить алюминиевый сплав в порах углеграфита и модифицировать поверхность матричного сплава свинцом, что положительно сказывается на антифрикционных характеристиках композиционного материала. Микроструктуру и химический (элементный) состав металлической матрицы в композиционном материале исследовали с помощью двухлучевого электронного сканирующего микроскопа Versa 3D при увеличении от 1000 до 24000× ускоряющем напряжении 20 кВ.

Результаты и их обсуждение

Задачей тонких гальванических покрытий на внутренних стенках пор углеграфита, является повышение смачиваемости углеграфитового каркаса сплавом алюминия, поэтому от-

дельное внимание уделили оценке плотности пропитки (заполнение пор металлом). Плотность пропитки оценивали по изменению массы образцов КМ. В табл. 1 приведено изменение массы образца углеграфита на этапах его подготовки и после пропитки матричным сплавом алюминия и уплотнении сплавом свинца. Исходная масса образца составляла 5.51×10^{-3} кг, после дегазации в цинковом электролите ее значение увеличилось на 7,4 % и составило 5,92×10⁻³ кг. После сушки углеграфитового образца масса уменьшилась до 5,79×10⁻³ кг, что больше исходной величины на 5 %. Предположим, что в процессе сушки водная составляющая электролита испаряется, а другие компоненты электролита (соли металлов) остаются на внутренней поверхности пор и на периферии углеграфитового каркаса. После пропитки масса образца составила $8,96 \times 10^{-3}$ кг, что равно 62,6 % от исходной массы углеграфита и соответственно 54,5 % от массы, измеренной после предварительной подготовки и сушки образца. Далее технологическая операция уплотнения пропитанного образца увеличила массу углеграфита на 3,2 % относительно массы после пропитки и на 67,8% относительно исходной и составила 9.25×10^{-3} кг. Эти показатели говорят о высоком качестве заполнения открытых пор углеграфита и эффективности тонких гальванических покрытий предварительно нанесенных на внутренние поверхности пор углеграфита.

Таблица 1 Изменение массы углеграфитового образца на этапах технологии его получения

Исходный вес, кг.	После дегазации в электролите, кг	После высушивания, кг.	После пропитки, кг.	После уплотнения свинцом, кг.
5,51×10 ⁻³	5,92×10 ⁻³	5,79×10 ⁻³	8,96×10 ⁻³	9,25×10 ⁻³

Изображение микроструктуры исследуемого образца, после пропитки сплавом алюминия и уплотнения сплавом свинца, показано (рис. 3) расположения анализируемых точек в срезе на поверхности металла заполненной поры. Локальный анализ элементного состава сплава в поре (табл. 2) пропитанного композиционного материала свидетельствует о насыщении всеми компонентами, входящими в матричный сплав, а также о Рb и Тi.

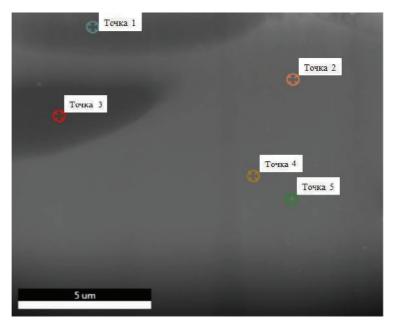


Рис. 3. Определение локального элементного анализа

Количество магния в поре, заполненной матричным сплавом стабильно, и составляет 7.58 ат. % (точка 1) и несколько снижается к центру (точка 2, точка 4, точка 5), при этом вновь растет до 7.37 ат. % (точка 3). Распределение второго легирующего элемента (цинк) изменяется похожим образом. Медная составляющая в зонах исследования практически не меняется. Минимальное содержание свинца было обнаружено в точке 1, а в точке 3 свинец отсутствует. В остальных точках исследования

содержание свинца не превышает 1,5 % и уменьшается по мере продвижения матричного сплава (точка 2, 4, 5), что свидетельствует о том, что за короткое время (60 с) при одновременном воздействии температуры (500 °C) и давления, свинец взаимодействовал с поверхностью матричного сплава алюминия. Это позволило не только уплотнить пропитывающий сплав внутри пор композита, а также модифицировать его для повышения антифрикционных характеристик композиционного материала.

Таблииа 2

Элементный состав заполненной поры

				•			
Точка	Состав, ат. %						
исследования, №	Al	Mg	Zn	Cu	Pb	Ti	
1	83.95	7.58	4.56	3.53	0.12	0.26	
2	84.30	6.79	3.92	3.37	1.46	0.16	
3	84.55	7.37	4.31	3.45	-	0.32	
4	84.62	6.86	3.74	3.28	1.32	0.18	
5	84.95	6.63	3.85	3.25	1.17	0.15	

Стоит отметить наличие соединений титана в пропитанном образце. В состав сплава, находящегося в поре, титан «пришел» из материала устройства для пропитки, поскольку в исходный сплав для пропитки его не вводили. Диффузионное взаимодействие жидкого алюминия (матричный сплав) и титана (материал устройства), ограничено наличием прочной оксидной пленки на поверхности титана. Однако в про-

цессе нагрева устройства для пропитки образуются локальные участки, где сплошность оксидной пленки нарушена из-за разности коэффициентов термического расширения окислов. На этих участках протекает взаимодействие алюминия и титана, а из-за разности химических потенциалов происходит переход атомов титана в алюминий с их дальнейшим растворением в алюминиевом расплаве.

Выводы

- 1. Нанесение тонких гальванических покрытий (цинк, медь) на внутреннюю поверхность пор и поверхность углеграфита позволяет повысить качество заполнения открытых пор матричным сплавом, что подтверждается повышением массы образца на 67,8 % после пропитки безавтоклавным способом.
- 2. Одновременное воздействие в технологии пропитки температуры и давления, позволило получить композиционные материалы углеграфит сплав алюминия, экономно расходуя поверхностно активные элементы в виде гальванически нанесенных слоев (цинк, медь), снижая температуру пропитки.
- 3. Дополнительная термомеханическая обработка сплава алюминия в составе композиции позволяет провести технологическую операцию уплотнения с одновременным модифицированием поверхности матричного сплава свинцом до 1,5 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. $\mathit{Тучинский},\ \mathit{Л}.\ \mathit{И}.\$ Композиционные материалы, получаемые методом пропитки / Л. И. Тучинский. М. : Металлургия. 1986.-208 с.
- 2. *Берент*, *В* . Я. Перспективы использования металлоуглеродных контактных вставок для токосъема на железных дорогах России // Вестн. Науч. Исслед. Inst. Железнодор. Транспорт (Вестн. ВНИИЖТ). 76 (3). 174—180 (2017)
- 3. Пропитка углеграфита металлическими сплавами : монография / В. А. Гулевский, В. И. Антипов, Л. В. Виноградов, Н. А. Кидалов, А. Г. Колмаков ; ВолгГТУ. Волгоград, 2017. 271 с.
- 4. Разработка метода безавтоклавной пропитки пористого графитированного углеродного материала литыми алюминиевыми сплавами / В. А. Гулевский, Л. В. Виноградов, В. И. Антипов, Н. Ю. Мирошкин, А. Г. Колмаков, В. И. Костиков, Ю. Е. Мухина, Е. Е. Баранов // Перспективы. Матер., № 10. С. 73—79 (2018).
- 5. *Казанцев*, *Е. И.* Промышленные печи. Справочное руководство для расчетов и проектирования / Е. И. Казанцев. М. : Металлургия, 1975.]
- 6. Зиновьев, В. Е. Теплофизические свойства металлов при высоких температурах. Справ. изд. / В. Е. Зиновьев. М.: Металлургия, 1989. 384 с.]
- 7. *Френкель, Я. И.* Кинетическая теория жидкостей / Я. И. Френкель. Л. : Наука, 1975. 335 с.

УДК 621.742.4

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-6-253-83-87

Н. А. Кидалов, Н. В. Григорьева

ВЛИЯНИЕ ОТХОДОВ КОНТАКТНОЙ ОЧИСТКИ МАСЕЛ НА СТРУКТУРУ ПЛЕНКИ ВОДНОГО СИЛИКАТА НАТРИЯ НА ПОВЕРХНОСТИ ОГНЕУПОРНОГО ХРОМИТОВОГО НАПОЛНИТЕЛЯ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: nv grigorieva@vstu.ru

В работе представлены результаты исследования влияния углеродосодержащей добавки на формирование структуры пленки водного силиката натрия на поверхности огнеупорного хромитового наполнителя. В качестве углеродосодержащей добавки были использованы отходы контактной очистки масел, представляющие собой пропитанный нефтяными маслами кальциевый бентонит. Исследована структура жидкостекольных пленок на поверхности огнеупорного наполнителя, отвержденных при температурах 180, 400, 600, 900 °C, что сопоставимо с температурой конвективной сушки жидкостекольных форм и стержней, а также температурой нагрева форм после заливки горячим металлом.

Ключевые слова: хромитовый песок, поверхность зерна, водный раствор силиката натрия, жидкое стекло, остаточная прочность, отходы контактной очистки масел.

N. A. Kidalov, N. V. Grigorieva

INFLUENCE OF AN ORGANIC ADDITIVE ON THE STRUCTURE OF AN AQUEOUS SODIUM SILICATE FILM ON THE SURFACE OF A REFRACTORY CHROMITE FILLER

Volgograd State Technical University

Formation of the structure of a film of hydrous sodium silicate on the surface of a refractory chromite filler. Wastes of contact cleaning of oils were used as organic additives, which are calcium bentonite impregnated with oils. The structure of liquid glass films on the surface of a refractory filler, cured at a temperature of 180-400-600-900 °C, is investigated, which is comparable to the temperature convective system of liquid glass molds and rods, as well as the temperature system of molds after pouring with hot metal.

Keywords: chromite sand, grain surface, aqueous solution of sodium silicate, water glass, residual strength, waste of contact cleaning of oils.

 $^{\ \ \ \,}$ Сидалов Н. А., Григорьева Н. В., 2021.

^{*} Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-33-90111.

В настоящее время жидкое стекло является одним из распространенных связующих материалов при изготовлении формовочных и стрежневых смесей для литейного производства, что связано с рядом его положительных качеств, таких как, нетоксичность, относительно низкая стоимость, высокая связующая способность и т. д. [1, 2]. Исследование процессов отверждения жидкостекольных смесей находит свое отражение у многих исследователей, особый интерес представляет исследование пленок жидкого стекла, образующихся на поверхности огнеупорного наполнителя. Качество структуры пленки силикатного связующего и ее агдезия к огнеупорному наполнителю напрямую влияют на прочностные показатели формовочных и стрежневых смесей. Но при работе с жидким стеклом также необходимо учитывать остаточную прочность, влияющую на работу выбивки стержней и отливок из формы. Решению проблем плохой выбиваемости посвящены работы, в которых предлагаются и рассматриваются различные способы модификации раствора силиката натрия и жидкостекольной смеси, добавление органических отвердителей, оптимизация составов, использование разупрочняющих добавок [3, 4], которые влияют на остаточную прочность.

Из приведенных выше способов универсальным является введение в смесь органических, неорганических и комплексных добавок. Процесс разупрочнения при вводе данных добавок реализуется за счет деструкции углеродистой составляющей, а также выгорания органической составляющей добавки при высокотемпературном воздействии. При этом внутри формы при выходе газов создаются внутренние напряжения, сопровождающие нарушение целостности пленки связующего [5, 6].

Известно, что вопросом формирования структуры пленки водного силиката натрия заинтересовались в 70-х годах [7]. Методы исследования и технологии того времени не позволяли в полной мере провести детальные структурные исследования. На физико-механические свойства в значительной степени влияет качество пленки жидкого стекла, поэтому исследования, позволяющие изучить влияние методов отверждения на ее свойства, позволят дать рекомендации по управлению свойствами жидкостекольных форм и стержней.

В данной работе в качестве наполнителя использовался хромитовый песок, который широко применяется при изготовлении стальных отливок с использованием стержневых и облицовочных смесей, а также обеспечивает более дешевую альтернативу специальным наполнителям, таким как циркон, при этом уменьшая или устраняя дефекты литья, связанные с кварцевым песком [8]. В качестве углеродосодержащей добавки были использованы отходы контактной отчистки масел (ОКОМ), представляющие собой пропитанный нефтяными маслами кальциевый бентонит [9-10]. Предполагается, что углеводороды (органическая часть), входящие в состав ОКОМ способствуют разрушению пленки силикатного связующего за счет выделения значительного количества газов при высокотемпературном воздействии [9].

Целью данной работы является исследование влияния углеродосодержащей добавки на формирование структуры пленки водного силиката натрия на поверхности огнеупорного хромитового наполнителя.

Для определения поведения ОКОМ при повышенных температурах в однотипных условиях проводились два вида термографического анализа — термогравиметрический (ДТА) и дифференциально-термический (ДТА) с помощью дериватографа Q-1500D. В прибор была погружена навеска с углеродосодержащей добавкой. Далее проводился нагрев со скоростью 10°/мин до температуры 900 °C. Дифференциально-термические кривые ОКОМ представлены на рис. 1.

При температуре нагрева образца свыше 250 °C на кривой DTA наблюдается экзотермический эффект с двумя ярко-выраженными пиками при температурах 350 и 450 °C, что объясняется протеканием двух реакций с выделением теплоты, при которых происходит деструкция парафинов и смол, входящих в состав отходов контактной отчистки масел. При этом в данном температурном интервале наблюдается наибольшая потеря массы образца (около 10 % от начальной массы) [9].

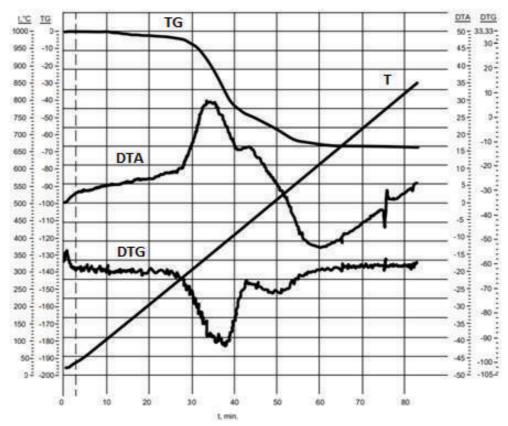


Рис. 1. Дифференциально-термические кривые ОКОМ

Для исследования влияния ОКОМ на структуру пленки водного силиката натрия были изготовлены смеси в качестве материалов для которых применялся хромитовый песок (ТУ 0741-001-23081308) как наполнитель и жидкое стекло как связующее ГОСТ 13078-81. Для сравнительного анализа первая смесь не содержала углеродосодержащую добавку. В смесь для второго комплекта образцов был введен ОКОМ в количестве 2 %. Далее образцы выдерживались в печи при температурах 180, 400, 600, 900 °C, что сопоставимо с температурой конвективной сушки жидкостекольных форм и стержней, а также температурой нагрева форм после заливки горячим металлом. Составы смесей для изготовления образцов представлены в таблице.

Составы смесей, %

Шифр смесей	Хромитовый песок AFS 45-55	ОКОМ	Жидкое стекло	
1	94	_	6	
2	92	2	6	

После прокалки образцов исследовалась структура пленок жидкого стекла на огнеупорном наполнителе с помощью двухлучевого

электронного сканирующего микроскопа «Versa 3D», что позволило показать влияние ОКОМ на структуру пленки силикатного связующего в каждом интервале температур.

На рис. 2 представлены фотографии структуры жидкостекольных пленок образцов, в состав которых не вводилась углеродосодержащая добавка.

При нагреве образцов до температуры 180 °C (рис. 2, а) места соприкосновения зерен наполнителя (манжеты) вздуты за счет испарения воды, входящей в состав жидкого стекла, но при этом дефектов пленки в качестве надрывов не обнаружено, поверхность сплошная в сравнении с подобными образцами на кварцевом песке [11]. Как известно коэффициент теплоаккумуляции хромита и кварцевого песка - 2380 и $1628 \text{ Br*c}^{1/2}/(\text{м}^2\text{*K})$ соответственно, что способствует образованию влаги в сырой форме на различной глубине, при этом чем выше коэффициент теплоаккумуляции, тем больше глубина зоны конденсации [12]. При этом на образцах, отверженных при температуре 400 и 600 °С (рис. 2, δ , ϵ), наблюдаются дефекты, образованные испарением воды, структура пленки нарушена, что хорошо видно как на самих зернах хромита, так и в манжетах.

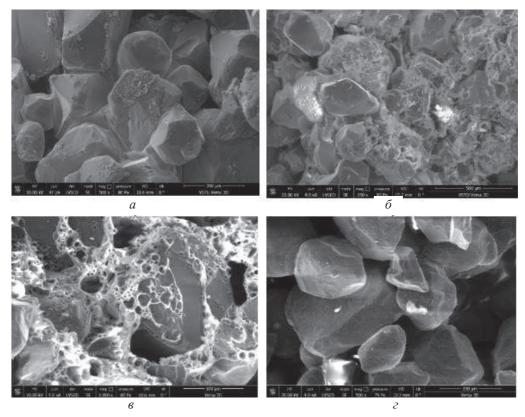


Рис. 2. Структура жидкостекольных пленок на зернах огнеупорного хромитового наполнителя без добавок при температуре нагрева образца: a-180 °C (увеличение x500); $\delta-400$ °C (увеличение x500); $\delta-600$ °C (увеличение x1000); $\varepsilon-900$ °C (увеличение x500)

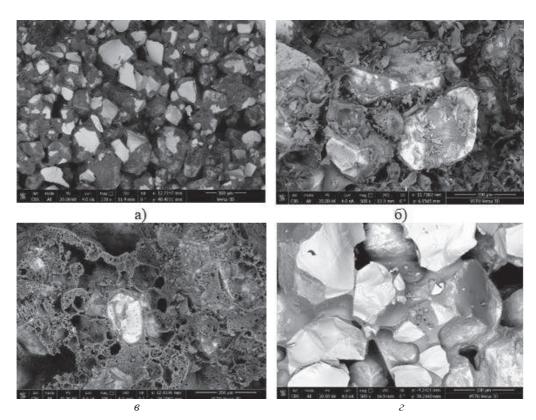


Рис. 3. Структура пленок водного силиката натрия на зернах огнеупорного хромитового песка с добавлением ОКОМ при нагреве до: a-180 °C (увеличение x130); $\delta-400$ °C (увеличение x500); s-600 °C (увеличение x500); s-900 °C (увеличение x500)

При нагреве образцов при температуре 900 °C (рис. 2, г) структура пленки не имеет трещин и сколов, что связано с способностью жидкого стекла расплавляться, переходя жидкое состояние при температуре свыше 793 °C [3].

Структура жидкостекольных пленок образцов, в состав которых был введен ОКОМ в качестве углеродосодержащей добавки представлена на рис. 3.

На пленке связующего образцов, в состав которых был введен ОКОМ, видны дефекты, связанные с удалением воды, входящей в состав жидкого стекла, а также газовыделением углеводородов, входящих в состав добавки ОКОМ.

При температуре нагрева образца до 180 °C структура пленок водного силиката натрия с добавлением ОКОМ аналогична структуре без добавок (рис. 2, а). Надрывов пленки не обнаружено (рис. 3, a). В интервале температур 400–600 °C (рис. 3, δ , ϵ) в структуре пленки силикатного связующего наблюдаются многочисленные дефекты (надрывы пленки), вызванные обильным газовыделением при деструкции углеродосодержащей добавки, а так же удалением (выкипанием) воды жидкого стекла, что подтверждается экзотермическим пиком на кривой DTA и пиком потери массы образца на кривой DTG. При дальнейшем нагреве (рис. 3, z) на пленке водного силиката натрия наблюдаются следы углеродистых образований, препятствующие полному сплавлению дефектов силикатной пленки.

Выводы

Экспериментально установлено, что добавление отходов контактной отчистки масел влияет на структуру пленки водного силиката натрия на зернах огнеупорного наполнителя.

Пленка водного силиката натрия на образцах, в состав которых не входил ОКОМ, имеет дефекты, связанные удалением воды, входящей в состав жидкого стекла при температурах 400 и 600 °С. При нагреве образцов до температуры 180 и 900 °С структура пленки сплошная, надрывов не имеет, что связано с теплоаккумулирующей способностью хромита (в случае нагрева до 180 °С) и способностью силикатного связующего расплавляться.

На жидкостекольных пленках образцов, в состав которых была введена углеродосодержащая добавка наблюдаются многочисленные дефекты, связанные с удалением воды, деструкцией парафинов и углеводородов, входящих в состав ОКОМ при нагреве образцов. При этом большое количество дефектов препятст-

вует полному сплавлению силикатной пленки, что положительно скажется на остаточной прочности жидкостекольной смеси.

Изучение влияния различных добавок на формирование структуры пленки водного силиката натрия на поверхности огнеупорных наполнителей позволит в дальнейшем прогнозировать процесс структурообразования жидкостекольных смесей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Жуковский, С. С. Изготовление стержней из жидкостекольных смесей в массовом производстве отливок / С. С. Жуковский, Ф. С. Кваша // Литейщик России. -2012. -№ 7. -C. 41-44.
- 2. *Корнеев, В. И.* Жидкое и растворимое стекло: производственное издание / В. И. Корнеев, В. В. Данилов. Санкт-Петербург: Стройиздат, 1996. 216 с.
- 3. Повышение эффективности использования жидкостекольных смесей. обзорная информация. Ч. 1. Модифицирование / А. Н. Крутилин, Ю. Ю. Гуминский, О. А. Русевич, Л. В. Кульбицкая // Литье и металлургия. -2018. № 1 (90). С. 47–54.
- 4. *Кидалов, Н. А.* Продукты фильтрации растительных масел для улучшения выбиваемости жидкостекольных смесей / Н. А. Кидалов, Н. А. Осипова, И. Е. Поташова // Литейное производство. 2015. № 10. С. 29–32.
- 5. Kidalov, N.A., Volchkov, V.M., Osipova, N.A. Optimization of sodium silicate bonded sand composition Litejnoe Proizvodstvo, Issue 6, 2005, Pages 11-6
- 6. Akulova, M.V., Slizneva, T.E., Sokolova, Yu.A., Sokolova, A.G. Nanostructuring sodium silicate solutions applied as binding substance of molding sands in foundry Mechanical Engineering, Automation and Control Systems, MEACS 2018; Novosibirsk; Russian Federation; 12 -14 December 2018 Volume 560, Issue 1, 2019
- 7. *Рыжков, И. В.* Физико-химические основы формирования свойств смесей с жидким стеклом / И. В. Рыжков, В. С. Толстой. Харьков : Вища шк., 1975. 139 с.
- 8. Ravi, S., Thiel, J., Bryant, N., Giese, S., Schneiter, T.J. Use of dilatometry to evalute the high temperature characteristics of silica in chromite sand (2018) 73rd World Foundry Congress "Creative Foundry", WFC 2018 Proceedings, pp. 447-8.
- 9. *Кидалов*, *Н. А.* Использование отходов химических и металлургических производств при разработке ресурсосберегающих технологий для изготовления стальных отливок: дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.04: защищена 26.10.06: утв. 12.01.07 / Кидалов Николай Алексеевич. М., 2006. 352 с.
- 10. Термический анализ минералов и горных пород / В. П. Иванова, Б. К. Касатов, Т. Н. Красавина [и др.]. Л., 1974.-399 с.
- 11. *Кидалов, Н. А.* Влияние способов отверждения жидкостекольной смеси на прочностные характеристики и структуру литейной формы / Н. А. Кидалов, Н. В. Григорьева, А. С. Адамова, Д. А. Затямин // Известия ВолгГТУ: научный журнал № 10 (233) / ВолгГТУ. Волгоград, 2019. (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении». С. 78—81.
- 12. *Торопов, Н. А.* Кристаллография и минералогия / Н. А. Торопов, Л. Н. Булак. – Л. : Стройиздат, 1972. – 503 с.

Ответственный за выпуск редактор РИО **H. H. Кваша**

Е. В. Макарова ации ПИ № ФС77–61113 от 19 марта 2015 г.

Компьютерная верстка:

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 (ВолгГТУ) Телефон: гл. редактор – (8442) 24-80-00 **E-mail**: president@vstu.ru

Темплан 2021 г. Поз. № 6ж. Дата выхода в свет 22.06.2021 г. Формат 60 × 84 1/8. Бумага офсетная. Гарнитура Times. Печать офсетная. Усл. печ. л. 10,23. Уч.-изд. л. 10,26. Тираж 100 экз. Свободная цена. Заказ № 354. Оригинал-макет и электронная версия подготовлены РИО издательства ВолгГТУ 400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28, корп. 7. Отпечатано в типографии издательства ВолгГТУ 400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28, корп. 7.