

ИЗВЕСТИЯ

Волгоградского
государственного
технического
университета

ISSN 1990-5297



Серия
Проблемы материаловедения, сварки
и прочности в машиностроении

16+

№ 2 (261)
2022

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. Ф., 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. ВолгГТУ
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)
Федянов 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)
Шаритов 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»

ИЗВЕСТИЯ



ВОЛГОГРАДСКОГО ГОСУДАРСТВЕННОГО
ТЕХНИЧЕСКОГО УНИВЕРСИТЕТА

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

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:

Председатель

Гуревич Л. М.,

д.т.н., доц.

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

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

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

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

№ 2 (261)

Февраль 2022

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», 2022

Head Editor of the scientific journal "Izvestiya VSTU":

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

Editorial board:

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Lysak V. I., 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 Fed-
eration, D. Sc. (Engineering), Prof.

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

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

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),
Prof.

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

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

Kalita V. I., D. Sc. (Engineering),
Prof. Chief research worker
(RAS Institute of Metallurgy and Mate-
rial Science named after A. A. Baykov)
Arisova V. N., Cand. Sc. (Engineering),
Associate Prof. (executive secretary)

International index of the journal
ISSN 1990-5297.

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

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

№ 2 (261) February 2022

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», 2022

АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

- Агафонова Г. В. 32
Адаменко Н. А. 32
Арисова В. Н. 7, 66
Багмутов В. П. 36
Балагуров А. С. 24
Банников А. И. 40
Баринов В. В. 36
Барон А. А. 62
Бекренев Н. В. 29
Богданов А. И. 32, 36
Водопьянов В. И. 36
Гребнев Д. Ю. 82
Гребнев Ю. В. 82
Губарев А. С. 40
Губаревич Г. П. 86, 90
Гуревич Л. М. 7, 13, 40, 45, 66
Давыдов Е. Е. 82
Даненко В. Ф. 40, 45
Дорошенко Д. А. 32
Ефремов Д. Е. 32
Жаркова В. Ф. 82
Захаров И. Н. 36
Злобина И. В. 29
Зорин И. В. 58
Зюбан Н. А. 71
Казанкин В. А. 50
Казанкина Е. Н. 50
Косова Е. А. 24
Красиков А. В. 40
Красиков П. П. 53
Крохалев А. В. 24
Кузнецов А. С. 13
Кузнецов С. А. 19
Кузьмин С. В. 24
Кулевич В. П. 19
Лысак В. И. 24, 58
Макарова О. А. 40
Матлин М. М. 50
Мордвинцев Д. В. 7
Муратов Д. Р. 82
Муругов Д. А. 53
Палаткин С. В. 62
Палаткина Л. В. 62
Петрова В. Ф. 77
Писарев С. П. 19, 40
Пожилова Е. А. 77
Полесский О. А. 53
Проничев Д. В. 19
Разуваев М. А. 7
Романенко М. Д. 36
Руцкий Д. В. 71
Савинов А. В. 53
Савченко А. В. 86, 90
Серов А. Г. 13
Слаутин О. В. 13, 19
Трудов А. Ф. 7
Трутнев Н. В. 40
Фастов С. А. 58
Фомичев В. Т. 86, 90
Харламов В. О. 24, 36, 58, 66
Хацков И. В. 45
Черакшев М. А. 71
Черников Д. Р. 24
Чудин А. А. 53
Чукова О. М. 19
Шагоян Д. В. 40
Шелухина Ю. М. 71
Шморгун В. Г. 13
Шуклин А. А. 71
Эльманович В. И. 77

СОДЕРЖАНИЕ

I. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

- Трудов А. Ф., Арисова В. Н., Гуревич Л. М., Разуваев М. А., Мордвинцев Д. В.*
Особенности протекания диффузионных процессов при нагреве
сваренных взрывом биметаллов из углеродистых и легированных сталей..... 7
- Шморгун В. Г., Гуревич Л. М., Слаутин О. В., Кузнецов А. С., Серов А. Г.*
Влияние конструктивно-технологических факторов
на структуру и фазовый состав зоны переплава
при лазерной обработке поверхности титана с медной плакировкой..... 13
- Слаутин О. В., Кулевич В. П., Проничев Д. В., Чукова О. М., Писарев С. П.,
Кузнецов С. А.*
Влияние ультразвукового воздействия на кинетику диффузии
в слоистом композите медь М1 + титан ВТ1-0 при термообработке..... 19

II. ПОРОШКОВЫЕ И ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

- Харламов В. О., Крохалев А. В., Косова Е. А., Балагуров А. С., Черников Д. Р.,
Кузьмин С. В., Лысак В. И.*
Металлокерамические материалы, получаемые взрывной обработкой
смесей порошков карбидов с титаном..... 24
- Злобина И. В., Бекренев Н. В.*
Эффективность влияния модифицирования в свч электромагнитном поле
конструкций из полимерных композиционных материалов
на их изгибную прочность в условиях пониженных температур..... 29
- Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Богданов А. И., Ефремов Д. Е., Дорошенко Д. А.*
Исследование кристаллической структуры СВМПЭ..... 32

III. ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

- Водопьянов В. И., Богданов А. И., Захаров И. Н., Багмутов В. П., Харламов В. О.,
Романенко М. Д., Баринов В. В.*
Исследование структурно-фазового состояния и микротвердости
титанового сплава ВТ22 в результате термомеханического
поверхностного упрочнения..... 36
- Гуревич Л. М., Банников А. И., Макарова О. А., Даненко В. Ф., Писарев С. П.,
Губарев А. С., Шагоян Д. В., Трутнев Н. В., Красиков А. В.*
Исследование термо-деформированного состояния зубьев пилы
пакетной резки с использованием МКЭ..... 40
- Даненко В. Ф., Гуревич Л. М., Хацков И. В.*
Об определении осевых усилий по слоям закрытого каната
при растяжении и кручении..... 45
- Матлин М. М., Казанкин В. А., Казанкина Е. Н.*
Неразрушающая методика определения предела текучести
при кручении стальных деталей..... 50

IV. ВОПРОСЫ СВАРКИ, МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ, ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

- Савинов А. В., Полеский О. А., Красиков П. П., Чудин А. А., Муругов Д. А.*
Характер процесса формирования швов и образования дефектов
при сварке неплавящимся электродом (обзор)..... 53
- Фастов С. А., Зорин И. В., Харламов В. О., Лысак В. И.*
Исследование влияния погонной энергии
на структуру наплавленного металла бейнитного класса..... 58

<i>Барон А. А., Палаткина Л. В., Палаткин С. В.</i> Исследование турбулентности расплава чугуна при его движении в сифонной литниковой системе.....	62
<i>Гуревич Л. М., Арисова В. Н., Харламов В. О.</i> Исследование неметаллических включений в низколегированных сталях.....	66
<i>Шелухина Ю. М., Зюбан Н. А., Руцкий Д. В., Шуклин А. А., Черкашев М. А.</i> Влияние технологии отливки слитков в вакууме на развитие зон ликвационной неоднородности.....	71
<i>Петрова В. Ф., Пожилова Е. А., Эльманович В. И.</i> Исследование структурных изменений жаропрочного хромоникелевого сплава после длительной эксплуатации.....	77
<i>Гребнев Ю. В., Жаркова В. Ф., Гребнев Д. Ю., Давыдов Е. Е., Муратов Д. Р.</i> Цементирование поверхности стальных отливок при литье по выплавляемым моделям.....	82
<i>Фомичев В. Т., Савченко А. В., Губаревич Г. П.</i> Физико-механические свойства дисперсной меди, полученной в условиях нестационарного электролиза.....	86
<i>Фомичев В. Т., Савченко А. В., Губаревич Г. П.</i> Влияние форм тока на образование гальванических покрытий сплавами кобальт-молибден и кобальт-вольфрам.....	90
К сведению авторов.....	96

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 669-419:621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-2-261-7-12

А. Ф. Трудов, В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, М. А. Разуваев, Д. В. Мордвинцев

ОСОБЕННОСТИ ПРОТЕКАНИЯ ДИФфуЗИОННЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ НАГРЕВЕ СВАРЕННЫХ ВЗРЫВОМ БИМЕТАЛЛОВ ИЗ УГЛЕРОДИСТЫХ И ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Приведены результаты исследований влияния нагревов сваренных взрывом биметаллов из углеродистых и легированных сталей на протекание процессов диффузии. Показано, что существенное влияние на диффузионные процессы, связанные с перемещением углерода, оказывают легирующие элементы, присутствующие в стали.

Ключевые слова: сваренный взрывом биметалл, сталь, термическая обработка, диффузия, структура, распределение углерода.

A. F. Trudov, V. N. Arisova, L. M. Gurevich, M. A. Razuvaev, D. V. Mordvintsev

FEATURES OF DIFFUSION PROCESSES WHEN EXPLOSION WELDED BIMETALS FROM CARBON AND ALLOY STEELS ARE HEATED

Volgograd State Technical University

The results of studies of the influence of heating of explosion-welded carbon and alloy steel bimetal on the course of diffusion processes are presented. It is shown that the alloying elements present in the steel have a significant effect on the diffusion processes associated with the movement of carbon.

Keywords: explosion-welded bimetal, steel, heat treatment, diffusion, structure, carbon distribution.

Нагрев сваренных взрывом соединений из сталей и сплавов различного химического состава приводит к диффузионным процессам, скорость и направление которых определяется температурой нагрева и химическими потенциалами элементов [1–5]. Химический потенциал (активность) характеризует способность компонента выделяться из данной фазы в рассматриваемых условиях, а также стремление к химическому взаимодействию. Химический потенциал тем больше, чем выше активность или концентрация вещества. Для чистого вещества или сильно разбавленных растворов химический потенциал равен мольному потенциалу. Легирующие элементы способны значительно изменять химический потенциал углерода, в частности, в присутствии карбидообразующих элементов химический потенциал углерода снижается.

Такие процессы характерны для плакированных сталей, в которых важную роль играет перемещение углерода, поскольку его подвижность на 5–10 порядков выше, чем элементов замещения, в слое с меньшим его химическим потенциалом. В результате такого перемещения образуются обезуглероженные и науглероженные слои, что существенно влияет на прочность и надежность материала.

Материалы и методика проведения исследований

В данной работе изучались особенности протекания диффузионных процессов в полученных сваркой взрывом (СВ) биметаллах из углеродистых сталей (армко-железо + сталь 85, сталь Ст3 + сталь 85 и сталь 45 + сталь 85) и легированных сталей (ШХ15+сталь 20, 90ХФ+сталь 20, 50Х15М2Ф+ сталь 16Г2С, 12Х18Н10Т+ Ст3).

Исследования влияния режимов термической обработки на структуру и свойства биметалла проводились на образцах, вырезанных из заготовок после СВ, которые подвергались нагреву в печи СНОЛ-1.6.2.51/11-ИЗ.

Измерение микротвердости проводили на приборе ПМТ-3М. 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. Выявление структуры проводилось путем химического травления в спиртовом растворе азотной кислоты.

Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 1 представлены графики зависимости роста диффузионных зон (науглероженной и обезуглероженной) от времени выдержки при нагреве биметаллических соединений из углеродистых сталей. Как видно, энергетические условия сварки взрывом существенно влияют на кинетику роста диффузионной зоны при последующих нагревах исследуемых соединений. Так, отжиг при 750 °С в течение 1 ч приводит к образованию в соединении армо-железо + сталь 85 диффузионной зоны, общая ширина которой составляет 73 мкм (науглероженной –

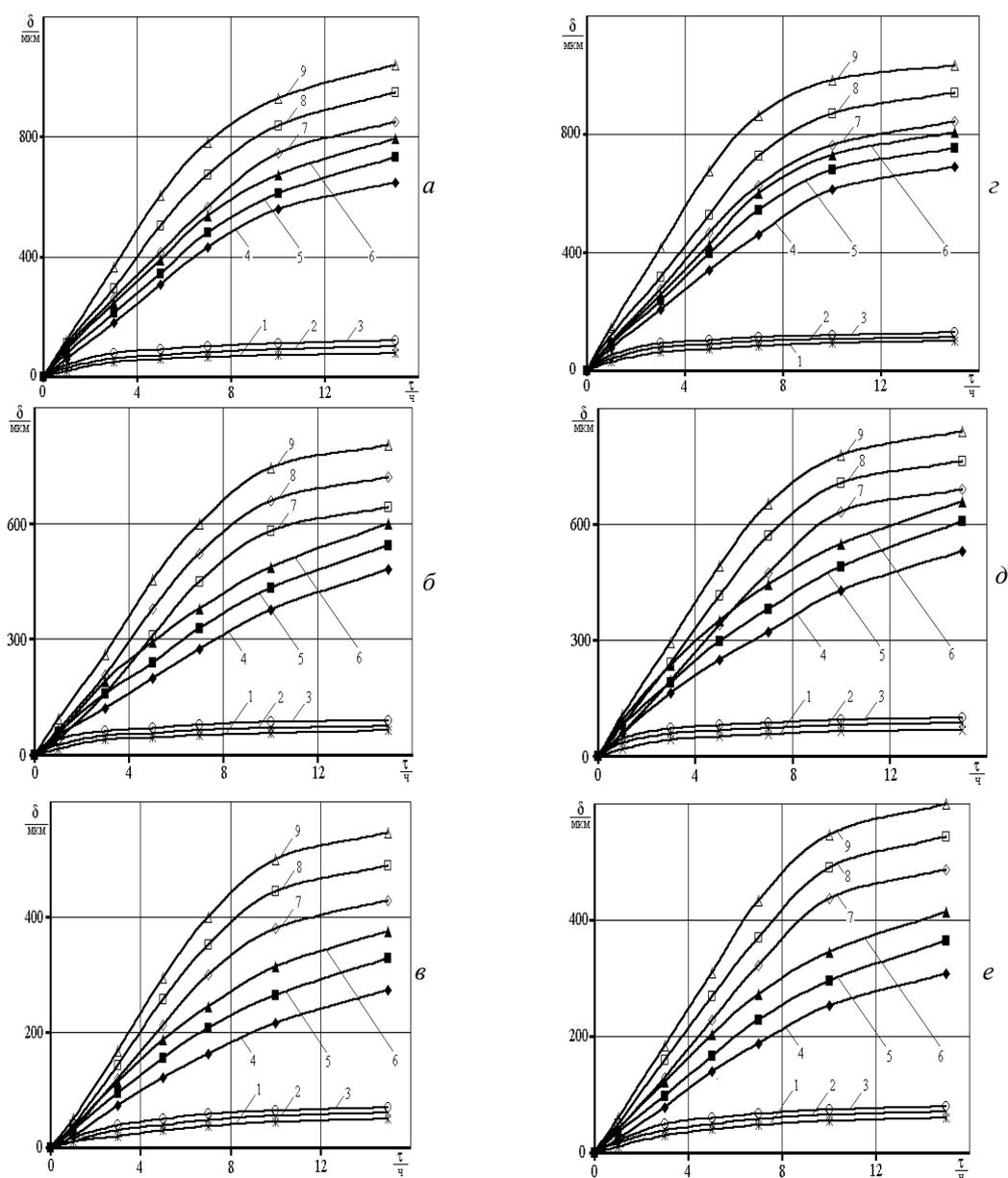


Рис. 1. Зависимость толщины науглероженной (слева) и обезуглероженной (справа) зоны в соединениях: армо-железо + сталь 85 (а, з), сталь Ст3 + сталь 85 (б, д) и сталь 45 + сталь 85 (е, е) от времени выдержки при температурах 750 (1–3), 850 (4–6) и 950 °С (7–9): 1, 4, 7 – $W_2 = 2,9$ МДж/м²; 2, 5, 8 – $W_2 = 3,6$ МДж/м²; 3, 6, 9 – $W_2 = 3,9$ МДж/м²

32 мкм, обезуглероженной – 41 мкм) при значениях удельной энергии, затрачиваемой на пластическую деформацию металла, $W_2=2,9$ МДж/м² и 128 мкм (57 и 71 мкм) для $W_2=3,9$ МДж/м².

Для получения обобщенных уравнений, описывающих рост диффузионной зоны (науглероженной и обезуглероженной) в биметаллических соединениях из углеродистых сталей, была проведена математическая обработка зависимости толщины диффузионной зоны от энергетических условий СВ в пределах исследуемого диапазона W_2 .

$$\delta = (40,5W_2 + 655,9)\{1 - \exp[-(0,0332W_2 - 0,02) \cdot \tau]\} - \text{для роста обезуглероженного слоя,}$$

$$\delta = (-79,6W_2 + 1130)\{1 - \exp[-(0,0349W_2 - 0,051) \cdot \tau]\} - \text{для роста науглероженного слоя.}$$

Сопоставление экспериментальных данных и расчетных зависимостей роста толщины обезуглероженного и науглероженного слоев от температурно-временных условий и энергетических параметров сварки взрывом свидетельствует об их достаточно хорошей сходимости.

В зависимости от состава компонентов биметалла можно представить четыре случая соотношения химических потенциалов (или активностей) углерода в них [6; 7].

Основной слой представлен как система Fe–C, а плакирующий как система Fe–Me–C.

Случай 1. Активность углерода a' в сплаве Fe–C выше активности углерода a'' в сплаве Fe–Me–C ($a' > a''$), содержание углерода C' в сплаве Fe–C выше содержания его (C'') в сплаве Fe–Me–C. Выравнивание активностей в зоне сварного соединения будет происходить вследствие изменения содержания углерода в обоих сплавах. В результате на границе стыка при $a' = a''$ получим $C_1' << C_1''$; $C_1'' > C''$; $C_1' < C'$, где C_1' и C_1'' – концентрации углерода, установившиеся в результате его перераспределения (рис. 2, а).

Случай 2. Активность углерода a' в сплаве Fe–C выше активности углерода a'' в сплаве Fe–Me–C. Содержание углерода в обоих компонентах одинаково $C' = C''$. Выравнивание активностей в зоне стыка будет происходить вследствие изменения содержания углерода в обоих сплавах, в результате чего в зоне сварного соединения при $a' = a''$ получаем $C_1'' > C''$; $C_1' < C'$; $C_1'' > C_1'$. (рис. 2, б).

Случай 3. Допустим, что $a' > a''$ и $C' < C''$. При $a' = a''$ получаем $C_1' << C_1''$; $C_1'' > C''$; $C_1' < C'$ (рис. 2, в).

Случай 4. Иная картина будет наблюдаться, если сплав Fe–Me–C легировать элементом, повышающим активность, когда $a' < a''$ и $C' < C''$. При $a' = a''$ получим $C_1' >> C_1''$ (рис. 2, г).

Если исходные активности равны, то при любом соотношении концентраций углерода в составляющих биметалла перераспределения углерода происходить не будет (при отсутствии диффузии других легирующих элементов). Если из-за диффузии легирующих элементов соотношение активностей изменится так, что активность плакирующего слоя станет выше, чем основного, то произойдет обратный процесс, то есть обезуглероживание плакирующего и науглероживание основного слоя.

Присутствие в стали легирующих элементов существенно влияет на протекание диффузионных процессов в зоне соединения. Карбидообразующие элементы (хром, кремний, марганец, ванадий) уменьшают термодинамическую активность атомов углерода к перемещению, в результате чего может происходить диффузия атомов углерода из низкоуглеродистых сталей в стали с большим содержанием углерода. Примером могут служить сваренные взрывом биметаллы: ШХ15+сталь 20, 90ХФ+сталь 20, 50Х15М2Ф+ сталь 16Г2С, 12Х18Н10Т+ сталь Ст3 [8-20].

Чтобы оценить влияние легирующего элемента на активность углерода в аустените в работе [21] предлагается выбрать бинарный сплав Fe–C, имеющий ту же концентрацию углерода, что и легированная сталь, и ввести коэффициент активности углерода в системе Fe–C–легирующий элемент, обусловленный влиянием этого элемента

$$f_C^a = \left(\frac{a_C^a}{a_C} \right)_{N_C=const} = \frac{\gamma_C^a N_C}{\gamma_C N_C} = \frac{\gamma_C^a}{\gamma_C},$$

где a_C^a – активность углерода в легированном аустените; a_C – активность углерода в нелегированном аустените при той же концентрации;

γ_C^2 – экспериментально определяемый коэффициент активности углерода в легированном аустените; N_C – атомная доля углерода в легированной и нелегированной стали. Влияние легирующих элементов на активность углерода стало предметом изучения многих авторов. На-

пример, на основе работы [22] получены данные по влиянию содержания хрома N_{Cr}^1 в системах Fe-C-Cr:

$$\ln f_C^{Cr} = -14,3N_{Cr}^1 \text{ для } 950 \text{ }^\circ\text{C};$$

$$\ln f_C^{Cr} = -13,2N_{Cr}^1 \text{ для } 1000 \text{ }^\circ\text{C}.$$

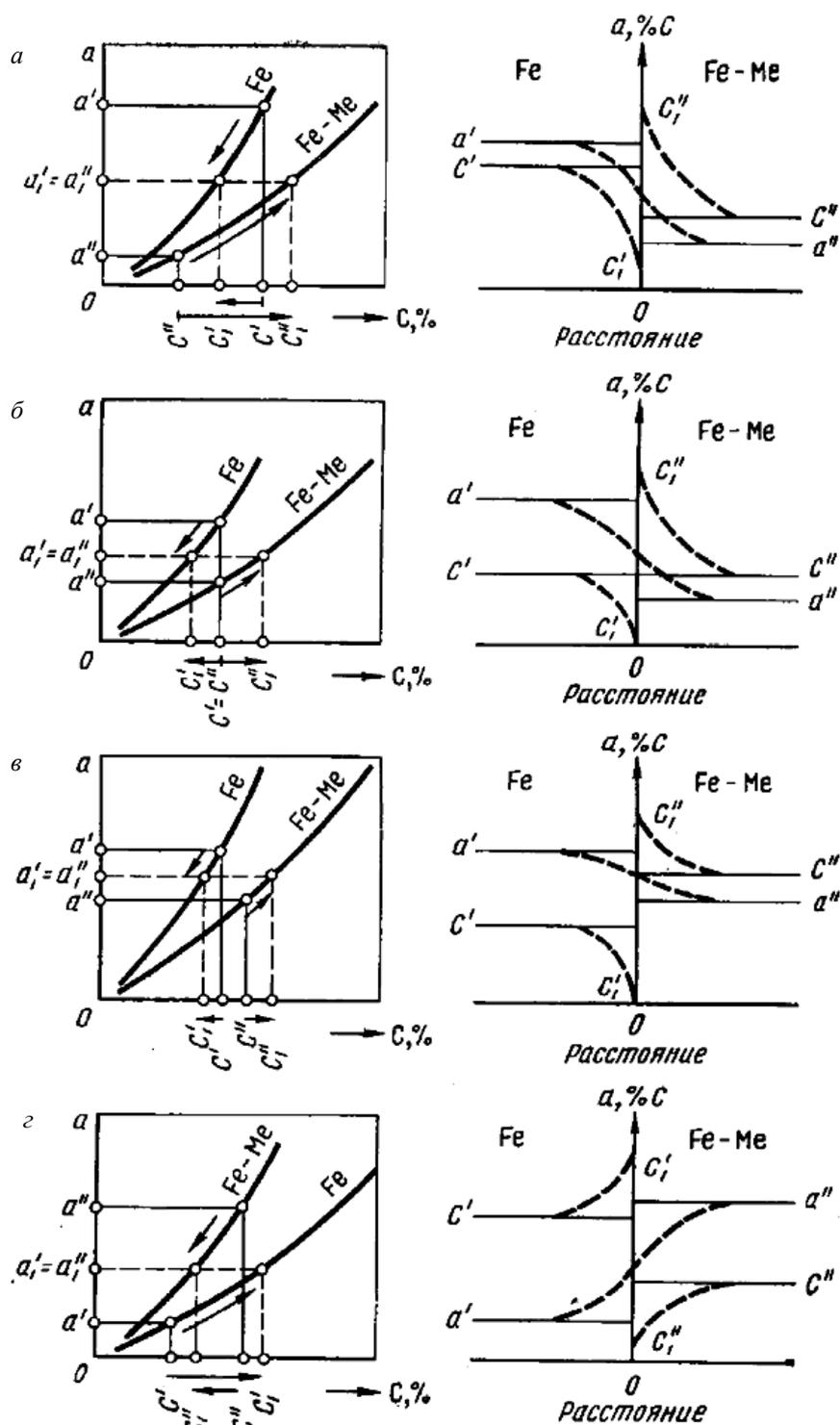


Рис. 2. Схема изменения концентрации углерода в сварных соединениях биметаллов для различных соотношений активностей углерода в слоях [7]

Подобные процессы перемещения углерода происходят до температур примерно 850 °С. При более высоких температурах картина диффузионных процессов становится более сложной, вследствие перемещения атомов легирующих элементов, которые увлекают за собой углерод, что приводит к его диффузии в обратном направлении. В результате снижается градиент содержания углерода в биметалле и по-

вышается надежность соединения. На рис. 3 показано распределение микротвердости в биметалле после сварки взрывом, закалки и низкого отпуска, а также диффузионного отжига (850 °С с выдержкой 4 ч) с последующими закалкой и отпуском. Микроструктуры зон соединения биметалла сталь 90ХФ+сталь 20 после различных видов обработок приведены на рис. 4.

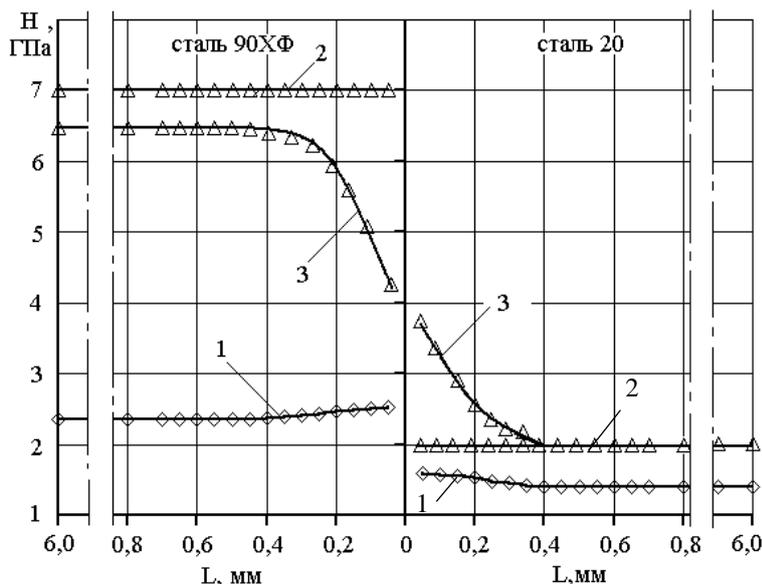


Рис. 3. Распределение микротвердости в биметалле сталь 90ХФ+сталь 20 после: 1 – после сварки взрывом (СВ); 2 – СВ, закалки и отпуска; 3 – СВ, диффузионного отжига, закалки и отпуска

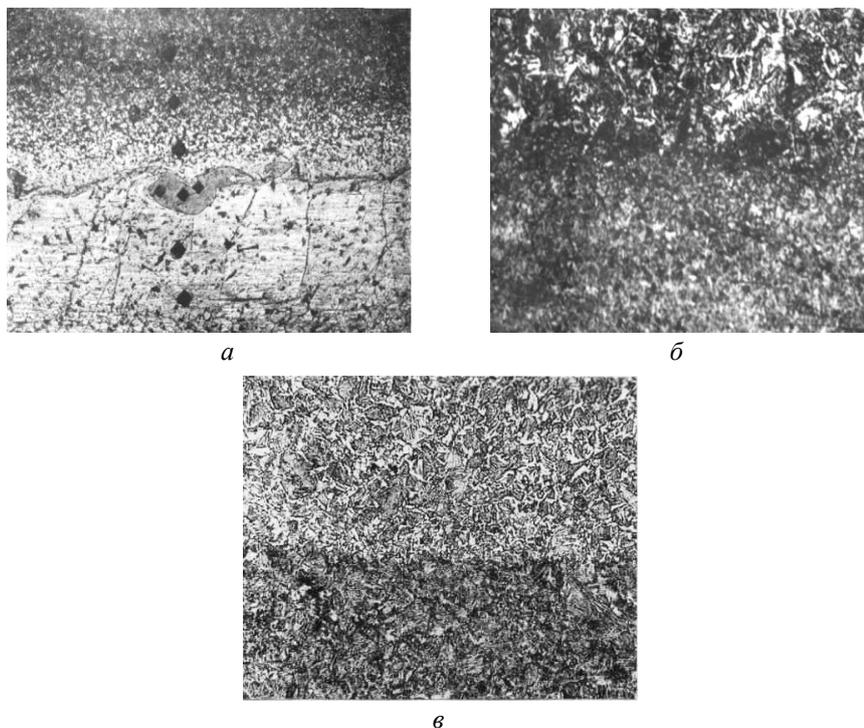


Рис. 4. Микроструктура зоны соединения биметалла сталь 90ХФ + сталь 20 после сварки взрывом (а), последующего отжига (б) и закалки (в) (×200)

В результате использования диффузионного отжига можно добиться формирования переходной зоны с плавным изменением микротвердости от высокоуглеродистой инструментальной стали 90ХФ к низкоуглеродистой стали 20.

Выводы

1. Нагрев биметаллов из углеродистых сталей приводит при температурах выше 500 °С к диффузионному перемещению углерода в направлении из сталей с большим содержанием углерода в стали с меньшим его содержанием.

2. При наличии в сталях легирующих элементов, обладающих большим сродством к углероду (Cr, Mo, V), которые снижают его термодинамическую активность, может происходить диффузия углерода из низкоуглеродистых сталей в легированные карбидообразующими элементами стали с большим содержанием углерода. При высоких температурах и длительных выдержках, когда формируется диффузионный поток атомов легирующих элементов в углеродистые стали, можно наблюдать обратное перемещение углерода из сталей с высоким содержанием в низкоуглеродистую сталь. Таким образом, изменяя температуру и время выдержки, можно оказывать влияние на формирование структуры зоны соединения и свойства биметалла.

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 ; ВолгГТУ. – Волгоград, 1999. – 190 с.
4. Лариков, Л. Н. Диффузионные процессы в упорядоченных сплавах / Л. Н. Лариков, В. В. Гейченко, В. М. Фальченко. – Киев : Наукова думка. 1975. – 214 с.
5. Лариков, Л. Н. Диффузия в металлах и сплавах : справочник / Л. Н. Лариков, В. И. Исаичев. – Киев : Наукова думка, 1987. – 512 с.
6. Жуховицкий, А. А. Начала физической химии для металлургов / А. А. Жуховицкий, Л. А. Шварцман. – М. : Металлургия, 1974. – 351.
7. Голованенко, С. А. Сварка прокаткой биметаллов / С. А. Голованенко. – М. : Металлургия, 1977. – 160 с.
8. 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.
9. 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.
10. Трыков, Ю. П. О повышении стабильности свойств слоистых композитов / Ю. П. Трыков, А. Ф. Трудов, И. Б. Степанищев // Изв. вуз. Черная металлургия, 2002, № 12. – С. 62.
11. Трыков, Ю. П. Структура и свойства сваренных взрывом соединений из углеродистых сталей / Ю. П. Трыков, А. Ф. Трудов, И. Б. Степанищев // Металловедение и термическая обработка металлов, 2002, № 12. – С. 26–30.
12. Трыков, Ю. П. Структура и свойства биметалла сталь 50Х15М2Ф + сталь 09Г2С, полученного сваркой взрывом / Ю. П. Трыков, А. Ф. Трудов, И. Б. Степанищев // Изв. вуз. Черная металлургия, 2003, № 1. – С. 76–77.
13. Трыков, Ю. П. Структура и микромеханические свойства соединений из углеродистых сталей, полученных сваркой взрывом / Ю. П. Трыков, А. Ф. Трудов, И. Б. Степанищев, В. Н. Арисова // Технология металлов, 2003, № 3. – С. 14–20.
14. Трыков, Ю. П. Структурообразование зоны соединения при сварке взрывом биметаллов из углеродистых сталей / Ю. П. Трыков, И. Б. Степанищев, А. Ф. Трудов // Изв. вуз. Черная металлургия, 2003, № 5. – С. 64.
15. Трыков, Ю. П. Влияние энергетических условий сварки взрывом биметаллических соединений из углеродистых сталей на механическую неоднородность зоны соединения / Ю. П. Трыков, А. Ф. Трудов, И. Б. Степанищев // Изв. вуз. Черная металлургия, 2003, № 7. – С. 78.
16. 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.
17. Трудов, А. Ф. Исследование влияния режимов термической обработки на структуру и свойства сваренного взрывом биметалла 16Г2С+50Х15М2Ф / 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.
18. Арисова, В. Н. Структура и свойства биметалла из сталей 50Х15М2Ф 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.
19. Арисова, В. Н. Особенности формирования структуры в сваренном взрывом биметалле сталь 20 + нержавеющая сталь 50Х15М2Ф после длительных высокотемпературных нагревов / В. Н. Арисова, А. Ф. Трудов, Л. М. Гуревич, А. Е. Биршбаева, В. О. Харламов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 2 (249) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2021. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 12–19.
20. Трудов, А. Ф. Трансформация структуры в сваренном взрывом биметалле сталь 20 + сталь 50Х15М2Ф 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.
21. Могутнов, Б. М. Термодинамика железоуглеродистых сплавов / Б. М. Могутнов, И. А. Томилин, Л. А. Шварцман. – М. : Металлургия, 1972. – 328 с.
22. H. Schenk, H. Kaiser. Archiv für das Eisenhüttenwesen, 1960, 31, pp. 227.

УДК 620.22

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-2-261-13-19

*В. Г. Шморгу́н, Л. М. Гуревич, О. В. Слау́тин, С. А. Кузнецов, А. Г. Серов***ВЛИЯНИЕ КОНСТРУКТИВНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА СТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ЗОНЫ ПЕРЕПЛАВА ПРИ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКЕ ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНА С МЕДНОЙ ПЛАКИРОВКОЙ*****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mv@vstu.ru

Установлено, что при лазерной обработке биметалла медь М1 + титан ВТ1-0 ширина и глубина зоны переплава при прочих равных условиях увеличивается с ростом энергетического параметра излучения и при снижении толщины медной плакировки.

Показано, что варьирование величиной удельной энергии при лазерной обработке и толщиной медной плакировки позволяет получать структуры зоны переплава от медной матрицы с включениями вторичных интерметаллидных фаз до смеси купридов титана. При этом фазовый состав зоны твердофазного взаимодействия суммарной толщиной 30–45 мкм остается неизменным: прослойка Ti_2Cu со стороны титана и примыкающая к зоне переплава прослойка $TiCu$.

Ключевые слова: титан, медь, лазерная обработка, покрытия, куприды титана.

*V. G. Shmorgun, L. M. Gurevich, O. V. Slautin, S. A. Kuznecov, A. G. Serov***THE INFLUENCE OF CONSTRUCTIVE AND TECHNOLOGICAL FACTORS ON THE STRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF THE REFRACTORY ZONE DURING LASER TREATMENT OF TITANIUM SURFACE WITH COPPER CLADDING****Volgograd State Technical University**

It was found that during laser processing of a bimetal copper M1 + titanium VT1-0, the width and depth of the remelting zone, other things being equal, increase with an increase in the energy parameter of the radiation and with a decrease in the thickness of the copper cladding.

It is shown that varying the specific energy during laser processing and the thickness of the copper cladding makes it possible to obtain structures of the remelting zone from a copper matrix with inclusions of secondary intermetallic phases to a mixture of titanium cuprides. In this case, the phase composition of the solid-phase interaction zone with a total thickness of 30–45 μm remains unchanged: the Ti_2Cu interlayer on the titanium side and the $TiCu$ interlayer adjacent to the remelting zone.

Keywords: titanium, copper, laser treatment, coatings, titanium cuprides.

Введение

Несмотря на научный и практический интерес лазерные технологии поверхностной обработки титана и сплавов на его основе в настоящее время не получили должного развития и внедрения. Причиной этого является недостаточная изученность общих закономерностей изменения свойств обрабатываемых сплавов в зависимости от фазового и структурного состояния при их легировании в условиях сверхвысоких скоростей нагрева и охлаждения, что сдерживает разработку конкретных рабочих технологий и рекомендаций прикладного характера.

В работах [1–5] показано, что предварительное нанесение тонкого слоя меди с помощью сварки взрывом на поверхность титана и последующее его проплавление лазерным лучом совместно с основой позволяет получать плотные беспористые покрытия на основе ку-

придов титана, высокие значения износостойкости которых обеспечиваются за счет образования в их структуре интерметаллидов $\beta TiCu_4$, Ti_2Cu и $TiCu_2$.

Целью настоящей работы явилось исследование особенностей формирования зоны взаимодействия (ЗВ) при лазерной обработке (ЛО) биметалла медь М1 + титан ВТ1-0 во взаимосвязи с толщиной медной плакировки и удельной энергией лазерного излучения.

Материалы и методы исследования

Исследования проводились на сваренных взрывом и прокатанных листах биметалла состава медь М1 + титан ВТ1-0. Сварка медных (1,0 мм) и титановых (5,0 мм) листов осуществлялась по плоскопараллельной схеме на экспериментально выявленных режимах, гарантирующих минимальный уровень структурной и химической микронеоднородности на межслойной границе, а последующую прокатку

© Шморгу́н В. Г., Гуревич Л. М., Слау́тин О. В., Кузнецов А. С., Серов А. Г., 2022.

* Исследование выполнено при поддержке государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № 0637-2020-0006.

осуществляли на стане «ДУО» (диаметр валков 130 мм) без подогрева, натяжения и правки с обжатием за один проход около 5 % (0,3–0,4 мм). Конечная толщина медной плакировки (δ) перед ЛО составляла 200–800 мкм. ЛО проводили на установке ТЛ 1200. Скорость перемещения лазерной головки ($V_{пл}$) изменяли от 0,8 до 1,2 м/мин при диаметре пятна ($d_{л}$) 1,2 мм. Энергетический параметр излучения определяли по формуле:

$$E = P/(d_{л} \cdot V_{пл}),$$

где E – удельная энергия, P – мощность излучения.

Металлографические исследования осуществляли с применением оптической (модульный моторизованный микроскоп Olympus BX61 с фиксацией изображения цифровой камерой DP-12) микроскопии. Для обработки цифровых изображений применяли пакет программ «AnalySIS».

Микрорентгеноспектральный анализ проводили на электронном микроскопе Versa 3D с использованием энергодисперсионного спектрометра EDAX Trident XM 4. Фазовый состав ЗВ оценивали с помощью рентгенофазового анализа на дифрактометре Bruker D8 Advance. Микротвердость структурных составляющих определяли на приборе ПМТ-3М.

Для моделирования распределения температурного поля при ЛО в поперечном сечении биметалла использовали программу COMSOL

Multiphysics с применением модуля «Heat Transfer in Solids», включающего себя элементы: Boundary Heat Source (тепловой поток лазерного излучения), Heat Flux (тепловой поток конвективного охлаждения поверхности), Thermal insulation (теплоизоляция), Open Boundary (свободная граница) и Diffuse Surface (рассеивание тепла посредством излучения).

Геометрия расчетной области задавалась в трехмерном виде. Модель имитировала прохождение лазерного луча заданной мощности по поверхности материала (медь) с заданной скоростью и распределением по площади пучка.

Результаты и их обсуждение

Результатом моделирования при заданных входных параметрах: ширина образца 15 мм, длина 10 мм, толщина медной плакировки 0,2, 0,4 и 0,8 мм, толщина титана 4 мм, мощность лазера 1,4 кВт, удельная энергия лазерного луча 10–200 Дж/мм², диаметр пятна 1,2 мм, явились картины распределения тепловых полей по сечению образца, использование которых позволило рассчитать ширину и глубину зоны переплава (ЗП), а также ширину зоны термического воздействия (ЗТВ) в титановом сплаве при различных значениях удельной энергии ЛО и толщине медной плакировки (рис. 1, 2). Ширину ЗТВ ограничивали температурой полиморфного превращения титана (882 °С). Размер ЗП определяли по температуре плавления меди (1083 °С).

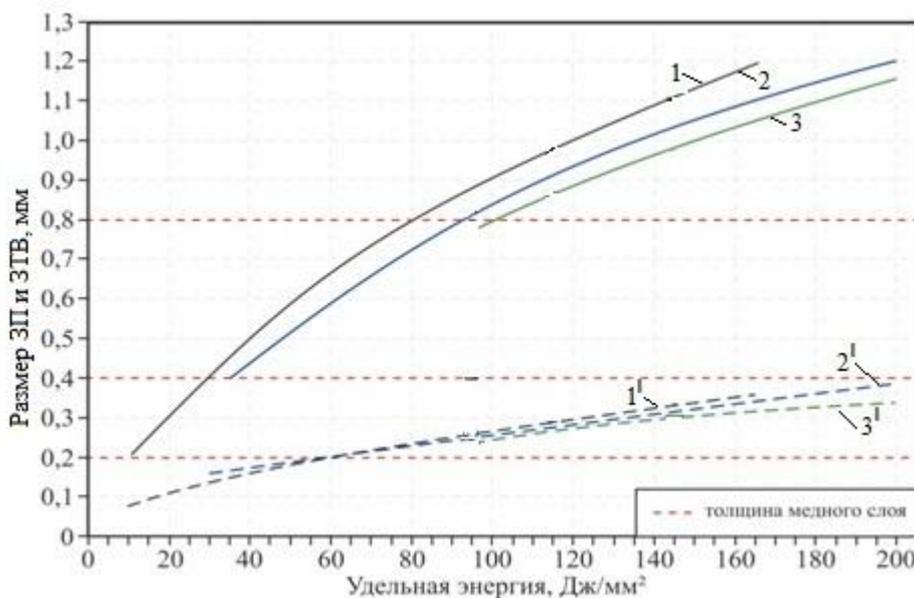


Рис. 1. Зависимость глубины ЗП и толщины ЗТВ (1^1 , 2^1 , 3^1) от удельной энергии ЛО при толщине медной плакировки 0,2 (1, 1^1), 0,4 (2, 2^1) и 0,8 мм (3, 3^1)

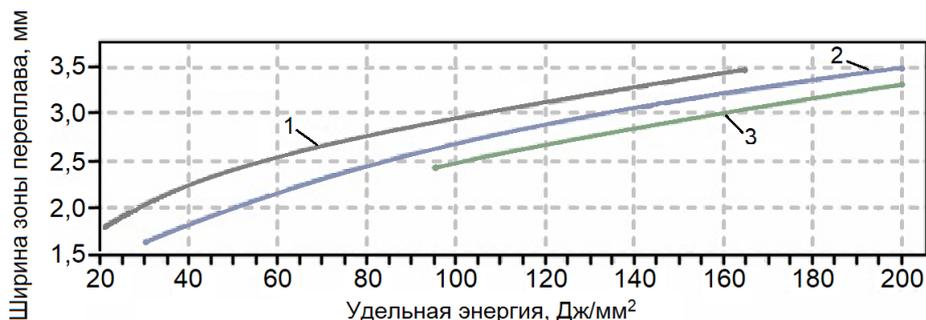


Рис. 2. Зависимость ширины ЗП от удельной энергии ЛО при толщине медной плакировки 0,2 (1), 0,4 (2) и 0,8 (3) мм

На рис. 3 показаны графики изменения температуры по глубине образца в направлении движения лазера с удельной энергией лазерного луча 95 Дж/мм² при толщине медной плакировки 0,2 мм. Пик графиков приходится на момент прохождения луча по точке измерения температуры. Верхняя кривая показывает изменение температуры на поверхности образца,

а остальные – изменение температуры в поперечном сечении с шагом 0,2 мм.

Эксперименты по ЛО биметалла с различной удельной энергией позволили произвести верификацию с результатами компьютерного моделирования температурных полей в соответствующих зонах (ЗП, ЗТВ).

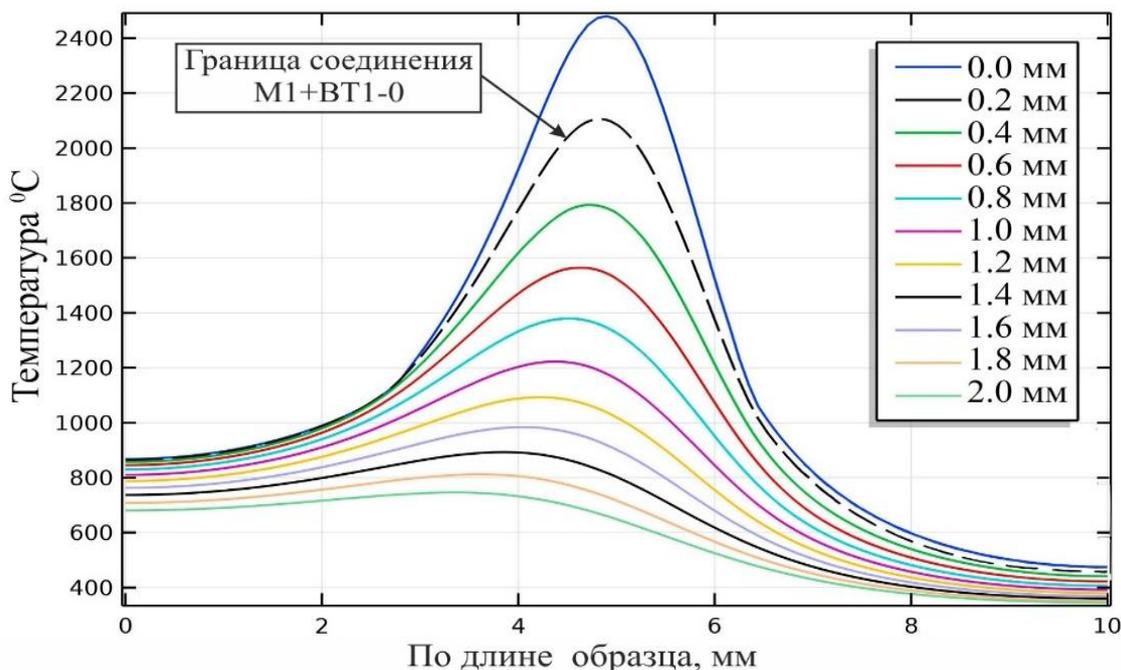


Рис. 3. Расчетное распределение температуры в поперечном сечении ($\delta = 0,2$ мм, $E = 95$ Дж/мм²)

Сопоставление температурных полей, полученных моделированием, с микроструктурой образцов после реальной ЛО представлено на рис. 4. В целом температурные поля соответствуют структуре ЗП и ЗТВ. ЗП с характерной дендритной структурой соответствует смоделированной эллиптической области, ограниченной температурой 1083 °C (хотя температура плавления меди при таких скоростях нагрева

должна быть выше). Формируемая область ЗТВ, визуально различимая по структуре, в первом приближении укладывается в диапазон от $T_{пл}$ меди до $T_{\alpha \rightarrow \beta}$ для титана (882 °C).

Сопоставление результатов расчета с экспериментальными данными по глубине и ширине ЗП показало хорошую сходимость (таблица). Визуально же определяемый размер ЗТВ оказался больше расчетного примерно в 2 раза.

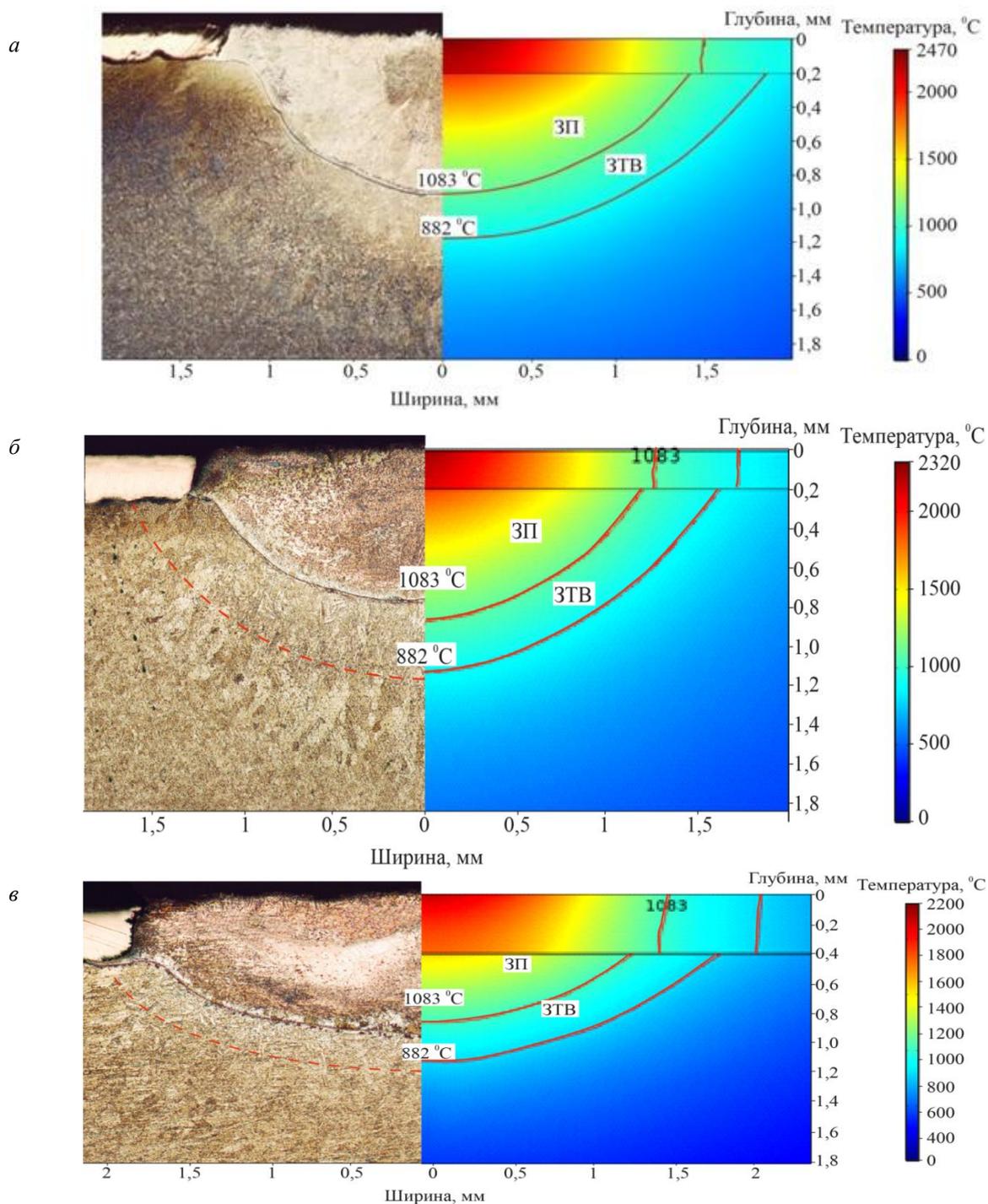


Рис. 4. Сопоставление микроструктуры с температурным полем после ЛО с удельной энергией 145 (а) и 95 Дж/мм² (б, в)

Расчетные (знаменатель) и экспериментальные (числитель) значения ширины и глубины ЗП

Толщина меди, мм	0,2			0,4			0,8		
Удельная энергия, Дж/мм ²	145	115	95	145	115	95	145	115	95
Ширина зоны переплава, мм	<u>3,340</u> 3,290	<u>3,221</u> 3,050	<u>2,966</u> 2,910	<u>3,086</u> 3,068	<u>2,950</u> 2,849	<u>2,868</u> 2,660	<u>2,800</u> 2,905	<u>2,720</u> 2,635	<u>2,622</u> 2,491
Глубина зоны переплава, мм	<u>1,088</u> 1,11	<u>0,970</u> 0,977	<u>0,825</u> 0,892	<u>0,954</u> 1,067	<u>0,840</u> 0,953	<u>0,776</u> 0,857	<u>0,943</u> 1,011	<u>0,832</u> 0,856	<u>0,762</u> 0,778

Анализ полученных результатов показал, что ширина и глубина ЗП с ростом величины энергетического параметра излучения (удельной энергии) увеличивается, а при использовании медной плакировки большей толщины при прочих равных условиях снижается. При этом меняется доля растворившегося титана, а, соответственно, структура и фазовый состав формирующейся после охлаждения ЗВ, в состав которой входит ЗП и зона твердофазного взаимодействия (ЗТФВ).

ЗП состоит из мелкодисперсных частиц продуктов реакции Cu-Ti, которые перемещаются и распространяются за счет действия механических сил и диффузионного потока по всему ее объему. Варьирование удельной энергией и толщиной медной плакировки позволило получить структуры ЗП от смеси купридов ти-

тана Ti_2Cu (~ 35 ат. % Cu и 65 ат. % Ti), $\beta TiCu_4$ (~ 77 ат. % Cu и 24 ат. % Ti) и $TiCu_2$ (~ 77 ат. % Cu и 23 ат. % Ti) до медной матрицы с включениями вторичных интерметаллидных фаз (рис. 5, 6). На рис. 6 ЗП с соотношением Cu/Ti=50/50 (твердость – до 6 ГПа) обозначена - ЗП-1, с соотношением Cu/Ti=70/30 (твердость – до 5 ГПа) – ЗП-2 и с соотношением Cu/Ti=90/10 (твердость – менее 2–3 ГПа) – ЗП-3.

В ЗТФВ процессы, связанные с нагревом и охлаждением, протекают в твердой фазе, вследствие чего ее структура состоит из сплошных интерметаллидных прослоек Ti_2Cu (~ 35 ат. % Cu и 65 ат. % Ti) и $TiCu$ (~ 50 ат. % Cu и 50 ат. % Ti). На формирование ЗТФВ существенное влияние оказывает быстрый отвод тепла от ванны расплава в основу, поэтому размеры ЗТФВ составляют 35–40 мкм.

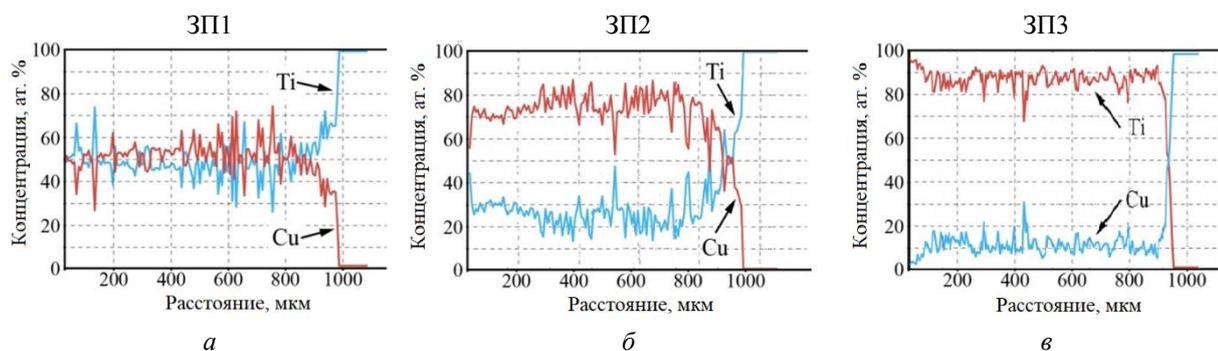


Рис. 5. Распределение химических элементов в поперечном сечении ЗВ после ЛО биметалла при $E = 145 \text{ Дж/м}^2$ при толщине медной плакировки 0, 2 (а), 0,4 (б) и 0,8 (в) мм

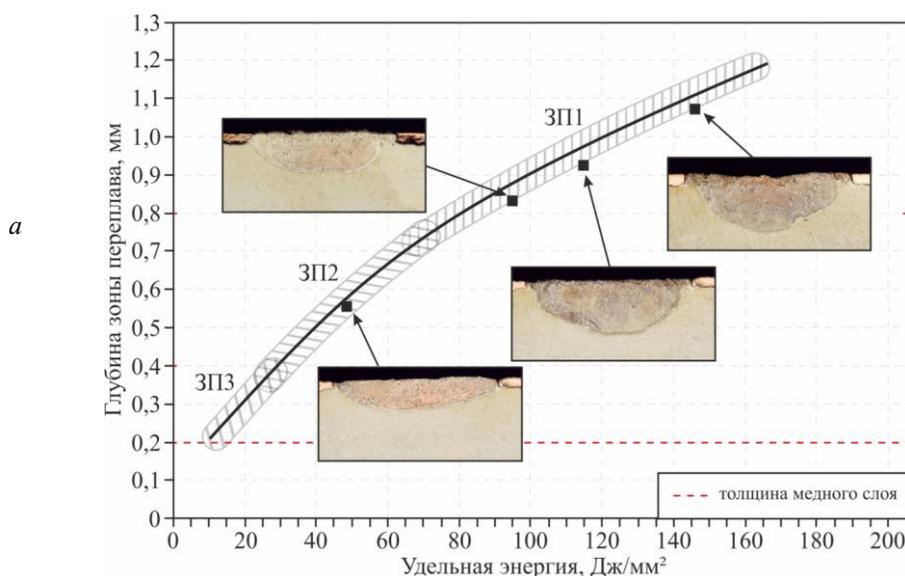


Рис. 6. Влияние удельной энергии при ЛО на структуру ЗП при толщине медной плакировки 0,2 (а), 0,4 (б) и 0,8 мм (в) (См. также на с. 18)

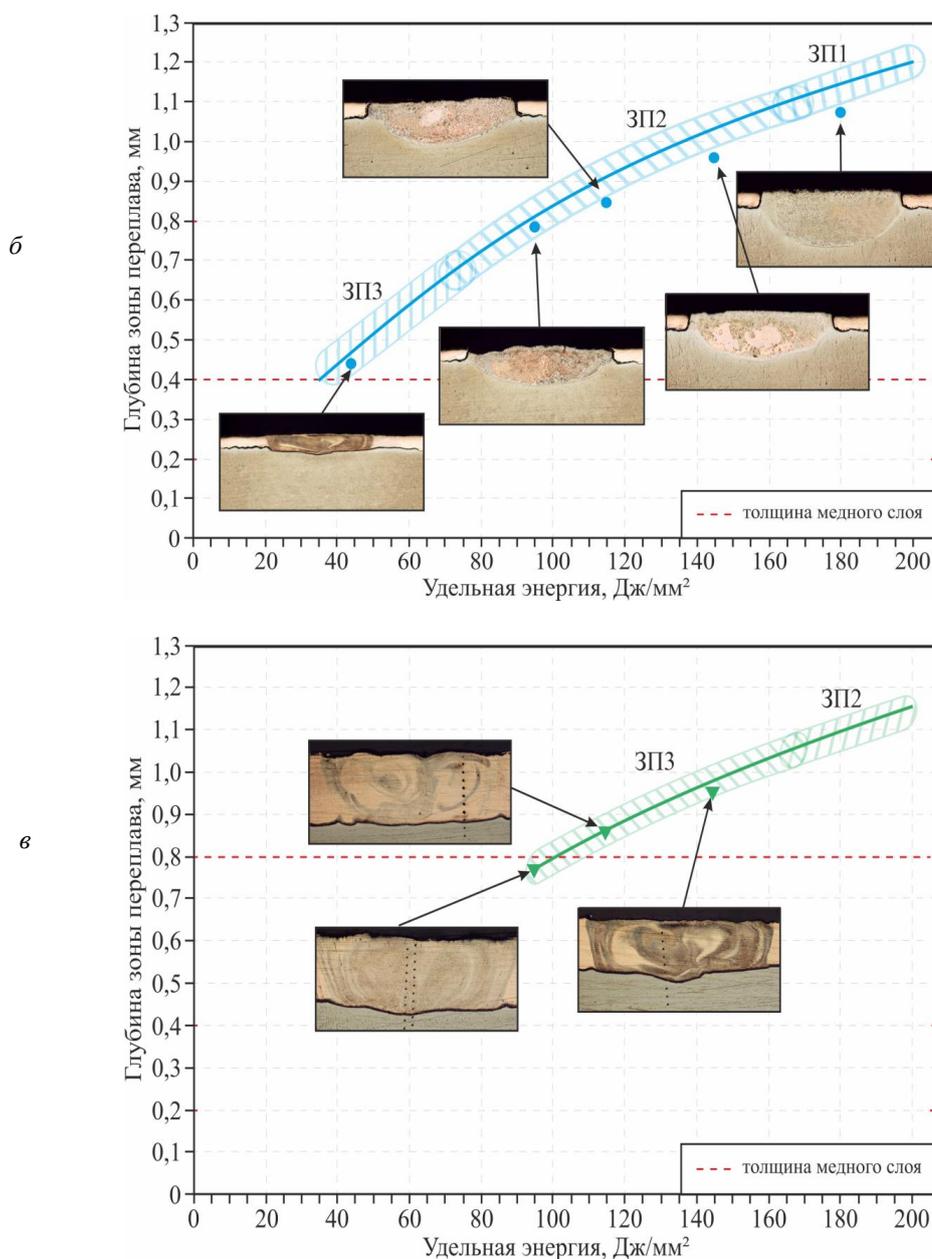


Рис. 6. Окончание

Выводы

1. При лазерной обработке биметалла медь М1 + титан VT1-0 ширина и глубина зоны переплава при прочих равных условиях увеличивается с ростом величины энергетического параметра излучения и при снижении толщины медной плакировки.

2. Варьирование величиной удельной энергии при лазерной обработке и толщиной медной плакировки позволяет получать структуры зоны переплава от медной матрицы с включениями вторичных интерметаллидных фаз до смеси купридов титана. При этом фазовый состав зоны твердофазного взаимодействия суммарной тол-

щиной 30–45 мкм остается неизменным: прослойка Ti_2Cu со стороны титана и примыкающая к зоне переплава прослойка $TiCu$.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Серов, А. Г. Structural Formation in the Zone of Interaction under Laser Processing of Bimetal M1 + VT1-0 / А. Г. Серов, О. В. Слаутин, Д. В. Проничев // Solid State Phenomena. Vol. 299 : Materials Engineering and Technologies for Production and Processing V / ed. by A. A. Radionov. – Switzerland : Trans Tech Publications Ltd (Scientific.Net), 2020. – P. 772-777. – URL : <https://www.scientific.net/SSP.299>.

2. Шморгун, В. Г. Structure and properties of intermetallic coatings formed by laser alloying of a titanium surface with copper / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. Г. Серов // Materials Today: Proceedings. Vol. 25, part 3 : III All-Russian

Conference (with International Participation) Hot Topics of Solid State Chemistry : From New Ideas to New Materials (Novosibirsk, Russia, October 1-5, 2019) / ed. by T. Shakhtshneider [et al.] ; Institute of Solid State Chemistry and Mechanochemistry SB RAS, Novosibirsk State University. – [Publisher: Elsevier], 2020. – P. 493-496. – URL : <https://www.sciencedirect.com/journal/materials-today-proceedings/vol/25/part/P3>.

3. Шморгун, В. Г. Formation of coatings based on titanium cuprides by explosive welding with subsequent laser treatment / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. Г. Серов, В. О. Харламов, А. С. Кайгородов // Metal Science and Heat Treatment. - 2020. - Vol. 62, No. 5-6 (September). – P. 387-392. – DOI: 10.1007/s11041-020-00572-7.

4. Шморгун, В. Г. Локальное легирование титана медью / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. Г. Серов, Р. Е. Новиков // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 2 (237) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 12–16.

5. Шморгун, В. Г. Процесс структурообразования в зоне взаимодействия при лазерной обработке биметалла VT1-0+M1 / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. Г. Серов, Н. В. Кривченко // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 3 (213) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2018. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 26–30.

УДК 620.22:669

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-2-261-19-23

О. В. Слаутин, В. П. Кулевич, Д. В. Проничев, О. М. Чукова, С. П. Писарев, С. А. Кузнецов

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА КИНЕТИКУ ДИФФУЗИИ В СЛОИСТОМ КОМПОЗИТЕ МЕДЬ M1 + ТИТАН VT1-0 ПРИ ТЕРМООБРАБОТКЕ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

В работе установлено влияние ультразвука на кинетику роста диффузионной зоны при термообработке сваренного взрывом биметаллического слоистого композита состава медь M1 + титан VT1-0. Воздействие ультразвука при термообработке приводит к сокращению латентного периода зарождения интерметаллидных фаз на межслойной границе и понижает температуру эвтектического превращения, но не приводит к изменению фазового состава формируемых диффузионных прослоек.

Ключевые слова: сварка взрывом, ультразвук, интерметаллиды, система Ti-Cu, диффузия, покрытие.

O. V. Slautin, V. P. Kulevich, D. V. Pronichev, O. M. Chukova, S. P. Pisarev, S. A. Kuznecov

INFLUENCE OF ULTRASONIC EXPOSURE ON DIFFUSION KINETICS IN A LAYERED COMPOSITE COPPER M1 + TITANIUM VT1-0 DURING HEAT TREATMENT

Volgograd State Technical University

The effect of ultrasound on the growth kinetics of the diffusion zone during heat treatment of an explosion-welded layered bimetallic composite of copper M1 + titanium VT1-0 composition has been established. The impact of ultrasound during heat treatment leads to a reduction in the latent period of the nucleation of intermetallic phases at the interlayer boundary and lowers the temperature of the eutectic transformation, but does not lead to a change in the phase composition of the formed diffusion layers.

Keywords: explosion welding, ultrasound, intermetallic compounds, Ti-Cu system, diffusion, coating.

На различных металлах, как известно [1; 2], существует технологическая возможность формирования покрытий из множества бинарных или многокомпонентных систем. Довольно успешно в последнее время проявляют себя покрытия, сформированные с использованием уникальных способов их нанесения, на основе: керамики, оксидов, нитридов, или интерметаллидов различных систем (Ti-Al, Ni-Ti, Fe-Al, Ni-Al, Ti-Fe, Cu-Al, Cu-Ti и т. д.) [1–3].

При создании износостойких покрытий на основе интерметаллидных соединений в основ-

ном применяют комбинированные технологии, состоящие из операций предварительного нанесения на поверхность детали слоя металла или сплава, 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, состава и свойств, заключительная операция (ТО) требует различных вариантов интенсификации диффузии [3].

© Слаутин О. В., Кулевич В. П., Проничев Д. В., Чукова О. М., Писарев С. П., Кузнецов С. А., 2022.

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

Многочисленные исследования, проводимые в последнее десятилетие на кафедре «Материаловедение и КМ» ВолгГТУ, показывают, что значительного повышения интенсивности диффузионного взаимодействия между разнородными металлами можно добиться применением режимов ТО, обеспечивающих протекание процессов в присутствии жидкой фазы [3–6], образующейся в результате контактного плавления (КП) [7–10]. Но значительным недостатком этого решения является высокая степень структурной неоднородности получаемой зоны взаимодействия (ЗВ). Этот недостаток для подавляющего числа биметаллических систем нивелируется в сформированных при твердофазном взаимодействии диффузионных зонах (ДЗ).

Возможным резервом интенсификации процесса твердофазной диффузии является введение в систему при ТО дополнительной энергии за счет ультразвуковых колебаний [11–13].

Как показала практика, технология формирования покрытий на основе купридов титана из сваренных взрывом СКМ предусматривает ТО преимущественно на режимах КП (исходя из ограниченности длительности высокотемпературных нагревов титановой основы) для обеспечения необходимого уровня их твердости и износостойкости. Так как задача интенсификации диффузионных процессов в СКМ системы Ti-Cu по-прежнему весьма актуальна, целью настоящей работы явилось исследование влияния ультразвуковых колебаний на кинетику диффузии в этой системе.

Материалы и методы исследования

Исследования проводили на сваренном взрывом СКМ состава титан ВТ1-0 + медь М1 (4 + 5 мм). Сварку взрывом (СВ) выполняли по плоскопараллельной схеме на режиме, обеспечивающем качественное соединение слоев

с минимальным уровнем физической и химической микронеоднородности на межслойной границе ($V_k = 2100$ м/с; $V_c = 420$ м/с); ТО проводили в печи SNOL 8.2/1100 в диапазоне температур (t) $800 \div 900$ °С. Температурный диапазон выбран из следующих соображений: нижняя граница соответствует наибольшей интенсивности протекания гомогенных (твердое тело-твердое тело) реакций в исследуемых системах; верхняя граница температур позволяет гарантировано реализовать эффект контактного плавления (> 875 °С – для Ti-Cu) [7, 14]. Изготовленные биметаллические образцы, подвергаемые ТО в печи SNOL 8,2/1100, делили на две группы: *a* – с УЗ воздействием и *b* – контрольные.

Схема эксперимента изучения влияния ультразвука (как и в [13]) представлена на рис. 1, б. К генератору ультразвука УЗГИ-2 был подключен пьезоэлектрический преобразователь в составе составного ступенчато-конического концентратора ультразвуковых (УЗ) колебаний, к которому присоединялся металлический волновод. Входная мощность генератора, замеренная в процессе его работы, составила ~ 18 Вт. Частота колебаний, подаваемая генератором на пьезоэлектрический преобразователь и замеренная с помощью частотомера ЧЗ-34А, составила 20,5 кГц, а амплитуда – $5 \div 7$ мкм. Концентратор УЗ-колебаний с закрепленным на нем волноводом устанавливался на лабораторном штативе непосредственно возле печи (рис. 1). Подвергаемый УЗ-воздействию биметаллический образец надежно закреплялся на свободном конце волновода и через технологическое отверстие в дверце размещался в печи. Металлографические исследования выполняли на модульном металлографическом микроскопе Олимпус ВХ-61.

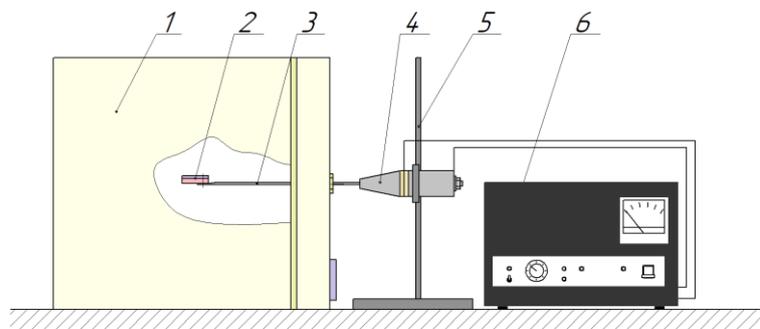


Рис. 1. Схема эксперимента при ТО, одновременно с ультразвуковым воздействием (1 – автотрансформатор; 2 – понижающий трансформатор; 3 – выпрямительный мост; 4 – составной ступенчато-конический концентратор ультразвуковых колебаний с пьезоэлектрическим преобразователем; 5 – печь SNOL 8.2/1100; 6 – исследуемый биметаллический образец) [13]

Результаты и их обсуждение

Анализ полученных экспериментальных данных показал, что рост ДЗ на межслойной границе (как и в биметаллических образцах системы Ti-Cu, после ТО с пропуском электротока и в статическом режиме) начинается с образования зародышей интерметаллидной фазы, которые с повышением температуры и времени нагревов увеличиваются в размерах и срастаются в сплошную прослойку. Количественные результаты опытов представлены на

рис. 2, а, из которых следует, что температурно-временная зависимость периода до образования зародышей интерметаллидной фазы подчиняется экспоненциальному закону, характерному для взаимной концентрационной диффузии. Воздействие ультразвука на биметалл способствует снижению латентного периода образования интерметаллидной фазы за счет дополнительного энергетического вклада, способствующего движению точечных дефектов [14].

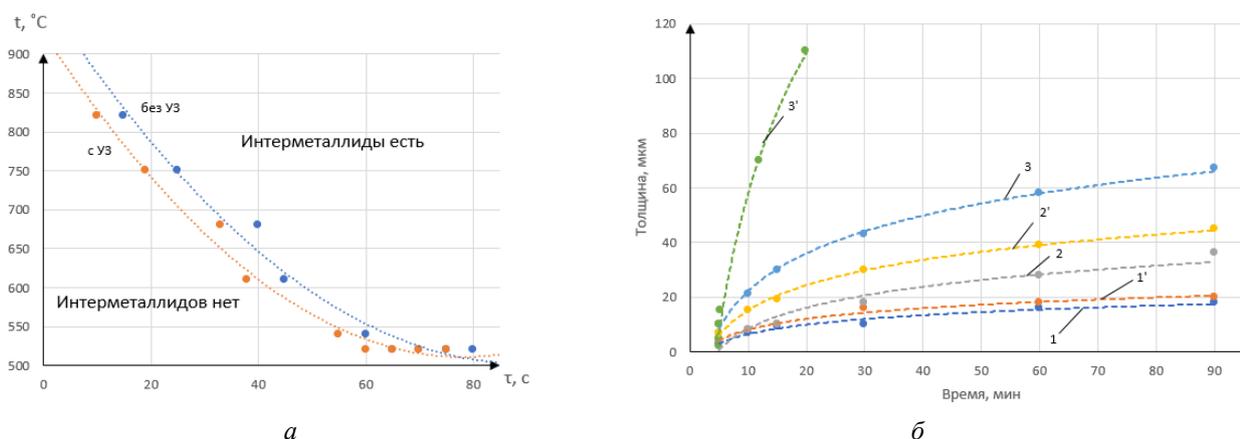


Рис. 2. Температурно-временные условия (а) и кинетика роста (б) ДЗ при 800 °С (1, 1'), 850 °С (2, 2'), и 880 °С (3, 3') в образцах, подвергнутых ультразвуковым колебаниям через прикрепленный медный слой (1', 2', 3') и без воздействия (1, 2, 3)

В образцах, подвергнутых ультразвуковым колебаниям через медный слой, рост ДЗ наблюдается вплоть до 0,5 ч выдержки, после чего биметалл расслаивается. При этом средняя толщина ДЗ при ТО по режиму 850 °С (0,5 ч), составила ≈ 40 мкм, что больше толщины ДЗ в образцах, не испытывающих ультразвукового воздействия (≈ 30 мкм) (рис. 2). Воздействие ультразвука через медный слой приводит к расслоению биметалла уже через 14 ÷ 18 мин. Такое изменение в поведении биметалла может быть связано с природой распространения ультразвука через границы различных сред [15].

При анализе экспериментальных данных, полученных с помощью оптического микроскопа, было установлено, что сформированная ДЗ после ТО состоит из визуально-различимых двух слоев (рис. 3). Проведенные ранее электронно-оптических исследования, совместно с результатами ЭДС-анализа, показали также присутствие двух прослоек, соответствующих по стехиометрии (согласно диаграмме состояния Ti-Cu) интерметаллидам, начиная от меди: TiCu и Ti₂Cu.

Увеличение температуры ТО до 880 °С для образцов, не подвергаемых воздействию ульт-

развука, приводит к незначительному увеличению скорости роста ДЗ с сохранением ее структуры и фазового состава. Воздействие ультразвука на образцы при 880 °С сопровождается резким увеличением толщины ДЗ и изменением ее структуры, которая визуально схожа с получаемой при взаимодействии в присутствии жидкой фазы (рис. 2). При этом толщина прослойки TiCu со стороны медного слоя, формирующейся в условиях твердофазной диффузии на образце-свидетеле, оказалась практически одинаковой. Наблюдаемые изменения в характере диффузионного взаимодействия связаны со снижением температуры эвтектического превращения в системе Ti-Cu за счет дополнительного энергетического вклада от ультразвуковых колебаний, причем расслоения образцов на таких режимах, не наблюдалось.

Несмотря на то, что воздействие ультразвука не оказывает влияния на фазовый состав ДЗ наблюдается незначительное количественное изменение соотношения фаз. Анализ дифрактограмм, снятых с поверхности исследуемых образцов подтвердил присутствие в составе ДЗ интерметаллидов TiCu и Ti₂Cu (рис. 4).

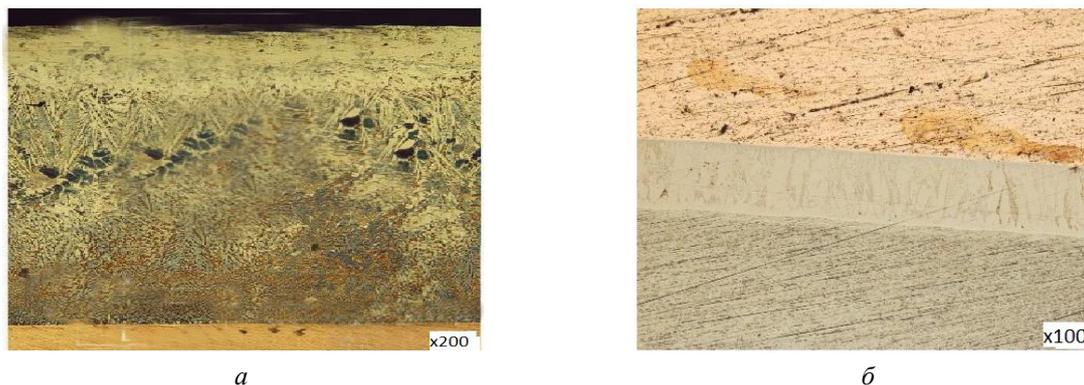


Рис. 3. Структура ДЗ после ТО 880 °С, 15 мин с воздействием ультразвука $\times 200$ (а) и без (б) $\times 100$

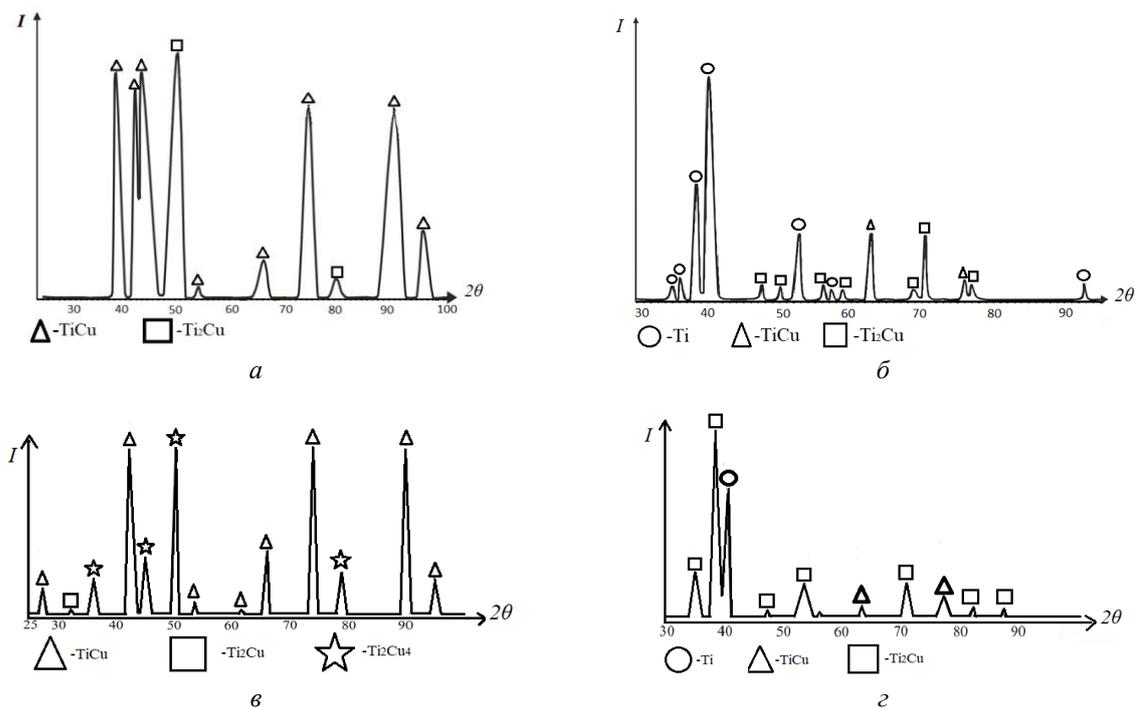


Рис. 4. Дифрактограмма ДЗ со стороны титана (а, б) и со стороны меди (в, з) после ТО 850 °С, 30 мин с воздействием ультразвука (а, в) и без (б, з)

Выводы

1. В результате выявления и обобщения основных закономерностей формирования и роста на межслойных границах ДЗ исследуемого биметалла экспериментально доказано, что воздействие ультразвука способствует сокращению латентного периода зарождения интерметаллидных фаз на межслойной границе, снижает температуру начала эвтектического превращения (\approx на 12 °С) и не оказывает влияния на фазовый состав ДЗ, формирующейся в результате протекания гомогенных (на границе контакта твердое тело-твердое тело) реакций.

2. Толщина ДЗ (при продолжительности подводимых акустических колебаний, обеспе-

чивающей отсутствие трещин в диффузионной зоне, приводящих к расслаиванию биметалла) увеличивается на 15÷20 % при фиксированной температуре интенсивной диффузии; при этом расслоения образцов в процессе формирования ЗВ на режимах КП не происходило при ТО с одновременным воздействием ультразвуковых колебаний.

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. Шморгунов, О. В. Слаутин, А. И. Богданов. – М. : Metallurgizdat, 2016. – 346 с.
4. Механические свойства СИК системы Cu-Al с интерметаллидной прослойкой, сформированной в твердой фазе / В. Г. Шморгунов, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин, С. А. Абраменко // Известия ВолГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 4 / ВолГТУ. – Волгоград, 2010. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 4). – С. 48–51.
5. Формирование покрытия на поверхности медных деталей при жидкофазном взаимодействии в слоистой системе Al-Ti-Cu / В. Г. Шморгунов, О. В. Слаутин, В. Н. Арисова, Д. А. Евстропов, Р. Е. Новиков // Известия ВолГТУ : научный журнал № 8 (168) / ВолГТУ. – Волгоград, 2015. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 13–19.
6. *Шморгунов, В. Г.* Formation of Coatings Based on Copper Aluminides on Aluminum Surface by Contact Melting / В. Г. Шморгунов, О. В. Слаутин, В. П. Кулевич // Inorganic Materials: Applied Research. - 2018. - Vol. 9, Issue 4. - С. P. 628-633.
7. *Шморгунов, В. Г.* Effect of Contact Melting Regime on Structure and Properties of Coatings of the Copper-Titanium System / В. Г. Шморгунов, О. В. Слаутин, Д. А. Евстропов // Metallurgist. - 2016. - Vol. 60, No. 5-6. - С. 635-640.
8. Formation of Ti-Cu-Based Intermetallic Coatings on the Surface of Copper During Contact Melting / В. Г. Шморгунов, Л. М. Гуревич, О. В. Слаутин, В. Н. Арисова, Д. А. Евстропов // Metallurgist. - 2016. - Vol. 59, Issue 9-10 (January 2016). - С. 974-979.
9. *Шморгунов, В. Г.* Features of Diffusion Interaction in Steel-Aluminum Composite After Explosive Welding and Aluminizing by Melt Immersion / В. Г. Шморгунов, О. В. Слаутин, В. П. Кулевич // Metallurgist. - 2019. - Vol. 63, No. 7–8. – P. 766-774.
10. Contact Melting Mechanism in the Cu-Ti System / В. Г. Шморгунов, О. В. Слаутин, Д. А. Евстропов, В. П. Кулевич // Key Engineering Materials. Vol. 743, 2017. – P. 58-62.
11. *Кулемин, А. М.* Ультразвук и диффузия в металлах / А. М. Кулемин. – Москва : Металлургия, 1978. – 200 с.
12. Влияние ультразвукового воздействия на диффузионные процессы при термообработке сваренного взрывом СКМ медь М1 + алюминий АД1 / В. Г. Шморгунов, О. В. Слаутин, Е. В. Кузьмин, В. П. Кулевич // Известия ВолГТУ : научный журнал № 10 (245) / ВолГТУ. – Волгоград, 2020. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 18–20.
13. *Слаутин, О. В.* Investigation of the Influence of Ultrasound Action on Diffusion Processes in an Explosion-Welded Bimetal System Cu-Al during Heat Treatment / О. В. Слаутин, Д. В. Проничев, Е. В. Кузьмин // Defect and Diffusion Forum. - 2021. - Vol. 410. - С. P. 306-312.
14. *Олих, О. Я.* Увеличение длины диффузии электронов в кристаллах р-кремния под действием ультразвука / О. Я. Олих, И. В. Островский // Физика твердого тела. – 2002. – Т. 44. – №. 7. – С. 1198–1202.
15. *Исаакович, М. А.* Общая акустика : учеб. пособие / М. А. Исаакович. – И-во «Наука», Главная редакция физико-математической литературы, Москва. – 1973.

ПОРОШКОВЫЕ И ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 621.762.4.04

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-2-261-24-28

*В. О. Харламов, А. В. Крохалев, Е. А. Косова, А. С. Балагуров,
Д. Р. Черников, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак*

МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ, ПОЛУЧАЕМЫЕ ВЗРЫВНОЙ ОБРАБОТКОЙ СМЕСЕЙ ПОРОШКОВ КАРБИДОВ С ТИТАНОМ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: weld@vstu.ru

В работе показаны основные закономерности формирования металлокерамических материалов системы $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ti}$, SiC-Ti и покрытий из них при взрывном прессовании смесей порошков на стальном основании.

Установлено, что формирование прочных поверхностей раздела между карбидом (Cr_3C_2 или SiC) и титаном происходит при температуре разогрева порошковой смеси в результате ударно-волнового сжатия до $0,35 \dots 0,4 T_{\text{пл}}$ карбида и давлениях $10 \dots 15$ ГПа. При этом химический состав компонентов сплава не претерпевает изменений, перераспределения элементов между фазами в макрообъемах не происходит, а свойства твердого сплава достигают максимального уровня.

Ключевые слова: карбид хрома, карбид кремния, титан, твердый сплав, металлокерамика, взрывное прессование порошков, межфазные поверхности, пористость, твердость.

*V. O. Kharlamov, A. V. Krokhalev, E. A. Kosova, A. S. Balagurov,
D. R. Chernikov, S. V. Kuzmin, V. I. Lysak*

METAL-CERAMIC MATERIALS PRODUCED BY EXPLOSIVE PRESSING OF POWDER MIXTURE OF CARBIDE AND TITANIUM POWDERS

Volgograd State Technical University

The paper considered the basic laws governing the formation of metal-ceramic materials of $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ti}$, SiC-Ti and coatings of them during explosive compaction of powder mixtures on a steel base.

Keywords: chromium carbide, titanium, metal-ceramic, hard alloy, explosive compaction, phase composition, porosity, hardness.

В настоящее время твердые сплавы чаще всего получают путем прессования исходных смесей порошков тугоплавких карбидов с металлами и спекания. Это накладывает определенные ограничения на подбор состава материалов, связанные, прежде всего, с химической совместимостью компонентов сплавов. При этом, как правило, используются квазиэвтектические системы [1], такие, например, как WC-Co (рис. 1).

Отличительной особенностью подобных систем является появление жидкой фазы при температурах, существенно меньших, чем температуры плавления исходных компонентов сплава, что собственно, и обеспечивает качест-

венное спекание, и практически полное восстановление исходного фазового состава при охлаждении.

Весьма интересной с научной точки зрения является возможность обойти данное ограничение путем использования при компактировании порошковых смесей карбидов с металлами энергии взрыва. Взрывная обработка порошков позволяет одновременно достигать и давлений, достаточных для уплотнения порошков до практически беспористого состояния, и температур, достаточных для сварки структурных компонентов порошкового материала в единое целое, что исключает необходимость последующего спекания прессовки.

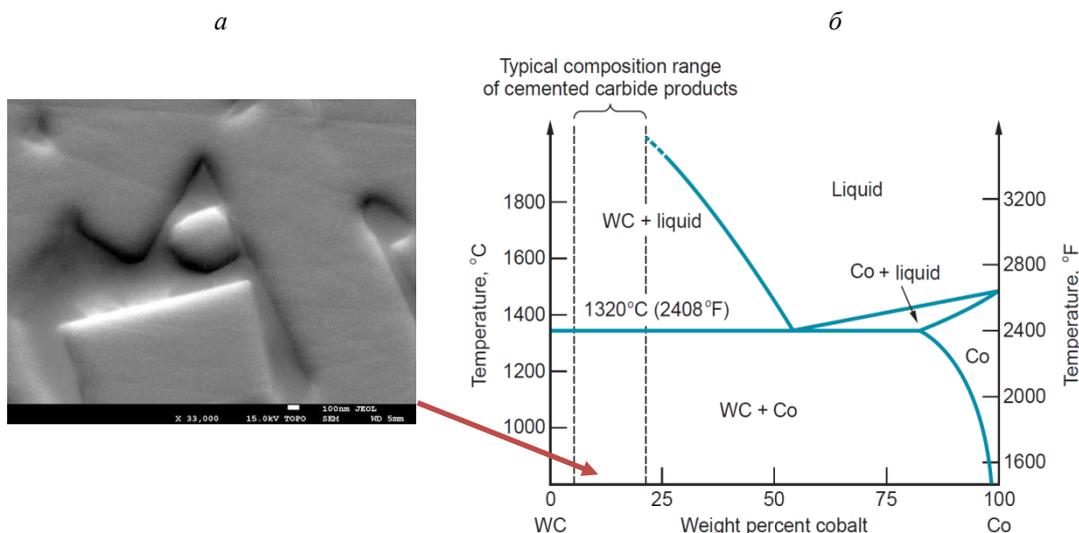


Рис. 1. Микроструктура сплава BK8 (а) и диаграмма состояния WC-Co (б) [1]

Отказ от операции спекания твердых сплавов позволяет использовать для их получения компоненты, являющиеся несовместимыми с точки зрения термодинамики, такие, как Cr_3C_2 -Ti или SiC-Ti, т.е. использовать системы, исходный состав которых принципиально отличается от равновесного.

При проведении исследований исходную смесь порошков карбидов с титаном (рис. 2) располагали на поверхности монокристаллической подложки и нагружали путем подрыва накладного заряда ВВ через промежуточную прокладку, отделяющую продукты детонации от порошка. Используемая схема нагружения достаточно проста и, что самое важное –

перспективна в плане получения покрытий на заготовках деталей. Расчет численных значений давления при взрывной обработке проводился методом (P, u)-диаграмм с использованием специально составленной компьютерной программы. Температура разогрева порошка оценивалась по приращению его внутренней энергии при ударно-волновом сжатии [3].

Как показали расчеты, выполненные с помощью программного пакета Thermo-Calc фирмы Thermo-Calc Software AB (Швеция), при типичном для твердых сплавов содержании титана в смеси он должен полностью реагировать с карбидной фазой и отсутствовать в структуре получаемого материала.

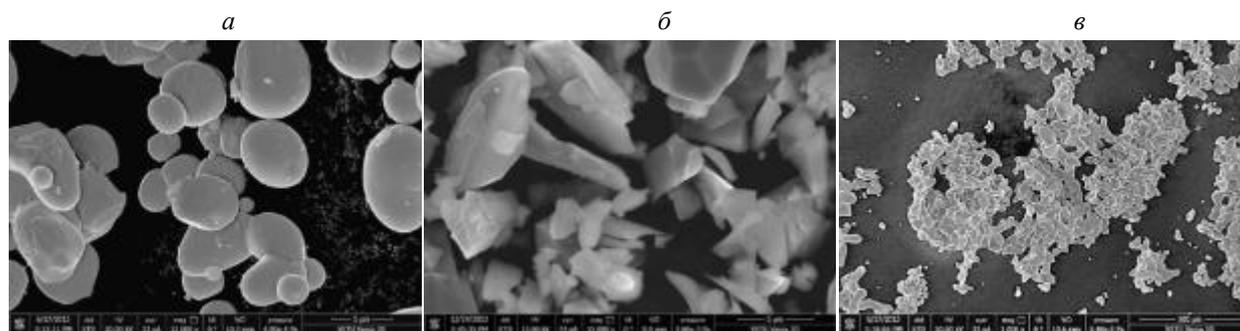


Рис. 2. Исходные порошковые материалы: а – Cr_3C_2 ; б – SiC; в – Ti

Металлографические исследования образцов после ударно-волновой обработки смесей порошков на основе карбида хрома с титаном показали, что в структуре полученных порошковых материалов присутствуют частицы карбидной фазы (рис. 3, а), между которыми рас-

полагаются металлическая связка и отдельные микронесплошности (поры).

Изучение линейного профиля распределения элементов между фазами показало отсутствие следов вторичного химического взаимодействия между компонентами исходной по-

рошковой смеси и перераспределения элементов между фазами. Этот факт позволяет предположить, что процессы, обусловленные диффузией, взаимным растворением компонентов и образованием новых фаз, и ведущие в конечном счете к формированию промежуточ-

ных слоев той или иной толщины со свойствами, отличными от свойств исходных соединяемых материалов, за столь короткое время, в течение которого длится ударно-волновая обработка порошкового материала, протекать не успевают.

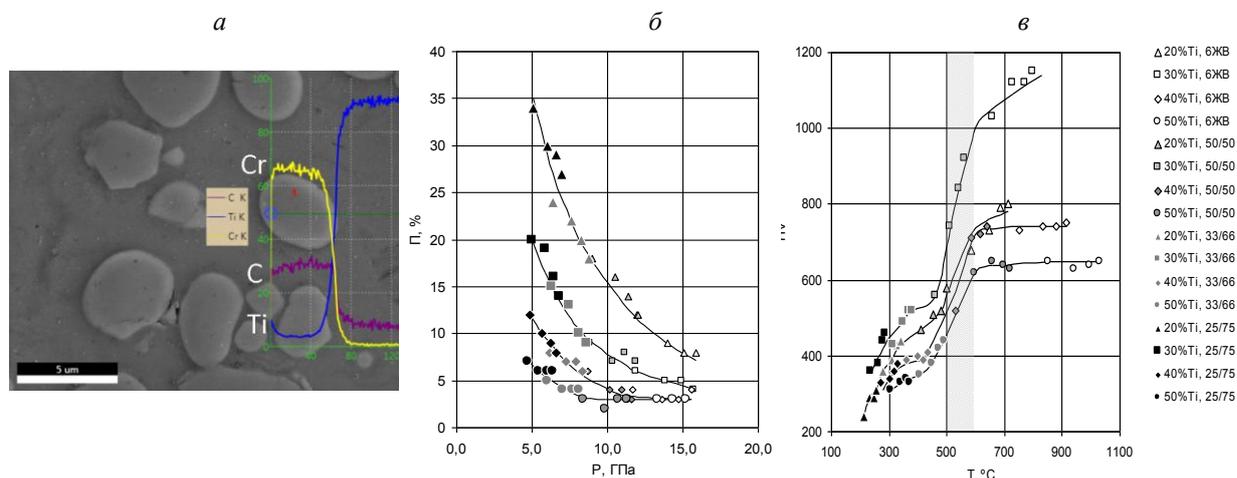


Рис. 3. Микроструктура твердого сплава системы Cr_3C_2-Ti (а) и его свойства: б – пористость; в – твердость в зависимости от давления и температуры взрывного прессования

Исследование плотности полученных прессовок показало, что с увеличением интенсивности нагружения их пористость монотонно снижается (рис. 3, б). При этом порошковые смеси с более высоким содержанием титановой связки уплотняются существенно лучше, чем смеси с меньшим ее содержанием.

Твердость материалов с увеличением интенсивности ударно-волнового воздействия увеличивается (рис. 3, в), причем на ее плавный рост при увеличении температуры разогрева порошка в процессе обработки при 500–600 °С накладывается скачек, свидетельствующий о формировании прочного соединения между составляющими исходной порошковой смеси. Данный вывод хорошо согласуется с наблю-

даемым изменением характера излома образцов при переходе через указанный участок с межкристаллитного на транскристаллитный.

Температура 500...600 °С, при которой наблюдается сварка частиц порошка друг с другом на стадии уплотнения, соответствует температуре $(0,35...0,4) T_{пл}$ используемого карбида, что соответствует современной теории сварки в твердой фазе керамики с металлом [2].

Было обнаружено, что граница между компонентами твердого сплава представляет собой хорошо различимую прослойку толщиной порядка 80...100 нм со своим собственным строением, отличным от строения карбида хрома и используемого в качестве связки титана (рис. 4, а). По толщине прослойки хорошо раз-

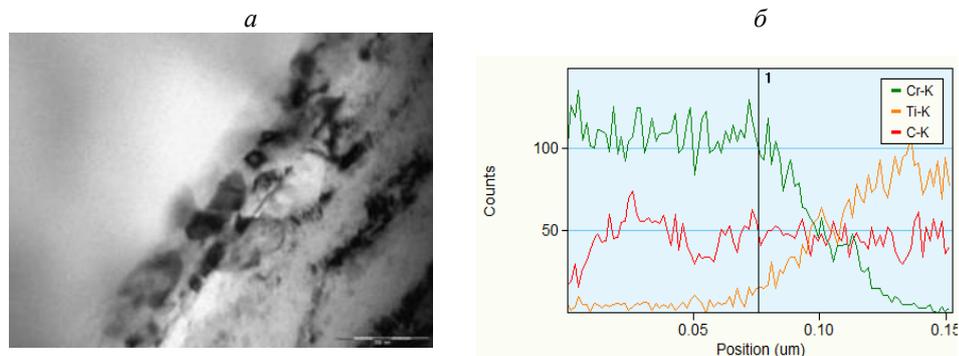


Рис. 4. Микроструктура на границе раздела фаз твердого сплава системы Cr_3C_2-Ti (а) и распределение элементов вдоль нее (б)

личимы три зоны отличающиеся друг от друга по электронно-оптической плотности и фрагментированности субмикроструктуры.

Характерной особенностью этой прослойки является плавное непрерывное изменение ее химического состава от максимально возможного содержания одного металла до максимально возможного содержания другого при неизменном по сечению содержанию углерода (рис. 4, б).

Как показало изучение образцов твердых сплавов, подвергнутых последующему нагреву,

их исходное двухфазное состояние и описанное выше строение межфазных границ сохраняются практически в неизменном виде вплоть до температур порядка 400 °С (рис. 5, а).

При нагреве до 400 °С фазы, образовавшиеся на границе между Cr_3C_2 и Ti, растворяются и твердый сплав карбида хрома с титаном становится, как и исходная порошковая смесь, двухфазным. Процесс сопровождается рекристаллизацией титана (рис. 5, б) с последующим ростом рекристаллизованного зерна.

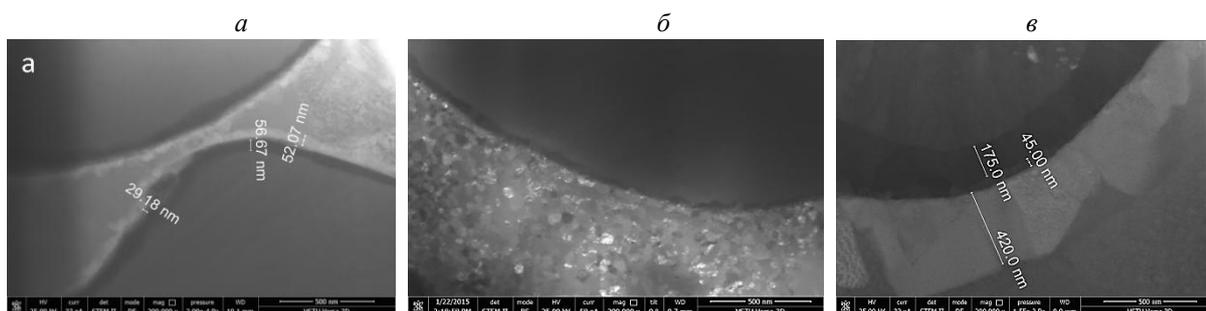


Рис. 5. Микроструктура твердого сплава системы Cr_3C_2 -Ti в состоянии после взрывного прессования (а) и после нагрева до 400 °С (б) и 700 °С (в)

С увеличением температуры нагрева сплава после взрывной обработки до 650 °С на межфазных границах наблюдается появление мелкодисперсных зародышей новых фаз, которые при 700 °С сливаются и образуют два отдельных диффузионных слоя (рис. 5, в), которые растут в противоположных направлениях. За

счет их роста при температуре 1200 °С исходные фазы в сплаве полностью исчезают.

При использовании порошковых смесей SiC и Ti в структуре прессовок так же остаются хорошо различимыми исходные фазы смеси, не прореагировавшие друг с другом химически (рис. 6, а, б).

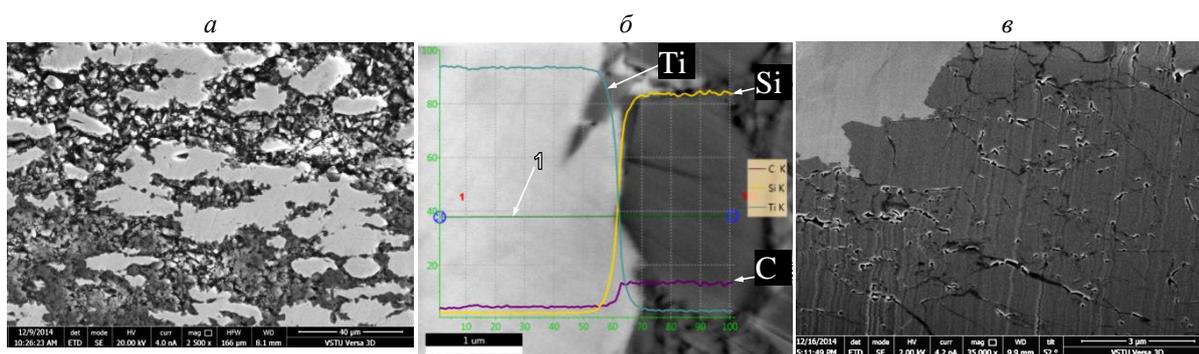


Рис. 6. Микроструктура (а), распределение элементов вдоль фаз (б) и спрессованные взрывом частицы SiC (в) металлокерамического материала системы SiC-Ti

Необычным последствием использования взрывной обработки смесей порошков SiC и Ti является тот факт, что уплотнение порошка происходит путем заполнения межчастичного пространства за счет течения более твердой составляющей смеси – карбида кремния, который

при этом несколько измельчается за счет дробления (рис. 6, в).

Данный эффект приводит к тому, что увеличение содержания карбидной фазы в смеси ее прессуемость улучшается (рис. 7, а). Одной из причин течения карбида кремния является его

низкий удельный вес [4], который ведет к увеличению значений массовой скорости за фронтом ударной волны в частицах SiC и скорости, приобретаемой им при выходе этих волн на свободные поверхности частиц.

Излом полученных образцов ближе к межкристаллитному – проходит в основном по гра-

ницам SiC- SiC, в том числе и образовавшимся при дроблении частиц карбида кремния – но на кривых зависимости твердости от температуры разогрева порошков в ударных волнах хорошо прослеживается нижняя граница формирования прочного соединения между частицами (рис. 7, б).

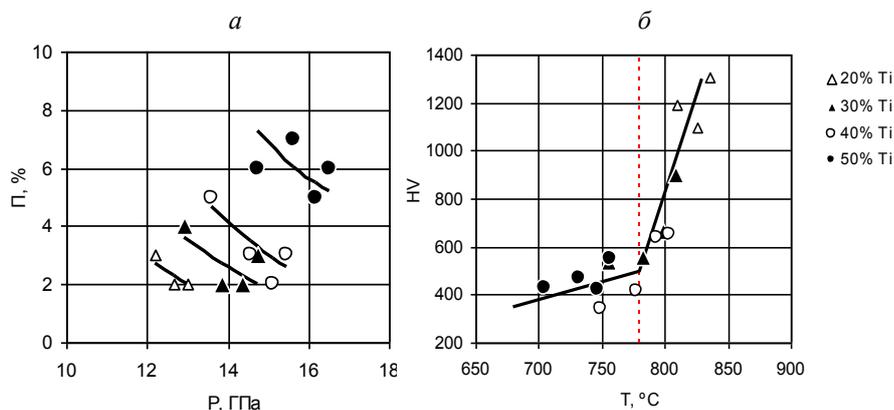


Рис. 7. Остаточная пористость (а) и твердость материалов (б) металлокерамического материала системы SiC-Ti

Полученные материалы могут быть использованы в качестве износостойких и антифрикционных. Твердые сплавы Cr_3C_2 -Ti испытывались на трение по силицированному графиту в дистиллированной воде. Испытания проводились на машине трения МИ-1м по схеме «вал-колодочка» с врезанием. Исследование поверхности трения после испытаний показало, что частицы Cr_3C_2 эффективно удерживаются титановой связкой, воспринимают контактную нагрузку и разрушаются за счет развития усталостного растрескивания.

Сравнение триботехнических показателей сплавов Cr_3C_2 -Ti с результатами испытаний традиционных материалов КХН-20 и СГП-0,5, проведенных в тех же условиях, показало, что разработанные материалы имеют практически тот же коэффициент трения, но в 2–2,5 раза большую удельную нагрузку схватывания и на порядок меньший износ.

Выводы

1. Использование взрывного нагружения смесей порошков тугоплавких карбидов с металлами обеспечивает возможность сохранения их фазового состава и получение консолидированных металлокерамических материалов без последующего спекания.

2. Формирование прочных поверхностей раздела между составляющими порошкового материала происходит в том случае, когда температура разогрева порошка при ударно-

волновом сжатии превышает $(0,35...0,4) T_{\text{пл}}$, где $T_{\text{пл}}$ – температура плавления основного карбида сплава.

3. При взрывном нагружении на межфазных поверхностях образуются граничные слои общей толщиной 50...100 нм с фазовым составом, равновесным при давлениях ударно-волнового сжатия, растворяющиеся при последующем нагреве до 400 °С.

4. Химическое взаимодействие компонентов сплава между собой начинается при температурах от 650 °С. В результате химического взаимодействия на границах образуются и растут слои стабильных карбидов.

5. Применение взрывной технологии и нетрадиционных составов порошковых твердых сплавов обеспечивает возможность повышения их антифрикционных свойств и износостойкости по сравнению с известными составами и технологиями.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Groover M. P. Fundamentals of modern manufacturing: Part 2. – 2010.
2. Красулин, Ю. Л. Микросварка давлением / Ю. Л. Красулин, Г. В. Назаров. – М.: Металлургия. – 1976.
3. Лысак, В. И. Прессование порошков взрывом / В. И. Лысак, А. В. Крохалев, С. В. Кузьмин, В. Д. Рогозин, А. М. Каунов. – 2015.
4. Уплотнение смесей порошков карбида хрома и металлической связки при взрывном прессовании / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, В. В. Пай // Физика горения и взрыва. – 2019. – Т. 55, № 4. – С. 129–137.

УДК 621-039-419; 620.22-419; 537.868
DOI: 10.35211/1990-5297-2022-2-261-29-31

И. В. Злобина, Н. В. Бекренев

**ЭФФЕКТИВНОСТЬ ВЛИЯНИЯ МОДИФИЦИРОВАНИЯ В СВЧ
ЭЛЕКТРОМАГНИТНОМ ПОЛЕ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ ПОЛИМЕРНЫХ
КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ИХ ИЗГИБНУЮ ПРОЧНОСТЬ
В УСЛОВИЯХ ПОНИЖЕННЫХ ТЕМПЕРАТУР**

**Саратовский государственный технический университет
имени Ю. А. Гагарина, г. Саратов
e-mail: Irinka_7_@mail.ru**

В статье приведены результаты испытаний контрольных и модифицированных в СВЧ электромагнитном поле образцов угле- и стеклопластика по схеме трехточечного изгиба при температуре образцов -20°C . Установлено, что СВЧ воздействие способствует повышению изгибной прочности на 12 и 15 % при одновременном повышении равномерности параметра в партии образцов от 1,5 до 4,9 раз. Разрушение контрольных образцов происходит по механизму, близкому к хрупкому. Для опытных образцов отмечена тенденция к появлению пластической составляющей.

Ключевые слова: полимерные композиционные материалы, углепластик, стеклопластик, изгибные напряжения, равномерность, отрицательные температуры, СВЧ электромагнитное поле, контактное взаимодействие.

I. V. Zlobina, N. V. Bekrenev

**EFFICIENCY OF THE INFLUENCE OF MODIFICATION IN THE MICROWAVE
ELECTROMAGNETIC FIELD OF STRUCTURES MADE OF POLYMER COMPOSITE
MATERIALS ON THEIR BENDING STRENGTH AT LOW TEMPERATURES**

Yuri Gagarin Saratov State Technical University, Saratov

Tests of control and modified carbon and fiberglass samples in the microwave electromagnetic field were performed according to the three-point bending scheme at a sample temperature of -20°C . It was found that the microwave effect increases the bending strength by 12 and 15 %, while increasing the uniformity of the parameter in the batch of samples from 1.5 to 4.9 times. The destruction of control samples occurs by a mechanism close to brittle. For the prototypes, there is a tendency to the appearance of a plastic component.

Keywords: polymer composite materials, carbon fiber, fiberglass, bending stresses, uniformity, negative temperatures, microwave electromagnetic field, contact interaction.

Полимерные композиционные материалы (ПКМ), армированные тканями на основе углеродных, стеклянных и арамидных волокон, находят широкое применение в транспортных системах, строительстве и энергетических комплексах. Прогнозируется расширенное применение ПКМ для объектов энергетики, строительства и транспортных систем, применяемых в районах Крайнего Севера. Специфические климатические условия в указанных регионах приводят к старению матрицы ПКМ и потере первоначальных прочностных характеристик материала [1; 2]. Температурные градиенты, а также действие ударных нагрузок (микрметеориты и космический мусор) и ионизирующих излучений характерны также при эксплуатации космических аппаратов, значительная часть конструктивных элементов которых выполнена из ПКМ. Совершенствование существ-

вующих технологий изготовления компонентов и формования ПКМ с целью повышения их устойчивости к воздействию внешних факторов и, в частности – отрицательных температур, путем внедрения на этих стадиях большинства химических и физических методов модифицирования требует серьезного и затратного технического перевооружения производства. Проблема осложнена тем, что действительные физико-механические свойства ПКМ можно определить лишь после изготовления конкретной детали, разброс свойств ПКМ значительно выше, чем для металлов и их сплавов, и при многоэтапной оптимизации параметров конструкции этот фактор может отражаться на достоверности данных. Авторы статьи и ряд других исследователей [3] считают, что указанные недостатки возможно минимизировать при использовании СВЧ электромагнитного поля для

модифицирования ПКМ в процессе воздействия на конечное изделие. Эта возможность подтверждена исследованиями, проводившимися авторами в 2015–2021 гг. [4]. Однако, при этом не изучалось влияние обработки в СВЧ электромагнитном поле отвержденных ПКМ на изменение их прочностных характеристик при действии низких температур.

Целью исследований явилось выявление возможности повышения функциональных характеристик и расширения диапазона условий эксплуатации в результате модифицирования в СВЧ электромагнитном поле конструктивных элементов из ПКМ, армированных тканями на основе углеродных и стеклянных волокон, путем сравнительной оценки прочности при отрицательных температурах.

В экспериментах использовали образцы угле- и стеклопластика производства ООО «Еврокомплект», г. Калуга в виде плоскопараллельных пластин размерами 70x10x5 и 70x10x5,5 мм соответственно. Образцы разделяли на контрольную и опытную группы. СВЧ обработку одновременно по 5 образцов осуществляли на экспериментальном оборудовании, созданном на базе установки «Жук-2-02» (ООО НПП «АгроЭкоТех», г. Обнинск, Калужской обл.) с камерой лучевого типа с неограниченным объемом излучения в открытое пространство) при частоте 2,45 ГГц и плотности потока энергии при модифицировании углепластика $(17-18) \times 10^4$ мкВт/см² и стеклопластика – $(22-25) \times 10^4$ мкВт/см² в течение 2 минут. На данных режимах обеспечивается максимальный упрочняющий эффект СВЧ воздействия [18; 19]. После обработки обе группы образцов охлаждали до температуры -20 °С при влажности 50 % в климатической камере. Для механических испытаний образцы извлекались по одному и подвергались испыта-

ниям в течение времени, не превышающем 30 с для сведения к минимуму влияния температуры в помещении, которая составляла +22 °С. Обе партии контрольных и опытных образцов испытывали по схеме трехточечного изгиба в соответствии с ГОСТ Р 56805–2015 на специальной компьютерной установке с тензометрическими датчиками усилий с программным обеспечением LabWiev (ИП «Майоров», г. Орел). Скорость нагружения составила 350 мм/мин.

По результатам испытаний определяли значения и математическое ожидание предельных напряжений изгиба, изменение величины напряжений опытных образцов $\sigma_{\text{Фоп}}$ в сравнении с контрольными $\sigma_{\text{Фк}}$ - ($\Delta = \sigma_{\text{Фоп}} / \sigma_{\text{Фк}}$). Влияние СВЧ модифицирования на равномерность значений данного параметра оценивали путем расчета коэффициента и размаха вариации.

Кинетика нагружения контрольных и опытных образцов угле- и стеклопластика представлена на рис. 1 и 2, результаты статистической обработки данных, полученных при испытании образцов, в таблице.

Видно, что при отрицательных температурах испытаний опытные образцы показывают на (12–15) % большую изгибную прочность по сравнению с контрольными. При этом в 2,5–3,5 раза возрастает время до наступления необратимого повреждения. Нарастание нагрузки может быть описано степенной зависимостью, для контрольных образцов – зависимость близка к линейной. Отмеченные особенности могут свидетельствовать о преимущественно хрупком механизме разрушения контрольных образцов. У опытных образцов отмечается определенная доля пластической деформации. Коэффициент вариации разрушающих напряжений угле- и стеклопластика снижается соответственно с 6,5 до 4,29 % и с 8,36 до 1,7 %.

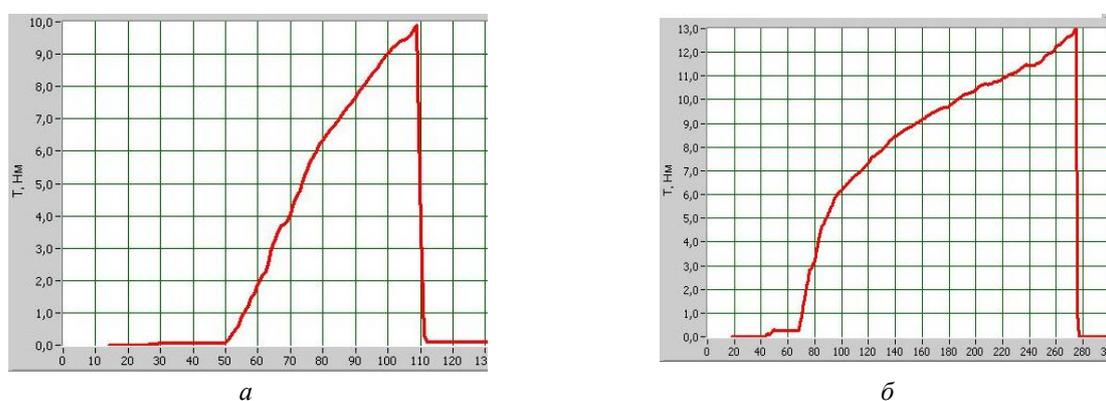


Рис. 1. Типичные графики нагружения контрольных (а) и опытных (б) образцов углепластика (по оси абсцисс – время в миллисекундах)

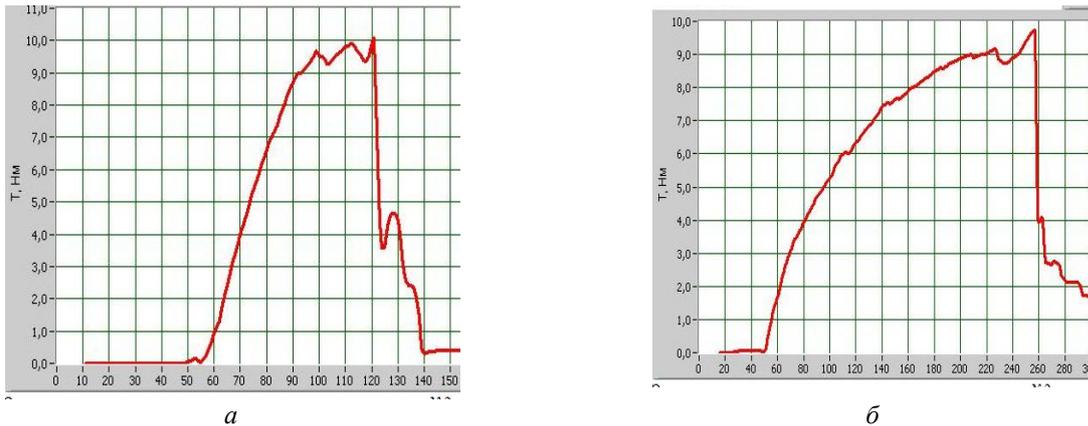


Рис. 2. Типичные графики нагружения контрольных (а) и опытных (б) образцов стеклопластика (по оси абсцисс – время в миллисекундах)

Результаты испытаний образцов угле- и стеклопластика по схеме трехточечного изгиба

Параметр	Углепластик			Стеклопластик		
	Контрольный	Опытный	Δ	Контрольный	Опытный	Δ
σ _F , МПа	94,91	109,44	1,15	70,7	79,2	1,12
τ, мс	75	259	259	58	144	2,48

При воздействии отрицательных температур в структуре ПКМ происходят следующие изменения. Благодаря значительной гидрофильности образовавшиеся при отверждении пустоты наполняются влагой, влага адсорбируется также на поверхности материала, заполняет трещины и микронеровности. В процессе замерзания происходит расширение накопленной влаги и расклинивание пустот с образованием микротрещин. Происходит охрупчивание аморфной структуры матрицы, снижение возможностей к деформациям под нагрузкой. Вследствие указанных причин усиливается дефектообразование в структуре ПКМ и растут внутренние напряжения. Известно [5], что при нагреве отвержденной эпоксидной смолы до температуры (40–60) °С происходит повышение ее пластичности. СВЧ диэлектрический нагрев ПКМ до указанной температуры приводит к частичной пластификации и восстановлению аморфной структуры эпоксидной матрицы, а волновые процессы стимулируют колебания макромолекул и их конформационные повороты, активацию аппретированной поверхности волокон, на которой формируется большее количество активных центров. При повторном отверждении увеличивается процент упорядоченной фазы в МФС, но размеры ее фрагментов меньше по причине неизменности исходного объема матрицы. В результате увеличивается площадь поверхностей контактного взаимодей-

ствия «матрица-волокно» и уменьшаются размеры пустот, что снижает объем поглощенной из окружающей среды влаги и, соответственно, уменьшает объем повреждений, вызванных расклинивающим эффектом при ее замерзании под действием отрицательных температур.

Исследования выполнены в рамках проекта СП-5946.2021.3 «Метод повышения функциональных характеристик элементов космических аппаратов из отвержденных полимерных композиционных материалов в условиях воздействия температурного градиента».

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Горынин, И. В. Конструкционные материалы – важный элемент надежности и экологической безопасности инфраструктуры Арктики / И. В. Горынин // Арктика: экология и экономика № 3 (19), 201. – С. 82–87.
2. Бузник В. М., Каблов Е. Н., Кошурин А. А. Материалы для сложных технических устройств арктического применения. Научно-технические проблемы освоения Арктики. М., 2015. С. 275–285.
3. Inderdeep Singh Feasibility study on microwave joining of ‘green’ composites / Inderdeep Singh, Pramendra Kumar Bajraia, Deepak Malika, Apurbba Kumar Sharma, Pradeep Kumara // Akademeia (2011) 1(1): ea0101. pp. 1-6.
4. Злобина, И. В. Новые конструкторско-технологические методы повышения прочности конструкционных элементов из неметаллических композиционных материалов : монография / И. В. Злобина, Н. В. Бекренев. – Саратов : Сарат. гос. техн. ун-т, 2017. – 164 с.
5. Мошинский, Л. Эпоксидные смолы и отвердители / Л. Мошинский. – Тель-Авив : Аркадия-Пресс. ЛТД., 1995. – 371 с.

УДК 678.743:539.2

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-2-261-32-35

*Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. И. Богданов, Д. Е. Ефремов, Д. А. Дорошенко***ИССЛЕДОВАНИЕ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ СВМПЭ*****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mvpol@vstu.ru

В работе представлены сравнительные исследования методом рентгеноструктурного анализа кристаллической структуры сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ) после статического (СП) и взрывного прессования (ВП). Оценено влияние спекания на тонкую структуру полимера.

Ключевые слова: СВМПЭ, взрывное прессование, статическое прессование, спекание, кристаллическая структура, рентгеноструктурный анализ.

*N. A. Adamenko, G. V. Agafonova, A. I. Bogdanov, D. E. Efremov, D. A. Doroshenko***STUDY OF THE CRYSTAL STRUCTURE OF UHMWPE****Volgograd State Technical University**

The paper presents comparative studies by X-ray diffraction analysis of the crystal structure of ultrahigh molecular weight polyethylene (UHMWPE) after static (SP) and explosive pressing (EP). The influence of sintering on the fine structure of the polymer is estimated.

Keywords: UHMWPE, explosive pressing, static pressing, sintering, crystal structure, X-ray diffraction analysis.

Введение

Сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ) обладает уникальными физико-механическими свойствами, является перспективным конструкционным полимером для производства высокомолекулярных волокон, изделий, работающих в агрессивных средах, в условиях износа, широко используется для изготовления деталей и футеровки оборудования химической, добывающей промышленности, в медицине. Свойства полимера обусловлены особенностью его структуры: большой молекулярный вес (до 10–12 млн.), параллельная ориентация молекул (показатель параллельности до 95 %), а степень кристалличности может достигать 85 % [1]. Достигнуть нового уровня свойств СВМПЭ удастся созданием композиционных материалов на его основе, а также применением различных высокоэнергетических методов модификации структуры полимера [2–5].

Перспективным способом высокоэнергетического воздействия на различные материалы, в том числе полимерные, является ударно-волновая обработка. Интенсивное воздействие обеспечивается взрывом бризантных веществ и позволяет за доли микросекунд достигнуть в уплотняемом полимерном материале высоких давлений (до 1,5 ГПа) и температур (до 1000 °С), что обеспечивает протекание различных структурных превращений, физико-химических про-

цессов и формирует высокий уровень физико-механических свойств [5–7].

Технология взрывного прессования, как и традиционные методы получения заготовок из порошковых полимерных материалов, в том числе СВМПЭ, заключается в их уплотнении и последующем спекании при температуре выше плавления кристаллической фазы, что способствует монолитизации материала и повышению его прочности [8]. Учитывая, что ВП сопровождается интенсивными структурными превращениями и может оказать влияние на структуру и свойства полимера, нами проведены сравнительные исследования кристаллической структуры СВМПЭ после СП, ВП и последующего спекания.

Материалы и методы исследования

В настоящей работе исследовали кристаллическую структуру СВМПЭ: исходного порошка, после статического (СП), взрывного (ВП) прессования и последующего после высокоэнергетической обработки спекания.

Уплотнение при статическом прессовании обеспечивалось давлением 100 МПа, при взрывном – 0,7 ГПа. Взрывное прессование осуществляли скользящей ударной волной при плоском нагружении. Спекание проводили в свободном состоянии при температуре 190 °С с выдержкой 10 минут на один миллиметр поперечного сече-

ния образца и последующим охлаждением с печью. Полученные плоские прессовки не имели следов расслоения и деструкции.

Исследование кристаллической структуры полимера осуществляли на рентгеновском дифрактометре D8 ADVANCE (Bruker AXS GmbH, Germany) в излучении медного анода CuK α . Образцы исследовали на отражение, интенсивность дифракционной картины регистрировали с помощью позиционно-чувствительного детектора SSD160 линейного типа с числом каналов 160. Фазы идентифицировали с использованием порошковой базы ICDD PDF-2 (2016). Анализ полученных дифрактограмм проводился с помощью программного обеспечения Diffrac.EVA (version 4.2.1).

Результаты исследований

В результате исследований выявлено (рис. 1), что не зависимо от способа прессования СВМПЭ сохраняет аморфно - кристаллическую структуру с высокой степенью кристалличности (44–47 %). На дифрактограмме формируется широкое гало при углах 2θ 16–27° рассеянием рентгеновских лучей аморфной фазой. Два

наиболее интенсивных дифракционных максимума с индексами 110 ($2\theta = 21,4^\circ$) и 200 ($2\theta = 23,9^\circ$) принадлежат кристаллической фазе с орторомбической решеткой. При $2\theta = 19,5^\circ$ малоинтенсивный рефлекс с индексом 001 относится к моноклинной фазе. Интенсивность рефлекса 001 возрастает при деформационном воздействии, что обусловлено увеличением содержания моноклинной фазы с наибольшим значением после СП (10,6 %). Меньшее содержание моноклинной фазы после ВП (7,1 %) по сравнению с СП обусловлено разогревом полимера при высокоскоростном уплотнении, что привело к его частичной рекристаллизации. Увеличение моноклинной фазы под действием высоких давлений и ее уменьшение при нагреве согласуется с исследованиями других авторов [9–11].

Аморфизация тонкой структуры после прессования, что подтверждается уменьшением степени кристалличности с 53 до 44–47 %, будет положительно влиять на процесс спекания за счет ускорения диффузии макромолекул, которая происходит преимущественно через аморфную фазу [9].

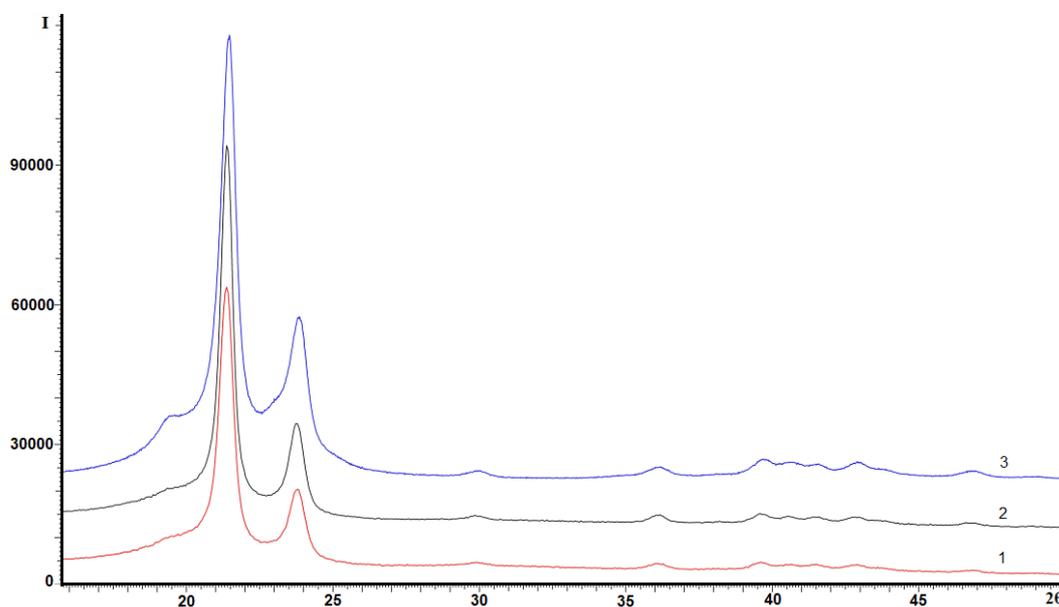


Рис. 1. Дифрактограммы исходного (1) СВМПЭ и после статического (2) и взрывного (3) прессования

Анализ результатов исследований (таблица) показал, что оба вида прессования параметры кристаллической структуры изменяют мало. После СП уширение рентгеновских линий обеих фаз вызвано микронапряжениями, что подтверждается увеличением до $\Delta d/d_{001} = 19,7 \cdot 10^{-3}$ и $\Delta d/d_{110} = 12,7 \cdot 10^{-3}$.

Влияние ВП на кристаллические фазы неоднозначно. У моноклинной фазы наблюдается уменьшение дефектности в 1,5 раз, что связано с укрупнением кристаллитов и уменьшением микронапряжений в 1,4–1,5 раз. Уширение линии орторомбической фазы не отличается от аналогичных результатов после СП, но вызвано

оно не только микронапряжениями, но и незначительным измельчением кристаллитов на 5–10 %. Следовательно, можно утверждать, что при ВП изменения в моноклинной фазе в основном обусловлены разогревом полимера, а в орторомбической – деформационным воздействием, так как для прохождения процессов рекристаллизации кратковременного разогрева при ВП недостаточно.

После спекания на дифрактограмме отмечено резкое повышение интенсивности максимумов орторомбической фазы с индексами 110 и 200 (рис. 2), что обусловлено увеличением

кристалличности полимера в $\sim 1,5$ раза (таблица). Отмечено закономерное уменьшение количества метастабильной моноклинной фазы до 2,6 %, ранее наблюдаемое в работах [9–11], авторы которых отмечали после нагрева выше 100°C ее полное исчезновение и переход в более устойчивую орторомбическую фазу. В нашей работе моноклинная фаза сохранилась после спекания в небольшом количестве (2,6 %), что может свидетельствовать о неполной рекристаллизации полимера при спекании и сохранении деформированных при ВП кристаллитов.

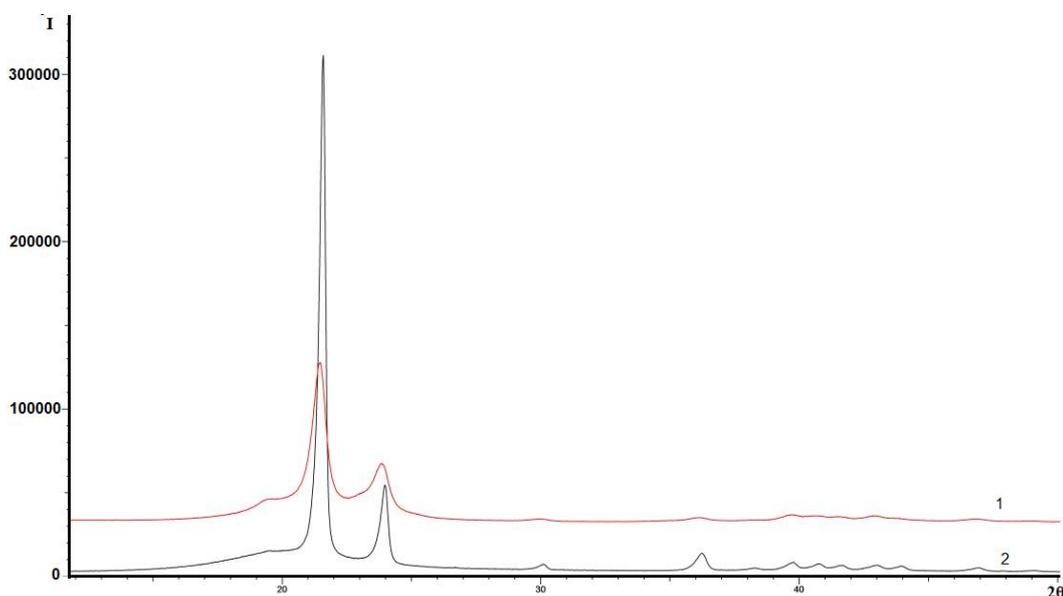


Рис. 2. Дифрактограммы СВМПЭ после взрывного прессования (1) и последующего спекания (2)

Рассчитанные параметры кристаллической структуры (таблица) свидетельствуют о снижении ее дефектности в 1,2–2,3 раза, что связано с увеличением размера кристаллитов обеих фаз и снижением микронапряжений. Наиболее существенные изменения выявлены после спекания у орторомбической фазы: размер кристаллитов увеличивается с 15,0 нм до 34,2 нм, микронапряжения снижаются с 12,9 до $5,6 \cdot 10^{-3}$.

У моноклинной фазы при спекании D увеличивается на лишь 16 %, а $\Delta d/d$ уменьшается на 20 %. Таким образом, изменения кристаллической структуры при спекании, обусловленные снижением ее дефектности, наиболее эффективны у орторомбической фазы и протекают при спекании, а у моноклинной фазы менее заметны и выявлены частично при ВП и частично при последующем спекании.

Параметры кристаллической структуры СВМПЭ

Состояние материала	χ %	(001) Моноклинная				(110) Орторомбическая			
		Содержание, %	D , нм	β , мрад	$\Delta d/d$, $\cdot 10^{-3}$	Содержание, %	D , нм	β , мрад	$\Delta d/d$, $\cdot 10^{-3}$
исходный порошок	53	1,7	10,3	14,3	19,0	98,3	16,0	9,2	12,2
СП	47	10,6	10,5	15,8	19,7	89,4	15,8	9,6	12,7
ВП	44	7,1	14,3	10,3	13,6	92,9	15,0	9,8	12,9
ВП+спекание	65	2,6	17,1	8,6	11,3	97,4	34,2	4,3	5,6

Выводы

1. Проведенные исследования показали, что статическое и взрывное прессование вызывают аморфизацию кристаллической структуры СВМПЭ и способствуют увеличению содержания моноклинной фазы с 1,7 % до 7,1–10,6 % с максимумом после СП.

2. Установлено, что уширение рентгеновских линий полимера после СП вызвано микронапряжениями $\Delta d/d_{001} = 19,7 \cdot 10^{-3}$ и $\Delta d/d_{110} = 12,7 \cdot 10^{-3}$, а после ВП у орторомбической фазы как микронапряжениями $\Delta d/d_{110} = 12,9 \cdot 10^{-3}$, так и измельчением кристаллитов на 5–10 %, у моноклинной фазы дефектность снижается в 1,5 раза, чему способствует разогрев СВМПЭ за счет межчастичного трения при взрывном воздействии.

3. Спекание увеличивает кристалличность СВМПЭ в 1,5 раза, снижает дефектность структуры в 1,2–2,3 раза с максимумом изменений у орторомбической фазы $\beta = 4,3$ мрад; $\Delta d/d_{110} = 5,6 \cdot 10^{-3}$, $D = 34,2$ нм.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Михайлин, Ю. А. Сверхвысокомолекулярный полиэтилен / Ю. А. Михайлин // Полимерные материалы. – 2003. – № 3. – С. 18–21.
2. Zhou, J., & Yan, F. (2005). Improvement of the tribological behavior of ultra-high-molecular-weight polyethylene by incorporation of poly (phenylp-hydroxyzoate). *Journal of Applied Polymer Science*, 96(6), 2336–2343. doi:10.1002/app.21534
3. Влияние механической активации, ионной имплантации и типа наполнителей на формирование пленки переноса при трибосопряжении композитов на основе СВМПЭ / С. В. Панин, Л. А. Корниенко, С. Ваннаси, С. Пиряон, Т. Пувадин, Л. Р. Иванова, С. В. Шилько, С. В. Сергеев // *Механика композитных материалов*. – 2011. – Т. 47, № 5. – С. 727–738.
4. Modification of ultrahigh-molecular-weight polyethylene by low-temperature plasma (REVIEW) / Gilman A.B., Piskarev M.S., Kuznetsov A.A., Ozerin A.N. // *High Energy Chemistry*. 2017. Т. 51. № 2. С. 136–144.
5. Влияние ударно-волновой обработки на кристаллическую структуру СВМПЭ / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, Д. А. Ан, А. В. Казуров, Д. В. Савин // *Известия ВолгГТУ : научный журнал № 9 (219) / ВолгГТУ*. – Волгоград, 2018. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 61–64.
6. Адаменко, Н. А. Взрывная обработка термостойких полимеров : монография / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. В. Казуров ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – 240 с.
7. Адаменко, Н. А. Effect of explosive treatment on the structure and thermomechanical properties of filled polytetrafluoroethylene / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова // *Journal: International Polymer Science and Technology*. – 2018. - Vol. 45, No. 2. - С. P. 39–42.
8. Sintering mechanisms of nascent semi-crystalline polymer powders by high velocity compaction/ O. Lame, D. Jauffrès, G. Vigier, F. Doré// *International Journal of Material Forming*. – 2008. - No. 4. - С. P. 627–630.
9. F.S. Senatov, A.A. Baranov, D.S. Muratov, M.V. Gorshenkov, S.D. Kaloshkin, V.V. Tcherdyntsev «Microstructure and properties of composite materials based on UHMWPE after mechanical activation» // *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, V. 615, P. S573–S577
10. Aulov V. A., Shcherbina M. A., Chvalun S. N., Kuchkina I. O., Bakeev N. F., Makarov S. V., Pantyukhin A. A., Pavlov Yu. S. Monoclinic phase in reactor powders of ultra-high-molecular-weight polyethylene and its changes during compaction and monolithization // *Polymer Science. Series A*. 2004. V. 46. № 6. p. 620–626.
11. D. I. Chukov, A. A. Stepashkin, A. V. Maksimkin, V. V. Tcherdyntsev, S. D. Kaloshkin, K. V. Kuskov, V. I. Bugakov “Investigation of structure, mechanical and tribological properties of short carbon fiber reinforced UHMWPE-matrix composites” // *Composites Part B: Engineering*, 2015, V. 76, P. 79–88

ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

УДК 621.789: 621.785.78

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-2-261-36-39

*В. И. Водопьянов, А. И. Богданов, И. Н. Захаров, В. П. Багмутов,
В. О. Харламов, М. Д. Романенко, В. В. Баринов*

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И МИКРОТВЕРДОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT22 В РЕЗУЛЬТАТЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ*

Волгоградский государственный технический университет
e-mail: romanenko.mihail2009@yandex.ru

Методами оптической, электронной микроскопии, рентгеноструктурного и микрорентгеноспектрально-го анализа, микродюрометрии изучено изменение микроструктуры, фазового состава и микротвердости титанового сплава VT22 после старения и электромеханической обработки (ЭМО).

Ключевые слова: электромеханическая обработка, микроструктура, микротвердость, наноструктура.

*V. I. Vodopyanov, A. I. Bogdanov, I. N. Zakharov, V. P. Bagmutov,
V. O. Kharlamov, M. D. Romanenko, V. V. Barinov*

STUDY OF THE STRUCTURAL-PHASE STATE AND MICROHARDNESS OF TITANIUM ALLOY VT22 AS A RESULT OF THERMOMECHANICAL SURFACE HARDENING

Volgograd State Technical University

The changes in the microstructure, phase composition and microhardness of the VT22 titanium alloy after aging and electromechanical treatment (EMT) have been studied by the methods of optical, electron microscopy, X-ray diffraction and micro-X-ray spectral analysis, microdurometry.

Keywords: electromechanical processing, microstructure, microhardness, nanostructure.

Высокопрочный титановый сплав VT22 используется для производства тяжелонагруженных деталей (кронштейны, детали шасси, гидроцилиндры, резьбовые детали крепления, направляющие рейки и др.). В целом титановые сплавы обладают рядом преимуществ перед другими металлами: высокая удельная прочность, усталостная прочность, трещиностойкость, коррозионная стойкость.

К сожалению, как и все титановые сплавы, VT22 отличается сравнительно невысокими триботехническими характеристиками работы, которые могут ограничивать его применение во многих сферах промышленности. Как правило, данная проблема решается за счет создания упрочненного поверхностного слоя в металле (химико-термическое упрочнение, лазерное легирование, плазменное напыление, ультразву-

ковая обработка и др.) [1–5]. Зачастую данные методы повышения прочности поверхности сложны и дорогостоящи. Также не исключены следующие недостатки перечисленных методик: наложение неблагоприятных остаточных напряжений в поверхностном слое, растрескивание, отслоение, наводораживание и охрупчивание, что в свою очередь приводит к снижению ресурса детали по усталостной (и статической) прочности, кавитационному и эрозионному износу. Таким образом, вопрос сочетания оптимальных свойств с относительно простой технологией упрочнения остается не до конца решенным.

В работах [6; 7] авторами была проведена серия экспериментов по определению циклической долговечности различных комбинаций ЭМО, БУФО (безабразивная ультразвуковая

финишная обработка), старения. Анализ результатов показал, что максимальная циклическая долговечность составила $101 \cdot 10^3$ циклов при режиме БУФО, режимы ЭМО+БУФО повышает ее на 83 % относительно исходного состояния. Уровень микротвердости повышается для режимов ЭМО+старение и ЭМО+БУФО+старение на 36 %, кроме режима ЭМО+БУФО (снижение на 16 % относительно исходного состояния).

Целью работы является комплексное исследование влияния высокоскоростного термосилового воздействия на структурно-фазовое состояние и микротвердость титанового сплава ВТ22.

В настоящей статье испытаны пять серий образцов: 1 – исходное состояние (поставка); 2 – ЭМО, плотность тока 300 А/мм^2 ; 3 – ЭМО, плотность тока 600 А/мм^2 ; 4 – серия 2 + ста-

рение $600 \text{ }^\circ\text{C}$, 8 часов; 5 – серия 3 + старение $600 \text{ }^\circ\text{C}$, 8 часов. Методика проведения эксперимента изложена в [6].

На рис. 1 представлена структура приповерхностного слоя образца после ЭМО. Выявляются 3 зоны, отличающиеся типом структуры. Зона 1 соответствует окисленному поверхностному слою и содержит включения окислов титана (окисная пленка). Зона 2 характеризуется большей степенью проработки поверхности и меньшей степенью вытянутости β -зерен вдоль направления прокатки, отличающихся от исходной структуры (зона 3 рис. 1). Размер β -зерна вдоль направления прокатки достигает значений более 500 мкм [6]. Исходная структура на рис. 2 характеризуется то типу корзиночного плетения.

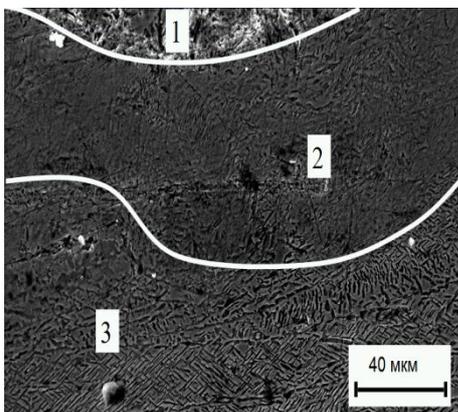


Рис. 1. Структура ВТ22 после ЭМО 300

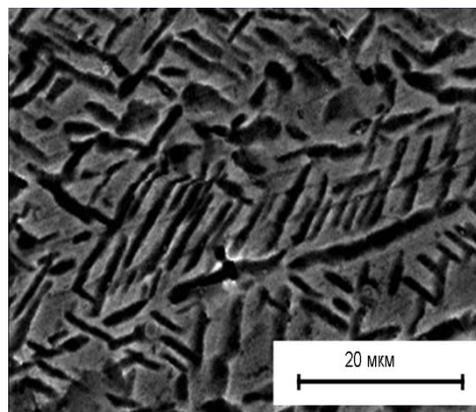


Рис. 2. Микроструктура ВТ22 в состоянии поставки (исходная структура)

Субмикроструктура для образцов серии 2 и 4 в поверхностном слое представлена соответственно на рис. 3, 4. В поверхностном слое металла сокращается вытянутость первичных

β -зерен с нечетко выявленными границами (рис. 3), причем в отдельных местах отслеживаются глобулярные образования в α -пластинах диаметром до 500 нм .

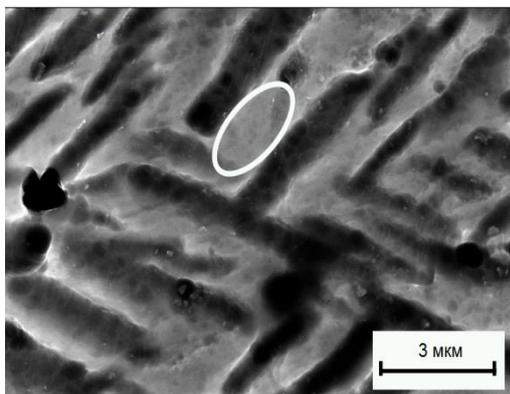


Рис. 3. Микроструктура ВТ22 после ЭМО 300

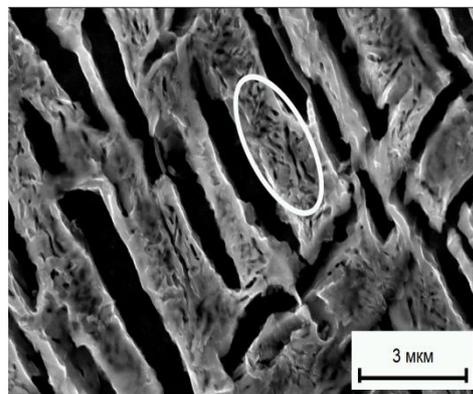


Рис. 4. Микроструктура ВТ22 после ЭМО 300 + старение

Для серии 5 в термоупрочненном поверхностном слое образуется наноструктура (рис. 4, выделено овалом): участки иглообразной формы длиной до $1,5 \cdot 10^3$ нм, шириной до 10^2 нм до частиц округлой формы диаметром 100–300 нм.

Для серии 3 у поверхности фиксируется очаги метастабильной β -фазы в форме зерен с размерами 5–30 мкм (рис. 5). Конфигурация границ

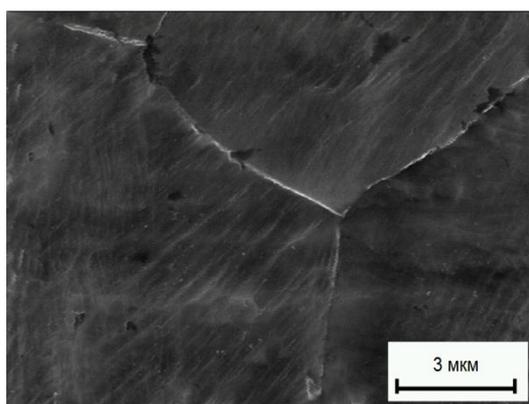


Рис. 5. Микроструктура VT22 после ЭМО 600

β -зерен стремится к равновесной вследствие выпрямления границ и появления угла в 120° .

Структура для серии 5 существенно дисперснее в отличие от серии 4 (рис. 6 и 4 соответственно). На рис. 6 в приповерхностном слое изображена глобулярная структура, с размерами глобулей до 140 нм. Также наблюдаются следы не полностью растворенных границ β -зерен.

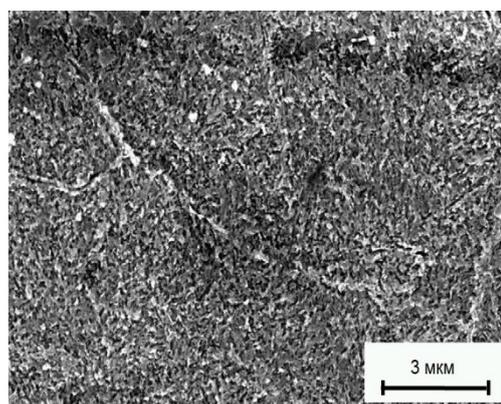


Рис. 6. Микроструктура VT22 после ЭМО 600+старение

Таким образом, старение приводит к формированию более высокодисперсной структуры. Для серии 2 и 4 не выявлена существенная разница по типу структур (наследует морфологию от исходной «ветвистой» структуры) и микротвердости, по видимому, из-за недостаточно высокого нагрева для завершения фазового превращения, но при этом после старения наблюдается на субмикроруровне иглообразные включения, в отличие от глобулярных для се-

рии 2. На режиме ЭМО 600 несмотря на высокие скорости нагрева и охлаждения ключевую роль играет именно температура для практически полного перехода α -фазы в β -фазу.

Величина микротвердости интенсивно снижается до 30 мкм от поверхности. На уровне 10–15 мкм производился замер микротвердости. Микротвердость приповерхностных слоев обработанных образцов приведена в таблице.

Сравнение микротвердости при различных режимах обработки

Серия образцов	Режим обработки	Микротвердость, МПа	Относительная микротвердость, $HV / HV_{исх.}$
1	Состояние поставки (исходное)	4150	1
2	ЭМО 300	4500	1,08
3	ЭМО 600	5250	1,26
4	ЭМО 300+ст	4670	1,12
5	ЭМО 600+ст	6500	1,57

Изменение твердости после ЭМО 300 и ЭМО 300+старение практически сохраняется на уровне твердости образцов сплава в состоянии поставки.

Существенные изменение величины микротвердости отмечается после ЭМО 600. Так, твердость непосредственно поверхностного слоя возрастает как после ЭМО, так и после

ЭМО+старение. Такое изменение микротвердости прежде всего связано с появлением высокодисперсной структуры, искажениями кристаллической структуры, измельчением структурных составляющих вследствие пластической деформации [7; 8]. Значения микротвердости непосредственно поверхностного окисленного слоя достигают величин 10–14 ГПа [9; 10].

Увеличение микротвердости для ЭМО 600+старение объясняется в этих работах тем, что с повышением тока (эффект закалки) и, соответственно, градиента температур при высоких скоростях охлаждения фиксируется, а следовательно, и распадается при старении большее количество метастабильной β -фазы, что сопровождается ростом микротвердость поверхностного слоя. Максимальная микротвердость ВТ22 наблюдалась при температуре старения 600 °С [11].

Полуколичественный фазовый анализ показал примерно одинаковое содержание α - и β -фаз для серий 2, 3. Данная закономерность согласуется с ожидаемым влиянием термомеханического воздействия на фазовый состав при скоростном нагреве и охлаждении [12]. Авторами предполагается, что с повышением плотности тока в зоне поверхностного контакта нагрев должен происходить от более высоких температур. Чем выше температура, тем больше количество β -фазы [13], а при повышении температуры больше $T_{\text{ин}}$ (температура полиморфного превращения) при скоростном охлаждении формируется β -фаза, что отражено в работе [13].

В процессе старения наблюдается распад с выделением дисперсионных частиц α -фазы и количественным снижением значений β -фазы до 25–30 %.

В результате исследования, можно сформулировать следующие выводы:

1. В результате ЭМО, старения в поверхностном слое формируется структура и свойства с различными параметрами и различными механическими свойствами. Количество β -фазы для режимов ЭМО 300 и 600 при последующем старении падает до 25–30 %, для режимов ЭМО 300 и 600 находится примерно в равном процентном соотношении.

2. Для режимов ЭМО 300 и ее комбинации со старением наблюдается появление наноструктуры, причем для режима ЭМО 300 это глобулярные включения диаметром до 500 нм, а после старения эта составляющая представлена преимущественно в форме игл длиной до $1,5 \cdot 10^3$ нм и шириной до 10^2 нм. При этом структура для этих режимов характеризуется то типу корзиночного плетения. При ЭМО 600 формируется очаги метастабильной β -фазы. Для ЭМО 600+старение характерна высокодисперсная глобулярная структура, с диаметром глобулей до 140 нм.

3. Максимальная микротвердость достига-

ется для режима ЭМО 600 + старение 600 °С и составляет примерно 6500 МПа.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Influences of different temperatures on the mechanical properties and wear resistance against Ti6Al4V of Ti doped diamond-like carbon deposited on cemented carbide / Lei Huang [et al.] // VACUUM. – 2021. – Vol. 189. – P. 110279.
2. *Burkov, A. A.* Synthesis of Ti-Al intermetallic coatings via electrospark deposition in a mixture of Ti and Al granules technique / Alexander A. Burkov, P.G. Chigrin // Surface and coatings technology. – 2020. – Vol. 387. – P. 125550.
3. Anode plasma electrolytic borocarburing of alpha + beta-titanium alloy / S.A. Kusmanov [et al.] // Surfaces and Interfaces. – 2020. – Vol. 21. – P. 100717.
4. Laser surface treatment of pure titanium: Microstructural analysis, wear properties, and corrosion behavior of titanium carbide coatings in Hank's physiological solution / Behnaz Feizi Mohazzaba [et al.] // Surfaces and Interfaces. – 2020. – Vol. 20. – P. 100597.
5. *Vasylyev, M. A.* Ultrasonic impact treatment induced oxidation of Ti6Al4V alloy / M.A.Vasylyev, S.P. Chenakin, L.F. Yatsenko // Acta Materialia. – 2016. – Vol. 103. – P. 761-774.
6. *Багмутов В. П., Водопьянов В. И., Захаров И. Н., Денисевич Д. С., Романенко М. Д., Назаров Н. Г.* Влияние поверхностного упрочнения комбинированными термосиловыми воздействиями на усталостную долговечность и разрушение титанового сплава ВТ22. Известия вузов. Цветная металлургия. – 2020. – № 6, С. 65-75.
7. Комплексная термомеханическая обработка поверхностного слоя термоупрочненного титанового сплава переходного класса / В. П. Багмутов, В. И. Водопьянов, И. Н. Захаров, Д. С. Денисевич, А. В. Вдовенко, М. Д. Романенко, Н. Г. Назаров // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 9 (219) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2018. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 74–80.
8. Электромеханическое упрочнение металлов и сплавов : монография / В. П. Багмутов, С. Н. Паршев, Н. Г. Дудкина, И. Н. Захаров, А. Н. Савкин, Д. С. Денисевич ; ВолгГТУ. – Волгоград. – 2016. – 460 с.
9. *Телегин, С. В.* Анализ химического и фазово-структурного состава поверхности титана после импульсной лазерной обработки / С. В. Телегин, В. Н. Лясников, И. Ю. Гоц // Вестник СГТУ. – 2015. – № 3 (80). – С. 97–101.
10. Application of Ultrasonic Nanocrystal Surface Modification (UNSM) Technique for Surface Strengthening of Titanium and Titanium Alloys: A mini Review / Liu, Ruyi & Yuan // Journal of Materials Research and Technology. – 2021. – Vol. 11. – P. 351-377.
11. *Остапчук, В. В.* Влияние режимов упрочняющей термической обработки на структуру и свойства титанового сплава ВТ22 / В. В. Остапчук, Н. И. Семишов // Вопросы проектирования и производства конструкций летательных аппаратов. – 2010. – Вып. 2. – С. 38-43.
12. *Гриднев, В. Н.* Физические основы скоростного термоупрочнения титановых сплавов / В. Н. Гриднев, О. М. Ивасишин, С. П. Ошкадеров; АН УССР, Ин-т металлофизики. – Киев : Наук. думка. – 1986. – 252 с.
13. Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов / Е. А. Борисова [и др.]. – М. : Металлургия. – 1980. – 464 с.

УДК 621.774.3:519.875.5

DOI:10.35211/1990-5297-2022-2-261-40-45

*Л. М. Гуревич¹, А. И. Банников¹, О. А. Макарова¹, В. Ф. Даненко¹, С. П. Писарев¹,
А. С. Губарев¹, Д. В. Шагоян¹, Н. В. Трутнев², А. В. Красиков²*

**ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ
ЗУБЬЕВ ПИЛЫ ПАКЕТНОЙ РЕЗКИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МКЭ**

¹ Волгоградский государственный технический университет

² АО «Волжский трубный завод»

e-mail mv@vstu.ru

Методами конечно-элементного моделирования проведен анализ термических процессов и механических напряжений, учитывающий генерацию теплоты в процессе фрикционного контакта задней поверхности зубьев пильного диска и поверхности заготовки при скоростях резания около 100 м/с. Результаты моделирования процессов при фрикционном контакте зубьев и образца с начальной температурой 20 °С показали интенсивный нагрев контактирующей задней поверхности зуба, средняя температура которой после прохождения пути трения 50 мм достигала 1270 °С.

Ключевые слова: температура, деформация, зубья, пильный диск, моделирование, метод конечных элементов.

*L. M. Gurevich¹, A. I. Bannikov¹, O. A. Makarova¹, V. F. Danenko¹, S. P. Pisarev¹,
A. S. Gubarev¹, D. V. Shagoyan¹, N. V. Trutnev², A. V. Krasikov²*

**STUDY OF THE THERMO-DEFORMED STATE OF THE TEETH
OF A BATCH CUTTING SAW WITH THE USE OF FEM**

¹ Volgograd State Technical University

² Volga Pipe Plant

Finite element modeling analysis of thermal processes and mechanical stresses, taking into account the generation of heat in the process of frictional contact of the rear surface of the teeth of the saw blade and the surface of the workpiece at cutting speeds of about 100 m/s. The results of modeling processes in the frictional contact of the teeth and the sample with an initial temperature of 20 °С showed intense heating of the contacting back surface of the tooth, the average temperature of which after passing through the friction path of 50 mm reached 1270 °С.

Keywords: temperature, deformation, teeth, saw blade, modeling, finite element method.

В условиях АО «Волжский трубный завод» при производстве бесшовных труб используется пакетная резка салазковой пилой, относящаяся к термофрикционному резанию и представляющая разновидность обработки металлов резанием с нагревом, создаваемым силами трения в зоне контакта быстровращающегося инструмента с заготовкой [1]. При пакетной резке на салазковой пиле формирование пакета происходит автоматически, выдвижные прижимы пилы фиксируют пакет труб со всех сторон. Обычно эффективность метода термофрикционного резания заключается в высокой стойкости инструмента и его низкой стоимости, уменьшении сопротивляемости материала заготовки и сил резания при повышенных режимах обработки. Тем не менее на данный момент термофрикционное резание является недостаточно изученным, а прогнозирование результатов процесса остается затруднительным [2], что

связано с большим количеством факторов, влияющих на формообразование и высокой скоростью термо-деформационных процессов, практически исключающих их исследование в натурном эксперименте. Поэтому существует достаточное количество гипотез о процессах, протекающих в зоне термофрикционного резания, в частности, в работе [3] утверждается, что фрикционный контакт является неоднородным процессом, и одновременно можно наблюдать процессы сухого, граничного и жидкостного трения, а также их чередование. При граничном трении инструмент и заготовка разделены расплавленным слоем толщиной 0,1–0,2 мкм, а жидкостное трение возникает, когда заготовка и инструмент полностью разделены расплавленным слоем, играющим предохранительную роль для рабочих поверхностей инструмента. Для обеспечения максимальной производительности и минимальной интенсивности изно-

са инструмента, по мнению авторов [3], необходимо создать устойчивую прослойку жидкой фазы металла в контактной зоне, которая позволит производить обработку при рабочей температуре поверхностей инструмента, не нагревая глубинные слои обрабатываемого материала. Однако в статье [3] отсутствуют доказательства, полученные в натурном эксперименте, возможности образования расплавленного слоя.

Используемые в условиях пакетной резки холодного металлопроката на АО «Волжский трубный завод» пильные диски отличаются от традиционно используемых при термофрикционной резки сплошных дисков наличием трапецеидальных зубьев. Дисковые пилы используются с повышенными режимами резания (до 105 м/с) и обеспечивают высокую производительность [4, 5]. В то же время наблюдается повышенный износ пил при резке проката из высоколегированных сталей, что значительно ухудшает качество реза и повышает себестоимость операции [2]. Необходимость разработки мероприятий по повышению стойкости инструмента, потребовал создания достоверного описания наблюдаемых при пакетной резке процессов выделения теплоты при трении и деформации в зоне резания, ее распространения в обрабатываемый материал и зубья пильных дисков, а также протекания процессов локального пластического деформирования в условиях врезания и установившегося процесса резания. Математическое описание различных аспектов процесса приведено в статьях [6–9]. Однако многообразие процессов, одновременно протекающих в различных зонах заготовки и инструмента не позволили построить единой картины нагрева и деформирования как зубьев пильного диска, так и разрезаемого металла.

Целью настоящей работы является исследование методами компьютерного моделирования развития термомеханических процессов при пакетной резке.

Материалы и методика проведения исследования

В настоящей статье приведены результаты компьютерного 3D моделирования с использованием пакета программ SIMULIA/Abaqus изменения температуры, напряжений и деформаций на контактирующих задних поверхностях трапецеидальных зубьев пильного диска из стали 50ХГФА и разрезаемой заготовки из стали 45 в условиях нагружения постепенно повышающимся прижимным усилием. Схема 3D модели приведена на рис. 1. К плоской поверхности призматического образца из стали 45 прижимаются максимальным усилием 78 кН каждый из 15 последовательно расположенных зубьев. Площадь опорной площадки, на которой идут процессы трения, составляет $2 \times 3 \text{ мм}^2$, а скорость перемещения зубьев относительно поверхности призматического образца – 100 м/с. Общее моделируемое время составляет 0,001 с, что соответствует длине максимального непрерывного контакта зуба с обрабатываемой поверхностью 100 мм. Использовался метод полного связанного анализа термических процессов и механических напряжений (Fully coupled thermal-stress analysis), который может выполняться, когда решения механической и тепловой задач сильно влияют друг на друга и, следовательно, должны быть анализируемы одновременно. Задаваемая схема должна обеспечивать наличие элементов со степенями свободы как по температуре, так и по перемещению.

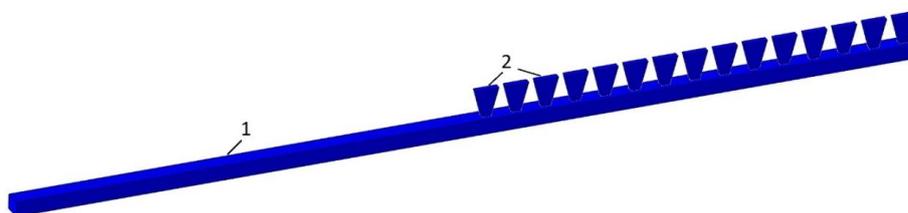


Рис. 1. Схема моделирования:
1 – призматический образец из стали 45; 2 – зубья пильного диска из стали 50ХГФА

Моделирование процесса пластического деформирования проводилось с использованием модуля Abaqus/Explicit программного комплекса SIMULIA/Abaqus компании Abaqus, Inc. (USA), использующего явную схему интегрирования для сильно нелинейных пере-

ходных быстротекущих динамических процессов. Расчет проводился с использованием модели Мизеса. Материалы элементов деформируемой системы задавались изотропными с повышающимися пределами текучести $\sigma_{0,2}$ при росте локальной пластической деформа-

ции. Для расчета упрочнения материалов в результате пластического деформирования при различных температурах и скоростях деформирования использовали модель пластичности Джонсона–Кука [10]. При создании конечно-элементной сетки размер ячеек зуба и разрезаемой поверхности в непосредственной бли-

зости к зоне трения составлял 40 мкм. Упрочнение стали в процессе пластического высокоскоростного деформирования учитывали по модели пластичности Джонсона–Кука. Значения параметров модели пластичности Джонсона–Кука для выбранных материалов приведены в табл. 1.

Таблица 1

Коэффициенты для модели пластичности Джонсона–Кука

Материал	Коэффициенты для модели пластичности Джонсона–Кука							
	A, МПа	B, МПа	<i>m</i>	<i>n</i>	$\dot{\epsilon}_0$, сек ⁻¹	<i>T_m</i> , К	<i>T_r</i> , К	C
Сталь 45	410	280	1,1	0,47	1	1800	293	0,03
Сталь 50ХГФА	1539	477	1,0	0,18	1	1800	293	0,012

Для стали 45 разрезаемой заготовки дополнительно использовались критерии разрушения по модели разрушения Джонсона–Кука

Таблица 2

Коэффициенты для модели разрушения Джонсона–Кука

Материал	Коэффициенты для модели разрушения Джонсона–Кука				
	D ₁	D ₂	D ₃	D ₄	D ₅
Сталь 45	0,05	3,44	-2,12	0,002	0,61

При моделировании использовались зависимости теплофизических свойств стали (теплоемкость и теплопроводность) от температуры по данным [12; 13]. При моделировании использовался коэффициент трения, равный 0,3, не зависящий от температуры, что может вызывать значительные погрешности вблизи температуры плавления, где прочность когезионных связей может оказаться ниже, чем силы трения. Для расчета процессов выработки тепла использовался условия по умолчанию алгоритма Heat Generation, встроенного в модуль Abaqus/Explicit.

Результаты исследований и их обсуждение

Были проверены два возможных варианта фрикционного контакта:

1-й вариант. Трение зубьев с начальной температурой 20 °С по поверхности образца с начальной температурой 20 °С, что соответствует условия термомеханических процессов на стадии врезания;

2-й вариант. Трение зубьев с начальной температурой 20 °С по поверхности образца

с начальной температурой 800 °С, что близко к условиям термомеханических процессов на стадии установившегося трения.

Результаты моделирования процессов при 1-м варианте фрикционного контакта показали интенсивный нагрев контактирующей задней поверхности зуба (рис. 2, а), средняя температура которой уже после прохождения 50 мм фрикционного контакта достигает 1270 °С, а на глубине 40 мкм – около 400 °С.

Изменение температуры контактирующей поверхности призматического образца от 20 до 800 °С практически не влияло на скорость нагрева задней поверхности зуба, что указывает на определяющее влияние в нагреве зуба теплоты, выделяемой непосредственно в зоне трения.

Нагрев поверхности призматического образца идет со значительно более низкой интенсивностью, несмотря на то, что выделение теплоты происходит одновременно во фрикционных контактах с 15 зубьями. Разогревы поверхностей призматического образца после прохождения пути трения каждым зубом 100 мм при обоих вариантах показаны на рис. 3.

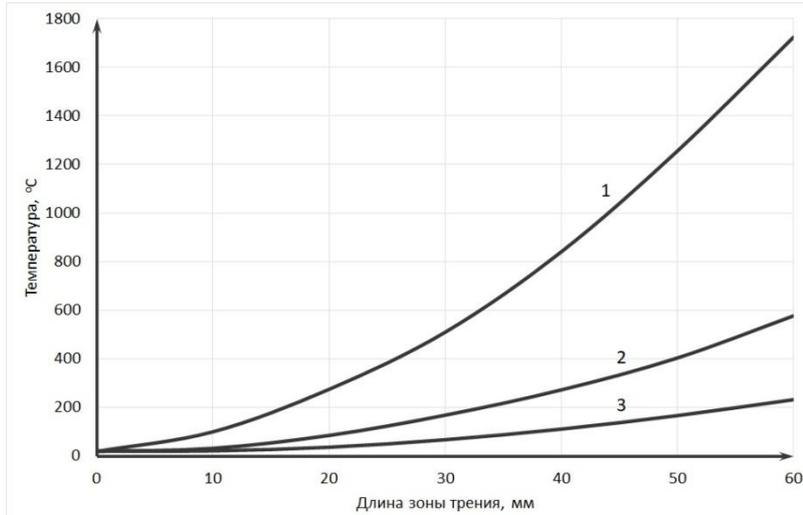


Рис. 2. Изменение по результатам моделирования температуры контактирующей задней поверхности зуба при различной длине фрикционного контакта:
 1 – поверхность; 2 – глубина 40 мкм; 3 – глубина 80 мкм

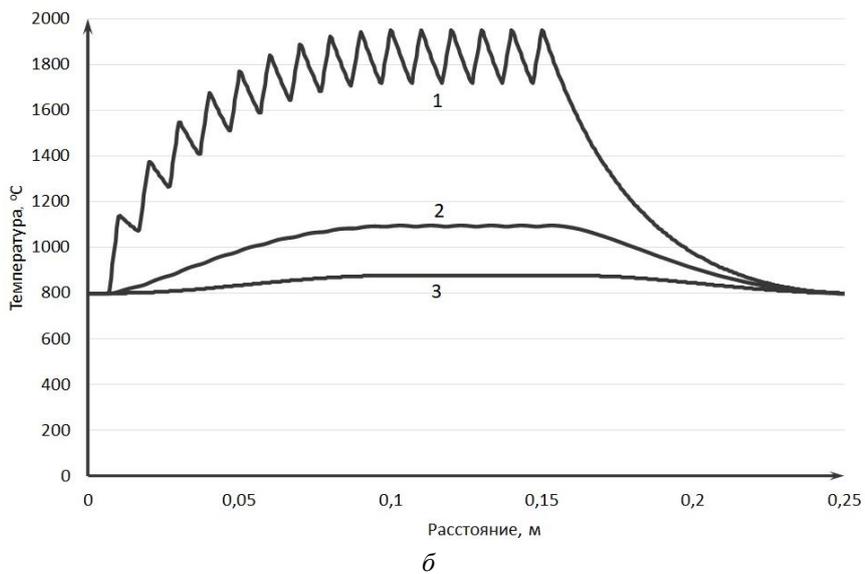
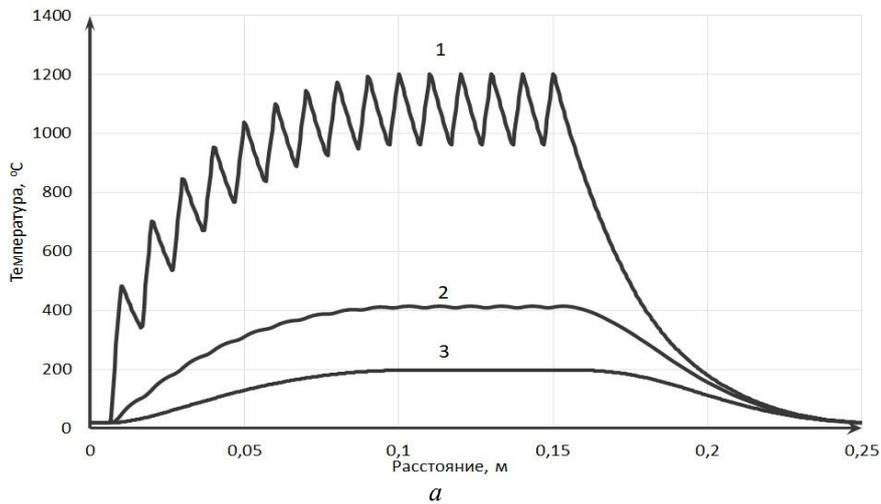


Рис. 3. Изменение по результатам моделирования температуры приповерхностной зоны призматического образца после прохождения пути трения каждым из 15 зубьев 100 мм:
 а – исходная температура образца 20 °С; б – исходная температура образца 800 °С;
 1 – поверхность, 2 – глубина 40 мкм, 3 – глубина 80 мкм

Как видно из рис. 3, после прохождения 8–9 зубьев по поверхности призматического образца температура стабилизируется, но глубина прогрева при этом не превышает 40 мкм. Это хорошо коррелирует с реально достигаемой поперечной подачей порядка 20 мкм/зуб. Моделирование показывает, что даже после прохождения по поверхности обрабатываемого призматического образца 15-го зуба разогрев еще недостаточен для развития в образце про-

цессов пластического деформирования (рис. 4, а). Пластическая деформация локализована только в трапецеидальном зубе на глубине до 80 мкм и достигает максимально 0,07 %. Предварительный нагрев обрабатываемого образца до 800 °С (рис. 4, б) не приводит после прохождения 15 зубьев к развитию в образце процессов пластического деформирования, они по-прежнему локализируются в подповерхностных слоях зуба пилы.

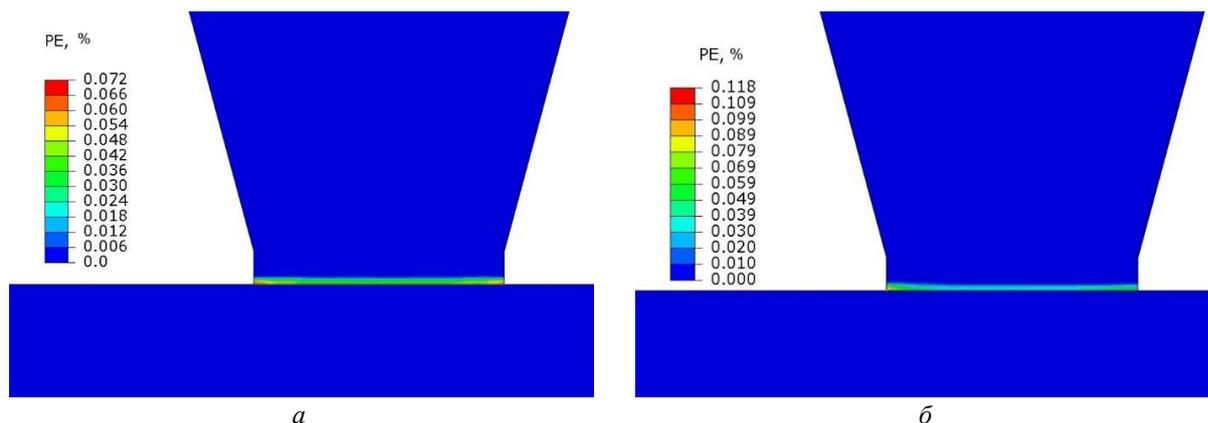


Рис. 4. Распределение пластической деформации в зоне фрикционного контакта зуба пильного диска и призматического образца после прохождения 15 зубьев:

а – 1-й вариант; б – 2-й вариант

Выводы

1. Методами конечно-элементного компьютерного моделирования в пакете программ SIMULIA/Abaqus проведен полностью связанный анализ термических процессов и механических напряжений, учитывающий генерацию теплоты в процессе фрикционного контакта задней поверхности зубьев пильного диска и поверхности заготовки при скоростях резания около 100 м/с, а также зависимость механических и термофизических характеристик сталей от локальных температур.

2. Результаты моделирования процессов при фрикционном контакте зубьев и образца с начальной температурой 20 °С показали интенсивный нагрев контактирующей задней поверхности зуба, средняя температура которой после прохождения пути трения 50 мм достигала 1270 °С. Рост температуры контактирующей поверхности призматического образца до 800 °С практически не влияло на скорость нагрева задней поверхности зуба, что указывает на определяющее влияние в нагреве теплоты, выделяемой непосредственно в зоне трения.

3. Температура поверхности призматического образца стабилизируется после прохож-

дения 8-9 зубьев, но глубина прогрева при этом не превышает 40 мкм, что хорошо коррелирует с реально достигаемой в процессе пакетной резки поперечной подачей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Насад Т. Г., Игнатьев, А. А. Высокоскоростная обработка труднообрабатываемых материалов с дополнительными потоками энергии в зоне резания : монография / Саратов. гос. техн. ун-т. – Саратов, 2002. – 112 с.
2. Банников, А. И. Теоретические основы модернизации термофрикционных пил для резки горячего трубопроката : монография / А. И. Банников ; ВолГГТУ. – Волгоград, 2014. – 135 с.
3. Кравченко, О. С., Покинтелица, Н. И. Деформационные и тепловые явления в зоне термофрикционного резания металла // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2016. – Т. 18. – № 1.
4. Банников, А. И. Повышение эффективности термофрикционной резки трубопроката / А. И. Банников, А. А. Банников, А. И. Курченко, Н. А. Дятлов, И. Л. Пермяков // СТИН, 2010. № 10. 34-37 с.
5. Сизый, Ю. А. Нагрев диска при фрикционной резке проката / Ю. А. Сизый // Известия вузов. Машиностроение, 1987. № 1. С. 111–115.
6. Банников, А. И. Особенности процесса резания пилами пакетной резки / А. И. Банников, О. А. Макарова, А. А. Ковалев, А. Д. Осипов // Известия ВолГГТУ : научный журнал № 9 / ВолГГТУ. – Волгоград, 2019. – С. 9–11.

7. Банников, А. И. Исследование напряжений пилы пакетной резки / А. И. Банников, О. А. Макарова, И. К. Шкурин, Д. Р. Зейналов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 8 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – С. 14–18.

8. Банников, А. И. Исследование распределения тепла в зубе пилы с учетом периодичности процесса при пакетной резке холодного металлопроката / А. И. Банников [и др.] // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 8 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – С. 7–13.

9. Банников, А. И. Распределение тепла в зубе пилы с модифицированной геометрией при пакетной резке холодного металлопроката / А. И. Банников, О. А. Макарова, Р. И. Аржуханов, Е. О. Сиукова // Известия ВолгГТУ : на-

учный журнал № 8 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2021. – С. 9–13.

10. Johnson G.R., Cook W.H. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures // Proc. of 7th Symposium on Ballistics, Hague, Netherlands, 1983. – P. 541–547.

11. G.R. Johnson, W.H. Cook, Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures, Eng. Fract. Mech. 21/1 (1985) 31–48.

12. Чиркин, В. С. Теплофизические свойства материалов ядерной техники. – М. : Атомиздат. 1968.э – 484 с.

13. Зиновьев, В. Е. Теплофизические свойства металлов при высоких температурах. – М. : Metallurgia, 1989. 384 с.

УДК 621.854:519.876.5

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-2-261-45-50

В. Ф. Даненко, Л. М. Гуревич, И. В. Хацков

ОБ ОПРЕДЕЛЕНИИ ОСЕВЫХ УСИЛИЙ ПО СЛОЯМ ЗАКРЫТОГО КАНАТА ПРИ РАСТЯЖЕНИИ И КРУЧЕНИИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: omd@vstu.ru

В работе проведен сравнительный анализ определения осевых усилий по слоям каната закрытой конструкции при растяжении и кручении методом компьютерного конечно-элементного моделирования и аналитическим расчетом по уравнениям статики. Расхождение результатов определения внутренних усилий в слоях каната связано с формированием контактных давлений между элементами каната при кручении.

Ключевые слова: канат закрытой конструкции, конечно-элементное моделирование, аналитический расчет, уравнения статики, обобщенные коэффициенты жесткости, элементы каната, растяжение, кручение, усилие, деформация, контактное давление.

V. F. Danenko, L. M. Gurevich, I. V. Khatskov

ON THE DETERMINATION OF AXIAL FORCES BY LAYERS CLOSED ROPE UNDER TENSION AND TORSION

Volgograd State Technical University

The paper presents a comparative analysis of the determination of axial forces on the layers of a rope of a closed structure under tension and torsion by computer finite element modeling and analytical calculation by static equations. The discrepancy in the results of determining the internal forces in the rope layers is associated with the formation of contact pressures between the rope elements during torsion.

Keywords: closed structure rope, finite element modeling, analytical calculation, static equations, generalized stiffness coefficients, rope elements, tension, torsion, force, deformation, contact pressure.

Стальные канаты в большинстве случаев представляют собой сложную конструкцию, состоящую из многих элементов (проволок, слоев, прядей). Закрытые подъемные канаты относятся к многослойным канатам одинарной свивки и используются как тяговый орган в подъемно-транспортных машинах и механизмах. Известно [1; 2] использование закрытых канатов в качестве тела насосной штанги, передающей продольное усилие и вращательное движение от поверхностного привода к скважинному насосу при добыче нефти из скважин.

Для обеспечения надежной и безопасной эксплуатации канатов необходимо наличие достоверных методов определения напряженно-деформированного состояния (НДС) элементов (проволок и слоев) каната. Основные подходы к теоретическому и экспериментальному исследованию НДС элементов каната обсуждались в работах [3–6]. Эффективным инструментом для повышения работоспособности при эксплуатации многослойных канатов, не уступающим экспериментальным и аналитическим методам, является компьютерное моделирование НДС ка-

натов на основе методов конечно-элементного моделирования (МКЭ) с использованием различных программных продуктов [7–11]. Число работ по компьютерному моделированию НДС закрытых канатов ограничено [7; 10].

В работе [12] для расчета закрытого каната при совместном растяжении и кручении ис-

$$a = EF \cos^3 \alpha + EI \frac{\sin^4 \alpha}{r^2} \cos^3 \alpha + GI_\rho \frac{\sin^6 \alpha}{r^2} \cos^2 \alpha \quad (1)$$

$$b = EFr^2 \cos \alpha \sin^2 \alpha + GI_\rho \cos^7 \alpha + EI(1 + \cos^2 \alpha)^2 \sin^2 \alpha \cos \alpha \quad (2)$$

$$c = EFr \cos^2 \alpha \sin \alpha + GI_\rho \frac{\cos^4 \alpha}{r} \sin^3 \alpha - EI(1 + \cos^2 \alpha) \frac{\cos^2 \alpha}{r} \sin^3 \alpha \quad (3)$$

где E и G – модули упругости и сдвига материала проволок; F – площадь поперечного сечения проволок слоя; I и I_ρ – осевой и полярный моменты инерции сечения; α – угол свивки слоя; r – средний радиус слоя.

При заданной внешней нагрузке на канат в виде осевого усилия P и крутящего момента M , после определения по уравнениям (1–3) коэффициентов жесткости, находили обобщенные деформации удлинения ε и кручения θ [12] каната. По формулам

$$P_x = a \cdot \varepsilon + c \cdot \theta \quad (4)$$

$$M_x = c \cdot \varepsilon + b \cdot \theta \quad (5)$$

определяли распределение по слоям силовой P_x и моментной M_x нагрузок.

Цель работы – сравнение результатов определения осевых усилий в слоях закрытого каната при совместном растяжении и кручении при определении обобщенных коэффициентов жесткости аналитическим методом и методом конечно-элементного анализа ABAQUS.

Материалы и методы исследования

Исследовался образец каната конструкции (1+7+7/7+14) +16+14X/14+29Z диаметром 20 мм с проволоками круглого, Z- и H-профилей (рис. 1). Маршрутная технология изготовления каната выглядит следующим образом: свивка сердечника из круглых проволок конструкции 1+7+7/7+14 по принципу линейного касания (ЛК), свивка последующих слоев отдельными технологическими операциями с чередующимся направлением свивки для обеспечения уравновешенности каната (правое направление свивки наружного слоя).

Моделирование деформации спирального каната и его элементов при принятых вариантах нагружения проводили методом конечных элементов с использованием пакета программ

пользовали предложенную М. Ф. Глушко [3] теорию расчета, построенную на основе методов строительной механики. Согласно этой теории, для проволок с фасонным профилем их контакт рассматривали как линейный и расчет коэффициентов жесткости для слоя каната осуществляли по уравнениям

SIMULIA/Abaqus, позволяющего получать результаты с достаточной точностью и производительностью [7].

Длина образца каната $l_0=130$ мм. Модуль упругости материала проволок $E=210$ ГПа, коэффициент трения $\mu=0,1$.

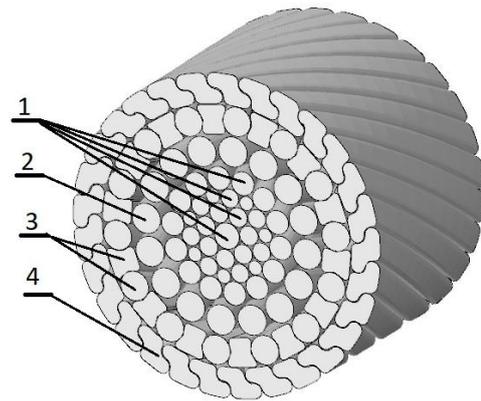


Рис. 1. Поперечное сечение спирального каната закрытой конструкции из проволок:
1 – круглые (сердечник); 2 – круглые;
3 – круглые / H-профиль; 4 – Z-профиль

При расчете коэффициентов жесткости направление свивки проволок наружного слоя принято за положительное. Для слоев с противоположным направлением свивки это отразится на величине определяемого по уравнению (3) коэффициента c , в которое синус угла свивки входит в нечетной степени.

В отличие от неизбежного неоднородного характера распределения силовой и моментной нагрузки по слоям каната, обеспечение одинакового конечного смещения элементов каната позволяло получать одинаковые продольные и угловые деформации для образца каната в целом, необходимые для определения по уравнениям (4) и (5) силовой и моментной нагрузки по слоям каната.

Результаты и их обсуждение

Полученные аналитическим расчетом по уравнениям (1–3) и при использовании метода компьютерного моделирования [12] значения коэффициентов жесткости для слоев каната приведены в табл. 1.

Сравнительный анализ данных табл. 1 говорит о значительном расхождении полученных

аналитическим расчетом и методом компьютерного моделирования значений коэффициентов жесткости, особенно для наружного и подповерхностных слоев. Это объясняется отсутствием учета контактного взаимодействия между элементами каната и должно отразиться на результатах определения деформаций и усилий в слоях каната при растяжении и кручении.

Таблица 1

Результаты определения обобщенных коэффициентов жесткости

Номер слоя (профиль проволоки)	Коэффициенты жесткости		
	<i>a</i> , МН	<i>b</i> , Нм ²	<i>c</i> , кНм
Методика М. Ф. Глушко			
1 (сердечник, круглые)	8,5	73,6	-8,1
2 (круглые)	8,41	123,5	9,8
3 (круглые / Н-профиль)	12,3	414,6	-26,4
4 (Z-профиль)	17,02	1041,4	59,1
Канат	46,23	1653,1	34,4
Компьютерное моделирование			
1 (сердечник, круглые)	10,7	1,65/15,76*	-5,29
2 (круглые)	10,35	17,7/12,54*	10,93
3 (круглые / Н-профиль)	4,6	49,25/77,7*	-18,42
4 (Z-профиль)	11,5	3,1/136,75*	33,96
Канат	37,15	71,7/242,75*	21,18

Пр и м е ч а н и е: * – числитель – раскручивание, знаменатель – закручивание образца каната.

В табл. 2 приведены граничные значения относительных деформаций удлинения ϵ , кручения θ и осевых усилий P в слоях каната при различных вариантах определения обобщенных коэффициентов жесткости:

1. Аналитический расчет, предложенный М. Ф. Глушко [3].

2. Результаты компьютерного моделирования чистого растяжения и чистого кручения каната [12].

3. Результаты компьютерного моделирования НДС каната и его элементов при растяжении и кручении [7].

Граничными значениями внешней нагрузки при расчете деформаций и усилий являлись:

а) начало этапа нагружения – $P=120$ кН, $M=68,4$ Н·м;

б) конец этапа нагружения - $P=120$ кН, $M= -252,4$ Н·м (при раскручивании) и $P=120$ кН, $M= 573,3$ Н·м (при закручивании) наружного слоя каната.

Проверка правильности расчета внутренних усилий P_{xi} по слоям каната подтверждается

выполнением для всех вариантов условия $\sum P_{xi} = P$ (табл. 2). Из таблицы видно значительное расхождение граничных значений относительных деформаций удлинения ϵ , кручения θ и осевых усилий P в слоях каната при их определении по вариантам 1 и 2, что объясняется различием применяемых для расчета значений обобщенных коэффициентов жесткости (табл. 1). Проверим, по рекомендациям [3], выполнение соотношения $\epsilon/\theta = -C/A = \text{const}$, полученного из условия свободного кручения ($\epsilon \neq 0, \theta \neq 0$ при $P=0, M \neq 0$).

Проверка показала:

– для варианта 1 $\epsilon/\theta = -1,3 \neq -C/A = -0,07$;

– для варианта 2 $\epsilon/\theta = -0,1 \neq -C/A = -0,06$.

Таким образом, для аналитического расчета значений относительных деформаций и осевых усилий по уравнениям статики выбираем вариант 2. Следует отметить, что в связи со сравнительно небольшим различием значений коэффициентов A , полученных при аналитическом расчете и при моделировании [12], рассмотренное отношение дает проверку значений коэффициента C .

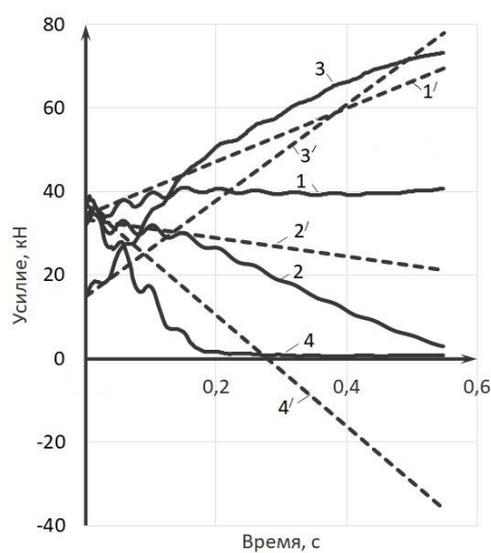
Таблица 2

Значения относительного удлинения ε , угла кручения θ каната и осевого усилия P в слоях каната при совместном растяжении и кручении

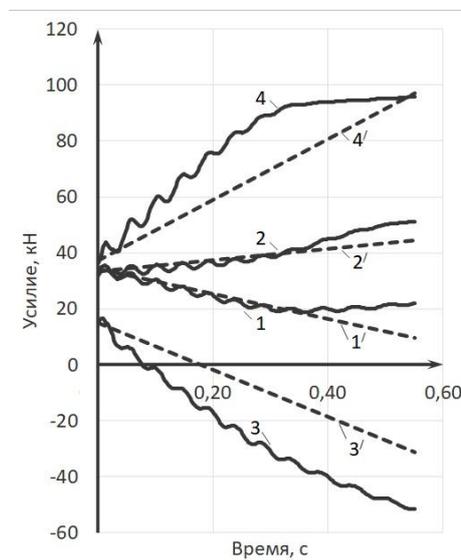
Варианты расчета	Относительное удлинение ε , %			Угол кручения θ , рад/м		Номер слоя	Осевое усилие P , кН		
	Начальное значение	Конечное значение		Конечное значение			Начальное значение	Конечное значение	
		Раскручивание	Закручивание	Раскручивание	Закручивание			Раскручивание	Закручивание
1	0,259	0,275	0,237	-0,21	0,297	1	22,1	25,1	17,7
						2	22,0	21,1	22,8
						3	32,0	39,4	21,3
						4	44,1	34,4	57,9
2	0,323	0,629	0,198	-5,37	2,19	1	34,5	95,7	9,6
						2	33,4	6,4	44,4
						3	14,9	127,8	-31,2
						4	37,1	-110,0	97,1
3	0,323	0,263	0,323	-2,68	2,68	1	33,7	40,9	22,1
						2	32,2	2,84	51,3
						3	15,3	73,3	-51,5
						4	36,5	0,9	95,9

Приведенные в табл. 2 граничные значения относительных деформаций удлинения ε , кручения θ и осевых усилий P для вариантов 2 и 3 дают количественную оценку значений. Для качественного сопоставления результатов рас-

пределения осевых усилий по слоям каната полученных аналитическим расчетом и компьютерным моделированием, рассмотрим кривые, представленные на рис. 2.



а



б

Рис. 2. Распределение осевых усилий в слоях каната 1–4 (рис. 1) при совместном растяжении и последующих раскручивании (а) или закручивании (б) наружного слоя:
1, 2, 3, 4 – моделирование; 1', 2', 3', 4' – аналитический расчет

При поворотах каната (раскручивающих или закручивающих наружный слой проволок) под действием внешнего крутящего момента M

происходит перераспределение значений внутренних усилий P в слоях каната по закону дополнительных напряжений. При принятых ус-

ловиях закрепления на жестких дисках и кольцах торцов проволок слоев с разными направлениями свивки, слои каната, стремящиеся к большему изменению размеров в осевом направлении при кручении, передают растягивающие силы слоям, стремящимся к меньшему изменению своих осевых размеров, и наоборот [7]. Перераспределение внутренних усилий P наиболее интенсивно происходит в наружном и подповерхностном слоях (кривые 3, 4 на рис. 2).

Сравнительный анализ хода кривых на рис. 2 свидетельствует о лучшем согласовании характера изменения значений осевых усилий P при моделировании (вариант 3) с результатами расчета по уравнениям статики (вариант 2) при закручивании наружного слоя каната (рис. 2, б), что в наибольшей степени выражено для кривых 1 и 2. При раскручивании наружного слоя (рис. 2, а) аналогичная картина наблюдается только для начальных участков кривых 1 и 2. Соответствие результатов аналитического расчета и моделирования может быть связано с отсутствием контактных давлений между элементами слоев 1 и 2 в связи с наличием зазоров между ними [13]. И наоборот, расхождение результатов расчета по уравнениям статики и моделирования, наблюдаемое для кривых 3 и 4 на рис. 2, связывается с влиянием контактных давлений между проволоками в слоях и между слоями из-за отсутствия зазоров между ними [13].

Противоположное направление свивки слоев каната оказывает значительное влияние на распределение внутренних усилий в слоях и эксплуатационную стойкость каната. При закручивании наружного слоя каната (рис. 2, б) в слое 3 при угле $\theta \approx 0,4$ рад/м осевые усилия в проволоках становятся сжимающими, слой не теряет устойчивость только потому, что подвергается внешнему сжатию со стороны наружного слоя. При раскручивании наружного слоя каната (кривая 4 на рис. 2, а) в наружном слое при угле $\theta = 0,6-0,8$ рад/м (время 0,2 с) осевое усилие уменьшается практически до нуля, отслоившийся наружный слой [13] не воспринимает осевой нагрузки и исключается из работы, что при отсутствии наружного давления способствует расслоению каната. Вопросы изучения влияния контактного давления между элементами закрытых канатов на их эксплуатационную стойкость требуют дальнейшего решения.

Выводы

1. Определение обобщенных коэффициентов жесткости слоев каната моделированием нагружения при аналитическом расчете НДС каната дает лучшее количественное и качественное соответствие с результатами конечно-элементного моделирования НДС канатов при растяжении и кручении, по сравнению с аналитическим расчетом коэффициентов методом строительной механики, не учитывающим физическую и геометрическую нелинейность поведения элементов каната при нагружении.

2. Расхождение результатов определения внутренних усилий в слоях каната по уравнениям статики и методом компьютерного конечно-элементного моделирования связано с пренебрежением формирующихся контактных давлений между элементами каната при кручении.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пат. 2527275 RU. Канатная насосная штанга / В.Н. Ивановский, А.А. Сабиров А.В. Деговцов, С.С. Пекин; заявл. 24.06.2013; опубл. 27.08.2014. Бюл. № 24.
2. *Ивановский, В. Н.* Повышение эффективности эксплуатации нефтяных скважин с боковыми стволами малого диаметра / В. Н. Ивановский, А. А. Сабиров, И. И. Мазиин [и др.] // «Neftegaz.RU». 2019. № 6. - С. 62–69.
3. *Глушко, М. Ф.* Стальные подъемные канаты. Киев: Техника, 1966. - 328 с.
4. *Калентьев, Е. А.* Численный анализ напряженно-деформированного состояния пряди каната с линейным касанием при растяжении и кручении / Е. А. Калентьев, В. В. Тарасов // Вычислительная механика сплошных сред. – 2010. – Т.3, №4. - С. 16-28.
5. *Гетман, И. П.* О методах расчета канатов. Задача растяжения-кручения / И. П. Гетман, Ю. А. Устинов // ПММ – 2008. Т.72, вып. 1 – С. 81-90.
6. *Поляков, С. В.* Исследование подъемного каната с возникшими изменениями геометрических параметров и механических свойств винтовых элементов / С. В. Поляков // Научно-технический вестник Брянского государственного университета. 2019. №2. - С. 257-264.
7. *Даненко, В. Ф.* Моделирование напряженно-деформированного состояния канатов закрытой конструкции при растяжении и кручении / В. Ф. Даненко, Л. М. Гуревич // Деформация и разрушение материалов. 2021. №1. - С. 2-9.
8. *Jun MA, Shi-rong GE, De-kun ZHANG.* Distribution of wire deformation within strands of wire ropes // Journal of China University of Mining & Technology. 2008. Vol.18. No.3. -P. 475-478.
9. *Fontanari V., Benedetti M., Monelli B. D.* Elastoplastic behavior of a Warrington-Seale rope: Experimental analysis and finite element modeling // Engineering Structures. 2015. V. 82. – P. 113-120.
10. *Тарасов, В. В.* Стальные канаты. Расчет конструкций и оценка эксплуатационных свойств / В. В. Тарасов, Е. А. Калентьев, В. Н. Новиков // Механика и физико-химия гетерогенных сред, наносистем и новых материалов. 2015. - С. 237-259.

11. Антонова, О. В. Конечно-элементный анализ канатов. Сравнение программных систем Abaqus, LSDYNA, MSC. MARC / О. В. Антонова, А. С. Немов, И. Б. Войнов и др. // XXXVI неделя науки СПбГПУ: Материалы Всерос. межвуз. науч.-техн. конф. студентов и аспирантов (Санкт-Петербург, 26 ноября – 1 декабря 2007 г.). СПб.: Изд-во СПбГПУ, 2009. URL: <http://elib.spbstu.ru/dl/007906.pdf>.

12. Даненко, В. Ф. О расчете напряженно-деформированного состояния стальных закрытых канатов при растяжении и кручении. Сообщение 1. Определение обобщен-

ных коэффициентов жесткости и деформаций / В. Ф. Даненко, Л. М. Гуревич // CIS Iron and Steel Review – Vol. 22 (2021), pp. 20–25.

13. Даненко, В. Ф. Радиальные перемещения элементов подъемных канатов закрытой конструкции при их совместном растяжении и кручении / В. Ф. Даненко, Л. М. Гуревич, И. Р. Мязина // Известия ВолгГТУ : науч. журнал № 10 (233) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2019. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 68–74.

УДК 621.81

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-2-261-50-52

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

НЕРАЗРУШАЮЩАЯ МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ ПРИ КРУЧЕНИИ СТАЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ*

Волгоградский государственный технический университет

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

В работе описана методика неразрушающего определения предела текучести при кручении стальных деталей по результатам измерения пластической твердости.

Ключевые слова: сферический индентор, неразрушающий контроль, пластическая твердость, предел текучести при кручении.

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

NON-DESTRUCTIVE METHOD FOR DETERMINING THE YIELD LIMIT DURING TORSION OF STEEL PARTS

Volgograd State Technical University

The paper describes a method for the non-destructive determination of the yield strength during torsion of steel parts based on the results of measuring the plastic hardness.

Keywords: spherical indenter, non-destructive testing, plastic hardness, torsional yield strength.

Многие детали машин и механизмов испытывают напряжения кручения (валы редукторов и коробок передач, трансмиссионные валы, пружины, болты при затяжке и др.). Проектирование таких деталей предусматривает и расчет прочности на кручение. При этом возникает необходимость располагать данными о величине предельных напряжений кручения. Предельные напряжения при кручении (для пластичных материалов это предел текучести) можно определить экспериментально согласно стандарту [1]. Этот метод требует изготовления специальных образцов, вырезанных из готовой детали или заготовки, что приводит к частичному или полному разрушению детали. Отметим, что в литературе [2; 3] приводятся приближенные зависимости для определения предела текучести при кручении $\tau_{кр,Т}$ по пределу текучести при растяжении σ_T

$$\tau_{кр,Т} = (0,55...0,75) \cdot \sigma_T. \quad (1)$$

При этом предел текучести при растяжении σ_T можно определить экспериментально [4] или путем индентирования [5]. Однако из формулы (1) следует, что диапазон колебания предела текучести при кручении $\tau_{кр,Т}$ при использовании этой формулы составляет более 30 %. Для оценки прочности детали необходимо располагать также величинами допускаемых напряжений кручения $[\tau_{кр}] = \tau_{кр,Т}/n$, где n – коэффициент запаса прочности, который при статическом нагружении может быть определен по формуле [2]

$$n = 0,23 + 2,65(\sigma_T/\sigma_B), \quad (2)$$

где дополнительно σ_B – временное сопротивление при растяжении.

На этой основе в справочной литературе [2; 6] приведены значения допускаемых напряжений при кручении $[\tau_{кр}]$ для различных сталей

© Матлин М. М., Казанкин В. А., Казанкина Е. Н., 2022.

* Работа выполнена в рамках конкурса МК-2021 (грант Президента России № МК-84.2021.4).

в зависимости от параметров прочности при растяжении σ_T и σ_B .

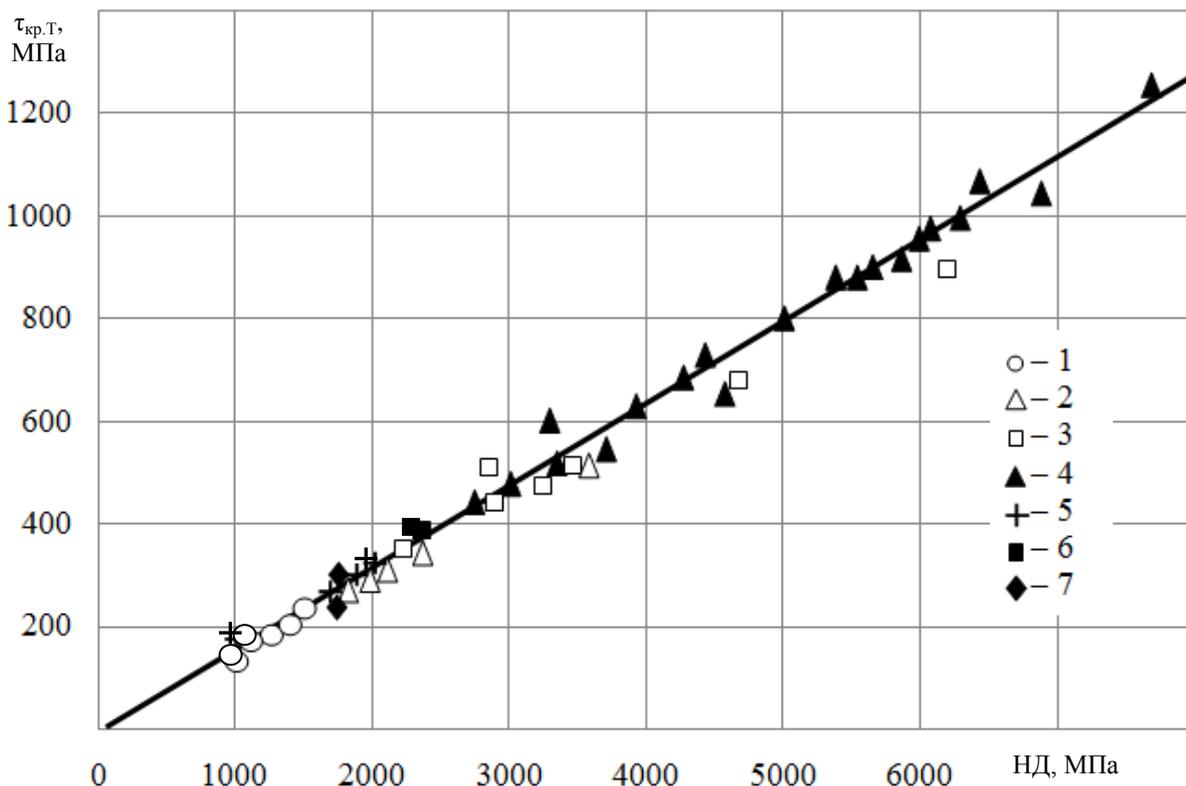
Отметим, что проверка статической прочности вала на кручение необходима для предупреждения возникновения пластических деформаций тяжело нагруженных тихоходных валов, а также при кратковременных перегрузках (например, при пуске двигателя).

В данной работе с целью проведения оперативного контроля прочности исследована возможность использования пластической твердости НД [7] для неразрушающего определения предела текучести при кручении различных сталей. Следует отметить, что поскольку касательные напряжения от кручения распределены по поперечному сечению детали крайне неравномерно, то для пластичных материалов несущая способность считается исчерпанной, как только наружные волокна достигают предела текучести. В связи с этим твердость поверхности вала дает наиболее объективную информацию о пределе текучести материала при этом виде нагружения.

Как видно из рисунка, построенного по данным справочника [6], значения предела текучести при кручении сталей однозначно определяются уровнем пластической твердости НД. Эти результаты вполне закономерны, поскольку, как показано в работе [5], прочностные характеристики металлов (предел текучести и временное сопротивление при растяжении) также можно определить путем измерения пластической твердости НД. Результаты, показанные на рисунке, могут быть аппроксимированы следующей зависимостью

При этом величину пластической твердости НД находили (согласно [5]) по приведенным в справочных таблицах [6] значениям предела текучести при растяжении.

$$\tau_{кр,Т} = 0,158 \cdot \text{НД} \quad (3)$$



Зависимость предела текучести при кручении $\tau_{кр,Т}$ от пластической твердости НД углеродистых и легированных сталей различного уровня прочности:

линия – расчет по формуле (3); значки – справочные данные [6]; номера 1–3 – углеродистые стали со следующими видами термической обработки соответственно: нормализация, улучшение, объемная закалка; номера 4–7 – легированные стали со следующими видами термической обработки соответственно: объемная закалка, нормализация, улучшение, отжиг

Из рисунка видно, что наибольшая погрешность определения предела текучести при кручении $\tau_{кр,Т}$ для более, чем 30 различных сталей,

по формуле (3) в большинстве случаев не превышает (8...10) %.

В табл. 1 расчеты по формуле (3) сопостав-

лены с экспериментальными данными, приведенными в работе [8]; видно, что совпадение достаточно удовлетворительное.

В тех случаях, когда известны иные числа

твердости или их удобнее измерить, значение пластической твердости можно определить по табл. 2 [5], описывающей взаимосвязи пластической твердости НД с другими числами твердости.

Таблица 1

Сопоставление предела текучести при кручении $\tau_{кр,Т}$, определенного по описанному методу, с экспериментальными результатами $\tau_{кр,э}$ [8]

Марка стали	Термообработка	НД, МПа	$\tau_{кр,э}$, МПа [8]	$\tau_{кр,Т}$, МПа (форм.3)	Погрешность $\frac{\tau_{кр,э} - \tau_{кр,Т}}{\tau_{кр,э}} \cdot 100 \%$
20	Нормализация	1100	160	174	-8,8
30	Нормализация	1300	170	205	-20,6
45	Нормализация	1600	220	253	-15,0
25ХНВА	Закалка в масле 850 ⁰ , отпуск 560 ⁰	4320	600	683	-13,8

Таблица 2

Связь пластической твердости НД с другими числами твердости

Числа твердости	Пластическая твердость НД, МПа
HRC (при HRC \geq 32)	$3,57 \cdot 10^{-4} \cdot HRC^{4,05} + 3353$
HRB	$88300 / (130 - HRB)$
HB, МПа (при HB \leq 4000)	$0,468 HB^{1,124}$
HV, МПа (при HV 1000 ... 9200)	$0,5 HV^{1,113}$

Для измерения твердости непосредственно на поверхности готовых деталей, в том числе и крупногабаритных, можно использовать как стационарные, так и различные переносные приборы статического и ударного действия приборы, подробный обзор которых приведен в работе [9].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- ГОСТ 3565–80. Металлы. Метод испытания на кручение. Введ. 01.07.1981.
- Горский, А. И. Определение допускаемых напряжений при расчетах на прочность / А. И. Горский, Е. Б. Иванов-Эмин, А. И. Кореновский. – М.: НИИМАШ, 1974. – 79 с.
- Энциклопедия по машиностроению XXL. Интернет-ресурс <https://mash-xxl.info/index/>.
- ГОСТ 1497–84. ИСО 6892–84. Металлы. Метод испытания на растяжение. – Введ. 01.01.85.

5. Матлин, М. М. Методы неразрушающего контроля прочностных свойств деталей машин / М. М. Матлин, А. И. Мозгунова, Е. Н. Казанкина, В. А. Казанкин. – М.: Инновационное машиностроение, 2019. – 247 с.

6. Ануриев, В. И. Справочник конструктора-машиностроителя. В 3т. / В. И. Ануриев; 9-е изд. перераб. и доп./ под ред. И. Н. Жестковой. – М.: Машиностроение, 2006. – Т. 1. – 928 с.

7. ГОСТ 18835–73. Металлы. Метод измерения пластической твердости. – Введ. 01.01.74 (ограничение срока действия снято Межгосударственным Советом стандартизации, метрологии и сертификации, протокол №3-93, ИУС №5/6, 1993 г.).

8. Серенсен, С. В. Динамическая прочность в машиностроении / С. В. Серенсен, И. М. Тетельбаум, Н. И. Пригоровский. – М.: Машгиз, 1945. – 332 с.

9. Матлин, М. М. Контроль твердости крупногабаритных металлоизделий (обзор публикаций) / М. М. Матлин, В. А. Казанкин, Е. Н. Казанкина // Химическое и нефтегазовое машиностроение. – 2020. - № 10. - С. 30-33.

ВОПРОСЫ СВАРКИ, МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ, ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

УДК 621.791

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-2-261-53-58

А. В. Савинов, О. А. Полесский, П. П. Красиков, А. А. Чудин, Д. А. Муругов

ХАРАКТЕР ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ ШВОВ И ОБРАЗОВАНИЯ ДЕФЕКТОВ ПРИ СВАРКЕ НЕПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ (ОБЗОР)

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: svarka-nv@vstu.ru

В работе на основе анализа литературных данных показаны стадии процесса образования дефектов при сварке неплавящимся электродом. Критериями, характеризующими нормальное и волновое формирование шва при заданной скорости сварки, может служить критический ток дуги, с которого начинаются нарушения формирования сварного соединения, а при фиксированном токе – скорость сварки.

Ключевые слова: сварка неплавящимся электродом, формирование сварных швов.

A. V. Savinov, O. A. Polesskiy, P. P. Krasikov, A. A. Chudin, D. A. Murugov

CHARACTER OF THE PROCESS OF FORMATION OF WELDS AND OF DEFECTS WHEN WELDING WITH A NON-CONSUMABLE ELECTRODE (REVIEW)

Volgograd State Technical University

Based on the analysis of literature data, the paper shows the stages of the process of defect formation during welding with a non-consumable electrode. The criteria characterizing the normal and wave formation of the weld at a given welding speed can be the critical arc current, from which violations of the formation of the welded joint begin, and at a fixed current, the welding speed.

Keywords: welding with a non-consumable electrode, the formation of welds.

При изучении процессов сварки в инертных газах неплавящимся электродом вопрос о влиянии силового воздействия дуги и ее пространственной устойчивости на качество формирования сварного соединения имеет существенное значение. Так, при сварке тонколистового металла деформация кромок изделия приводит к нарушению режима горения дуги и, как следствие, к изменению теплового и силового воздействия дуги на свариваемый металл, появлению различного рода дефектов (прожогов, несплавлений кромок и т. п.). В случае сварки изделий из толстолистового металла чрезмерное воздействие сварочной дуги может вызвать образование газовых полостей (пор) и несплавлений в сварном шве. Подробному изучению этих проблем, а также путей их решения посвящены работы [1–24].

При сварке стыковых соединений неплавящимся электродом катодное пятно зафиксиро-

вано на его острие, в то время как активное пятно на изделии связано с фронтом плавления металла. При сварке на больших скоростях происходит смещение анодного пятна в направлении хвостовой части ванны, где скорость течения жидкого металла минимальна. Это приводит к изменению пространственного положения дуги и, следовательно, к дискретности ее перемещения и силового воздействия на свариваемый металл. Неравномерность поступления металла к фронту кристаллизации приводит к появлению «перетяжек» и полных разрывов между порциями металла [2; 3]. На основе наблюдений авторами была предложена модель дискретного формирования шва при сварке стыковых соединений (рис. 1).

Авторы работы [19] объясняют нарушение формирования тем, что в некоторый начальный момент давление дуги образует в сварочной ван-

не кратер и расплавленный металл течет вдоль него в хвостовую часть боковыми и нижним потоками (рис. 1, *а*). В процессе движения изделия или электрода расстояние от начала кратера до жидкого металла ванны начинает увеличиваться

и тонкий слой нижнего потока кристаллизуется, образуя преграду (рис. 1, *б*). Дальнейшее течение металла и рост силы поверхностного натяжения формирует бугор (рис. 1, *в*), который впоследствии увеличивает свой объем.

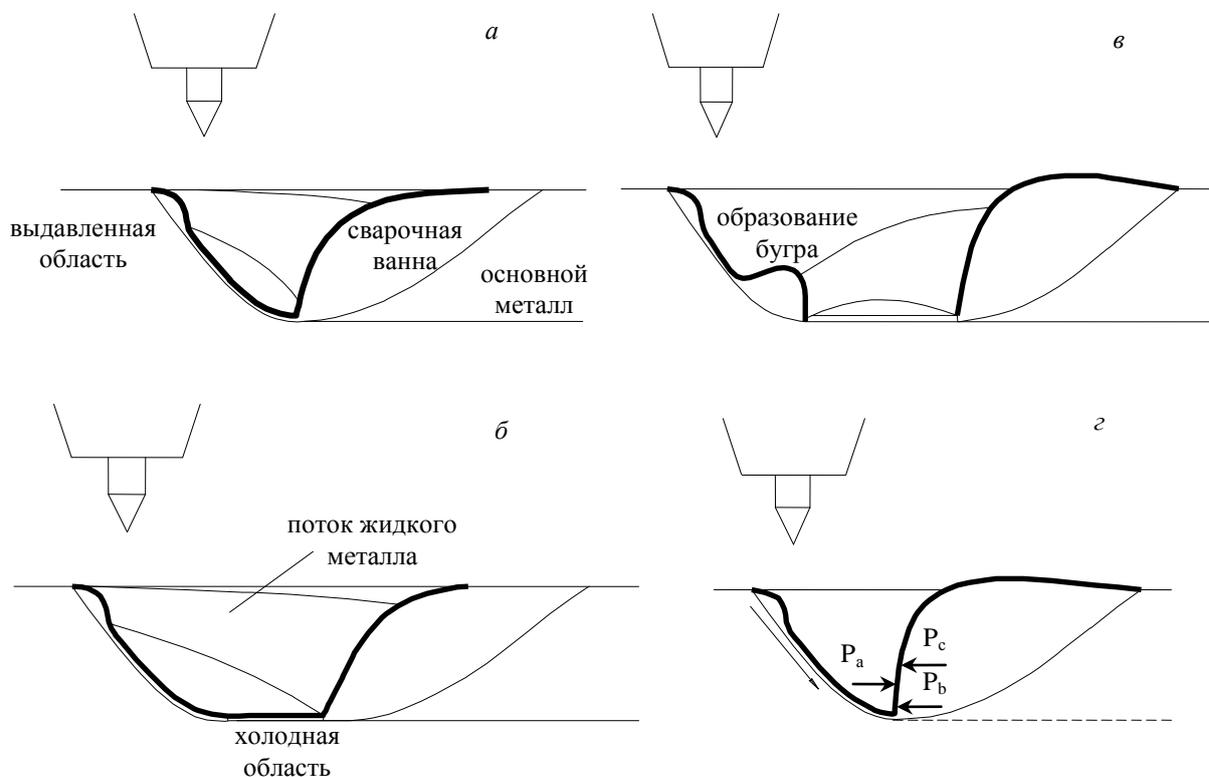


Рис. 1. Механизм образования дефектов и баланс сил, действующих на жидкий металл ванны [19]:
а, б, в – стадии процесса

Влияние баланса сил (рис. 1, *г*) от воздействия дуги P_a , сил поверхностного натяжения P_c и гидростатической силы P_h , показывает, что если $P_a \gg P_c + P_h$, то объем жидкого металла сварочной ванны полностью может быть выдвинут на края (рис. 2). Малое значение P_a приводит к отсутствию кратера и, как следствие, малому проплавлению, а относительное равенство сил способствует стабильному формированию швов без образования бугров.

Анодный поток (АП) отклоненной дуги «закупоривает» хвостовую часть ванны для поступающего жидкого металла и новая порция металла накапливается перед задним фронтом ванны (рис. 3, *а*). Если дискретность перемещения дуги мала, эта порция металла также мала и легко передвигается, торможение происходит у задней границы сварочной ванны, т.е. в районе минимальных температур (фронта кристаллизации).

Новое возбуждение дуги между стенкой фронта плавления и электродом приводит к «отмиранию» старого канала дуги; за время

после его «отмирания» и до приближения новой дуги к этой порции она успевает частично закристаллизоваться (рис. 3, *б*). При отклонении дуги (рис. 3, *в*) ее ток и давление недостаточны для сдвига порции металла к заднему фронту, вследствие чего сварной шов имеет много несплошностей. Если эта порция будет частично сдвинутой к предыдущей, сплавление произойдет лишь в верхней части, а между ними образуются пустоты.

Если повторное перемещение дуги полностью сдвигает последующую порцию металла к предыдущей, дискретный характер поступления металла к заднему фронту может стать причиной образования слоистой макроструктуры. С ростом скорости сварки граница между слоями становится очагом развития микродефектов. Последние имеют вид либо цепочек микропор по границе слоя, либо несплавлений, дающих начало поперечным трещинам. При этом авторы отмечают, что дискретное образование пустот не исключает механизма «захлопывания».

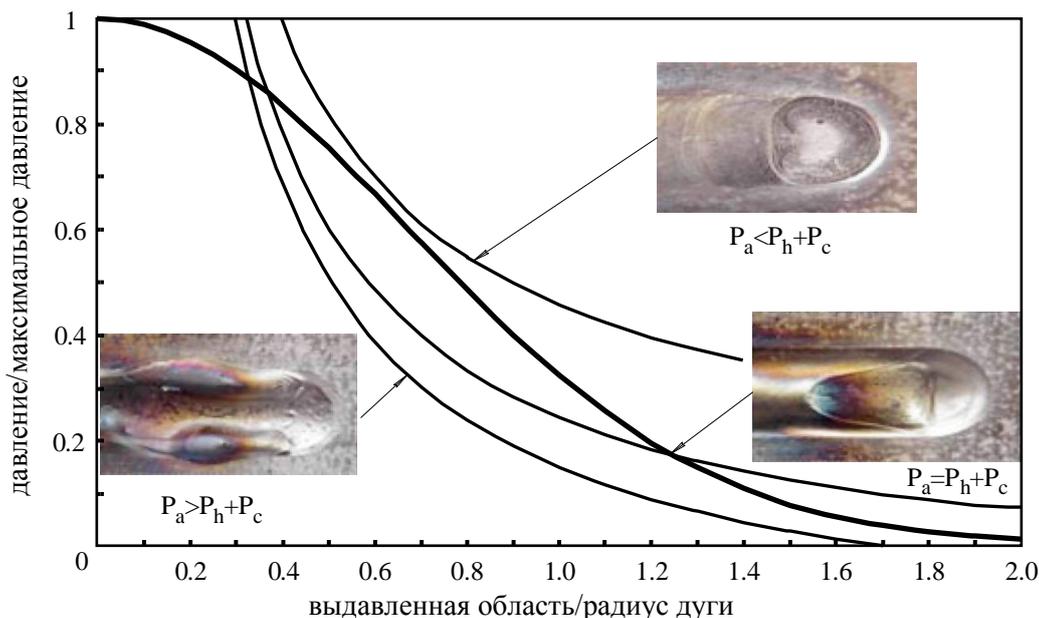


Рис. 2. Влияние баланса сил на стабильность выдавленной области и формирование сварных швов [19]

Механизм волнообразного формирования сварных швов в первую очередь связывают с появлением «чешуйчатости» стыковых соединений и зубчатой формы соединений с отбортовкой кромок. На критических режимах сварки это может привести к потере герметичности сварного соединения [20; 21]. Помимо

этого явления, волнообразование ограничивает и прочность шва, так как с увеличением скорости сварки его высота уменьшается, а стремление компенсировать снижение глубины проплавления увеличением мощности дуги приводит к нарушению формирования сварного соединения.

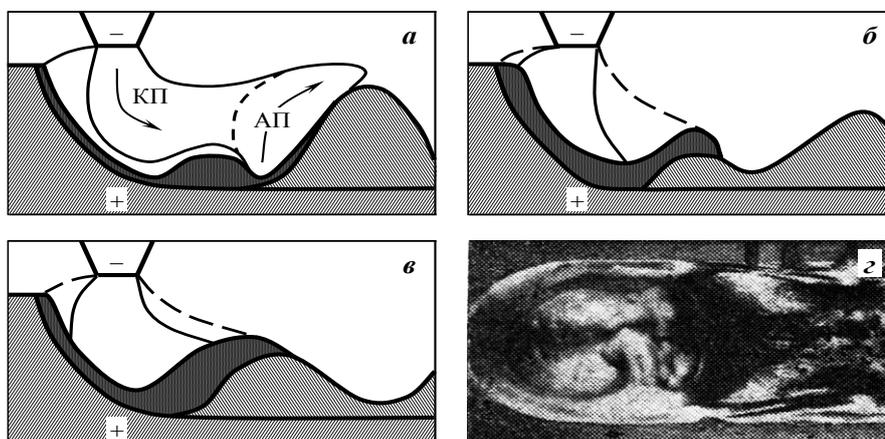


Рис. 3. Модель формирования шва при максимальной дискретности движения дуги: а, б, в – стадии процесса и внешний вид стыкового шва (г) [10]

Критериями, характеризующими нормальное и волновое формирование шва при заданной скорости сварки, может служить критический ток дуги $I_{кр}$, с которого начинаются нарушения формирования сварного соединения, а при фиксированном токе – скорость сварки $V_{кр}$.

Механизм образования полостей и неплотностей в металле шва вследствие отклонения

движущейся сварочной дуги от нормали к поверхности свариваемого изделия и «захлопывания» кратера сварочной ванны рассмотрен в работах [22 ... 24]. Авторами замечено, что при образовании газовых полостей кратер сварочной ванны имеет специфическую форму: в верхней хвостовой части кратера образуется нависание жидкого металла (рис. 4), захлесты-

вание которым углубления под дугой приводит к образованию полости. Причем, это явление характерно для сварки с неплавящимся электродом, как со сквозным, так и с частичным проплавлением металла анода.



Рис. 4. Продольный макрошлиф кратера сварного шва [22]:
 $U_d=10\dots11В$; $I_d=700\dots750А$; $v_{св}=25м/ч$; газ – аргон

Обоснованием этого в [24] выдвинута гипотеза образования несплошностей в сварном шве, заключающаяся в том, что в момент отклонения сварочной дуги от нормали в каждой точке поверхности кратера ванны силовое воздействие разряда может быть разложено на горизонтальную и вертикальную составляющие (рис. 5). Характер распределения горизонтальной составляющей F_d таков, что в нижних слоях она максимальна, а в верхних – минимальна. В результате происходит неравномерное отеснение металла сварочной ванны, образующее, тем самым, нависание жидкого металла. Размер нависания определяется не только характером распределения и абсолютным значением силового воздействия дуги, но и коэффициентом поверхностного натяжения, теплофизическими свойствами свариваемого металла, объемом сварочной ванны и тепловой мощностью дуги.

При определенной величине горизонтальной составляющей силового воздействия дуги вес нависающего металла достигает величины, при которой он больше не может удерживаться силами поверхностного натяжения и захлестывает кратер сварочной ванны, образуя газовую полость. Срыв жидкого металла с передней части также может происходить под действием внешнего толчка – импульса, например во время мгновенного изменения режима горения разряда, связанного с его дискретным перемещением. При этом масса жидкого металла под действием дугового разряда стремится заполнить образовавшуюся полость. Однако процесс не успевает завершиться в связи с тем, что дуга уже удалась от полости, и фронт кристалли-

зации фиксирует несплошность, заполненную газом.

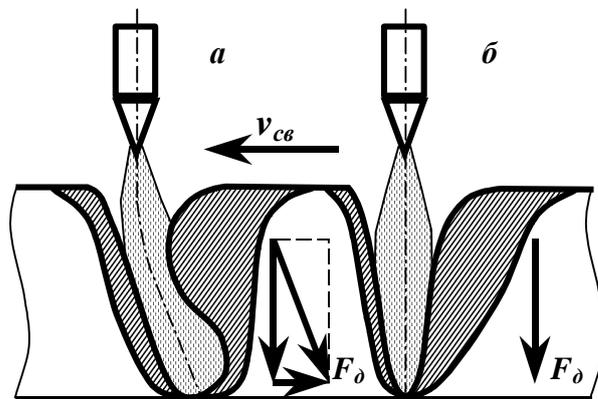


Рис. 5. Продольный разрез сварочной ванны и составляющие силового воздействия дуги при сквозном проплавлении соединения [24]:
 а – при наличии отставания анодного пятна;
 б – дуга вертикальная

Анализ приведенных в [24] номограмм (рис. 6) показывает, что влияние параметров режима сварки на процесс образования газовых полостей в шве не является однозначным. Увеличение силы тока при фиксированной скорости сварки приводит к исчезновению газовых полостей, однако при завышении режима возникает опасность возникновения прожогов, местных и сплошных протечек сварочной ванны.

Увеличение скорости сварки в начальный момент ведет к исчезновению прожогов и качественному формированию соединения. Области режимов *I* (рис. 6) соответствуют плотные, без газовых полостей сварные швы. В области режимов *II* происходит появление несплошностей, число которых прямо пропорционально скорости сварки $V_{св}$. Дальнейшее увеличение скорости перемещения катода ведет к образованию длинных газовых полостей, переходящих в сплошные несплавления, и отсутствию сквозного проплавления.

Это можно объяснить влиянием на процесс образования газовых полостей размеров и массы ванны жидкого металла, образующейся при сварке неплавящимся электродом. При больших погонных энергиях (большой ток и малая скорость сварки) ванна достигает массы и размеров, когда жидкий металл уже не может удерживаться силами поверхностного натяжения, в результате чего образуется прожог. С увеличением скорости перемещения электрода относительно изделия масса металла сварочной ванны уменьшается. Однако она еще достаточна для компенсации силового воздействия

разряда и дуга не создает значительного подпора жидкого металла, размеры нависания ко-

торого минимальны, и захлопывания кратера не происходит.

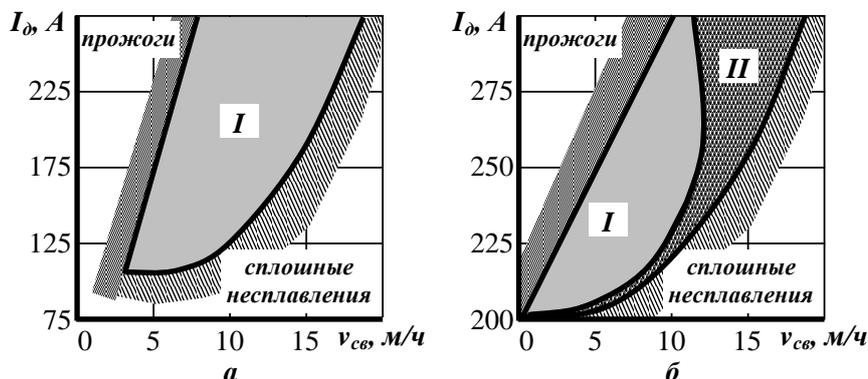


Рис. 6. Номограммы для выбора режимов односторонней сварки в аргоне сжатой дугой титанового сплава с полным проплавлением [24]: а – S=11мм; б – S=17мм

В момент достижения критических скоростей сварки происходит резкое увеличение величины горизонтальной составляющей силового воздействия дуги на расплавленный металл ванны, приводя, тем самым, к возникновению длинных газовых полостей в корне шва.

На пространственную нестабильность дугового разряда и, следовательно, на интенсивность образования несплошностей существенное влияние оказывает состав инертной атмосферы. При прочих равных условиях отклонение сварочной дуги в аргоне примерно в 2 раза больше, чем в гелии [22].

Выводы

1. На качество формирования сварного соединения при сварке неплавящимся электродом определяющее влияние оказывают силовое воздействие дуги и ее пространственная устойчивость.

2. Критериями, характеризующими нормальное и волновое формирование шва при заданной скорости сварки, может служить критический ток дуги, с которого начинаются нарушения формирования сварного соединения, а при фиксированном токе – скорость сварки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Nobuyuki, Jamauchi Development and application of high Current TIG process (Scholta welding process) / Nobuyuki Jamauchi, Tahao Taka, Manabu Oh-i. // The Sumitomo Search, 1981. – № 25. – P. 87 – 100.
 2. Ковалев, И. М. Влияние движения металла в сварочной ванне на устойчивость дуги и формирование шва / И. М. Ковалев, Е. М. Кричевский, В. Н. Львов // Сварочное производство. – 1974. – № 11. – С. 5–7.

3. Ковалев, И. М. Некоторые особенности формирования сварных соединений при сварке с неплавящимся катодом / И. М. Ковалев // Сварочное производство. – 1972. – № 10. – С. 12–14.
 4. Григоренко, В. В. Аргонодуговая сварка труб на трубосварочном стане / В. В. Григоренко, О. Н. Киселев, Г. Г. Чернышев [и др.] // Сварочное производство. – 1994. – № 5. – С. 29–31.
 5. Размышляев, А. Д. Влияние продольного магнитного поля на характеристики дуги при сварке неплавящимся электродом в аргоне / А. Д. Размышляев, М. В. Миронова // Автоматическая сварка. – 2008. – № 3. – С. 21–25.
 6. Ковалев, И. М. Пространственная устойчивость движущейся дуги с неплавящимся катодом / И. М. Ковалев // Сварочное производство. – 1972. – № 8. – С. 1–3.
 7. Петров, А. В. Автоматическая сварка тонколистовой стали в среде аргона импульсной дугой / А. В. Петров // Автоматическая сварка. – 1962. – № 2. – С. 36–37.
 8. Полунан, В. А. Разработка и исследование неплавящихся электродов для сварки в аргоне на токах до 1000 А: дис. на соиск. ученой степени канд. техн. наук. – Волгоград, 1988.
 9. Косович, В. А., Коростелев, Б. А., Полунан, В. А. Рациональные конструкции вольфрамовых электродов для аргонодуговой сварки постоянным током // Сварочное производство. – 1988. – № 10. – С. 28–29.
 10. Косович, В. А., Полунан, В. А., Седых, В. С. и др. Технологические характеристики сильноточной дуги с полым катодом в аргоне // Сварочное производство. – 1992. – № 6. – С. 34–35.
 11. Савинов, А. В. Дуговая сварка неплавящимся электродом / А. В. Савинов, И. Е. Лапин, В. И. Лысак. – М.: Машиностроение, 2011. – 477 с.
 12. Финкельбург, В. Электрические дуги и термическая плазма / В. Финкельбург, Г. Меккер – М.: ИЛ, 1961. – 370 с.
 13. Размышляев, А. Д., Миронова, М. В. Скорость потоков металла в ванне при дуговой наплавке в продольном магнитном поле // Сварочное производство. – 2009. – № 1. – С. 4–7.
 14. Болдырев, А. М., Биржесв, В. А. Влияние продольного магнитного поля на проплавляющую способность сварочной дуги прямой полярности // Сварочное производство. – 1982. – № 4. – С. 10–11.

15. Будник, Н. М., Кулагин, А. П. Форма дуги между угольными электродами в продольном магнитном поле // Автоматическая сварка. – 1979. – № 3. – С. 59–60.
16. Щетинина, В. И. Роль магнитного поля сварочного контура при образовании подрезов // Сварочное производство. – 1989. – № 4. – С. 38–40.
17. Ukita S., Kokubo K., Masuko T., Irie T. High-speed DCEN TIG welding of very thin aluminium sheets with magnetic arc control // Welding International. – 2003. – №7. – С. 541 – 549.
18. X.S. Leng, G.J. Zhang and L. Wu. Experimental study on improving welding efficiency of twin electrode TIG welding method // Science and Technology of Welding and Joining. – 2006. – №5. – С.550 – 554.
19. Mendez P.F., Eagar T.W. Penetration and Defect Formation in High-Current Arc Welding // The Welding Journal. – 2003. – № 10. – P. 296 – 306.
20. Шнеерсон, В. Я. Механизм волнообразного формирования швов тонколистовых соединений при сварке по отбортовке / В. Я. Шнеерсон // Сварочное производство. – 1988. – № 8. – С. 36–39.
21. Демянцевич, В. П. Особенности движения жидкого металла в сварочной ванне при сварке неплавящимся электродом / В. П. Демянцевич, В. И. Матюхин // Сварочное производство. – 1972. – № 10. – С. 1–3.
22. Кудояров, Б. В. О взаимосвязи между отклонением сварочной дуги и образованием газовых полостей в сварном шве / Б. В. Кудояров, В. Л. Руссо, И. В. Суздаев // Сварочное производство. – 1972. – № 4. – С. 9–10.
23. Суздаев, И. В. Влияние угла наклона электрода на образование газовых полостей в корне шва при аргонодуговой сварке титана / И. В. Суздаев, Б. В. Кудояров, В. Л. Руссо [и др.] // Сварочное производство. – 1972. – № 11. – С. 44–45.
24. Руссо, В. Л. Образование газовых полостей в металле шва при автоматической сварке титана сжатой дугой / В. Л. Руссо, Б. В. Кудояров, И. В. Суздаев [и др.] // Сварочное производство. – 1972. – № 9. – С. 48–50.

УДК 621.791.927.5

DOI:10.35211/1990-5297-2022-2-261-58-62

С. А. Фастов, И. В. Зорин, В. О. Харламов, В. И. Лысак

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПОГОННОЙ ЭНЕРГИИ НА СТРУКТУРУ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА БЕЙНИТНОГО КЛАССА*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: serheyfastov@yandex.ru

Приведены результаты исследования влияния погонной энергии на структуру низколегированной стали бейнитного класса при наплавке колеблющимся электродом с использованием порошковой проволоки. Показано, что варьирование погонной энергии наплавки в диапазоне 10–19 кДж/см позволяет получить наплавленный металл со структурой нижнего или верхнего бейнита.

Ключевые слова: наплавка, колеблющийся электрод, структура металла, твердость, порошковая проволока, бейнит, остаточный аустенит, погонная энергия.

S. A. Fastov, I. V. Zorin, V. O. Kharlamov, V. I. Lysak

STUDY OF THE HEAT INPUT ENFLUENCE ON THE STRUCTURE OF THE BAINITE DEPOSITED METAL

Volgograd State Technical University

The results of the study of the influence of the heat input on the structure low alloyed bainite steel during oscillating electrode deposition by using flux-cored wire are presented. It is shown that the heat input changing within the range from 10 to 19 kJ/cm let to get deposited metal with lower and upper bainite structure.

Keywords: surfacing, hardfacing, cladding, oscillating electrode, metal structure, hardness, flux-cored wire, bainite, retained austenite, heat input.

Введение

Высокопрочные стали бейнитного класса нашли широкое применение при изготовлении трубопроводов, в особенности работающих при отрицательной температуре [1; 2]. Важным преимуществом структуры бейнита является возможность ее формирования при низком, а иногда и ультранизком [1] содержании леги-

рующих элементов. Это обуславливает достижение в сталях сочетания высоких показателей прочности ($\sigma_B = 800$ МПа и более) и ударной вязкости ($KCV^{60} > 60$ Дж/мм²) [1–5].

Традиционным способом получения сталей бейнитного класса является метод контролируемой прокатки, при котором обеспечивается строгий контроль температурного режима

и давления на металл при различных технологических этапах изготовления проката [1; 6]. Вместе с тем применение металла с высокими показателями прочности и пластичности не ограничивается только металлоконструкциями ответственного назначения, но может быть востребовано при создании многослойных наплавленных композиций, особенно подверженных циклическим термо- и силовым воздействиям (оправки трубопрошивного стана, прокатные валки, ролики машин непрерывного литья заготовок и т. д.). Например, создание при наплавке промежуточного подслоя между термо- и износостойким сплавом и углеродистой сталью позволило существенно увеличить термическую стойкость наплавленного металла [7–10].

Также известно, что применение материала с высокими показателями пластичности позволяет уменьшить остаточные напряжения в наплавленном износостойком металле [11]. Для наиболее полной реализации этого эффекта применение высоколегированных сплавов при наплавке крупногабаритных изделий экономически не целесообразно, а использование низколегированных и низкоуглеродистых сталей (08А, 10, 09Г2С и т. д.) повышает вероятность скалывания или «провала внутрь» наплавленного металла при эксплуатации вследствие низких показателей прочности металла подслоя. По этим причинам применение низколегированных сталей бейнитного класса в качестве металла промежуточного слоя может быть перспективным.

Следует отметить, что структура сплавов бейнитного класса очень чувствительна к погонной энергии сварки [12]. Хотя диапазон скоростей охлаждения металла, позволяющих получить бейнитную структуру, достаточно широк (10–60 °С/с) [14], тем не менее доля структурных составляющих при варьировании скорости охлаждения в указанных рамках различна, что приводит в видимым изменениям свойств металла. Еще одной особенностью бейнитных структур является широкий выбор систем легирования [3–6], что обуславливает сильно отличающиеся диапазоны скоростей охлаждения, а, следовательно, и погонной энергии наплавки, обеспечивающей формирование бейнитной структуры [13].

По этой причине, целью работы является исследование влияния погонной энергии на структуру наплавленного металла бейнитного класса.

Методики исследований и эксперимент

Экспериментальную наплавку производили с использованием порошковой проволоки диаметром 2,5 мм, обеспечивающей наплавленный металл со следующим содержанием основных легирующих элементов, мас. %: 0,2–0,3 С; 0,5–0,8 Ni; 0,3–0,5 Мо; 0,25–0,4 Ti; 0,4–0,6; Cr; 0,6–0,8 Mn.

Наплавку на пластину из стали 30 толщиной 12 мм осуществляли на сварочном автомате A2 MiniMaster (ESAB), имеющем механизм колебания электрода в поперечной плоскости. Способ наплавки колеблющимся электродом применялся для получения наплавленных валиков с высоким значением коэффициента полноты и минимальной доли участия основного металла в наплавленном высоколегированном. Параметры режима наплавки: $I_{св} = 240...260$ А, $U_d = 25...27$ В, размах колебаний $\pm 7,5$ мм, частота колебаний – 0,85 Гц, вылет электрода относительно токоподводящего наконечника 20...25 мм, расход газовой смеси (82 % Ar + 18 CO₂) – 17...20 л/мин, полярность на электроде «+», количество слоев наплавленного металла – 2. Схема раскладки слоев в поперечном сечении валиков показана на рис. 1, а. Формирование двухслойного металла обусловлено необходимостью получения в нем расчетного химического состава и возможностью при последующей наплавке слоев из высоколегированных износостойких сплавов исключить стальную подложку (металл изделия) из зоны термического влияния. Изменение погонной энергии при наплавке осуществляли путем варьирования ее скорости: 21 см/мин, 25 см/мин и 36 см/мин, что соответствует значениям погонной энергии 19,3 кДж/см, 15 кДж/см и 10,9 кДж/см соответственно. Наплавку каждого последующего валика производили после полного остывания металла до комнатной температуры на спокойном воздухе.

Металлографические шлифы подготавливали на шлифовальном станке MP-1B TG inc. Выявление микроструктуры производили погружным методом в 4 % растворе HNO₃ в C₂H₅OH. Анализ структуры наплавленного металла производили на электронном растровом микроскопе VERSA-3D. Оценку распределения твердости по Роквеллу (шкала С) производили на твердомере ТН-500 TG inc по схеме согласно рис. 1, б.

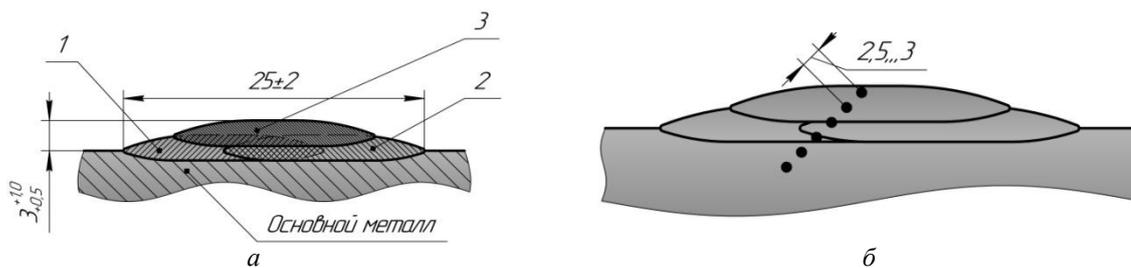


Рис. 1. Схемы расположения наплавленных валиков (а) и проведения измерения твердости (б)

Результаты и обсуждение

Исследование структур, полученных во втором слое наплавленного металла (рис. 2) показало, что размер и форма структурных составляющих зависит от значений погонной энергии, а сами структуры морфологически подобны «пакетам» реечного нижнего (рис. 2, а, в) и верхнего (рис. 2, б) бейнита. Отличи-

тельной особенностью структуры металла, наплавленного при значении погонной энергии 10,9 кДж/см (рис. 2, а) является высокая степень дисперсности бейнита и содержанием «островков» остаточного аустенита. Увеличение погонной энергии до 15 кДж/см (рис. 2, б) приводит к увеличению расстояния между пластинами феррита в бейните и увеличению доли

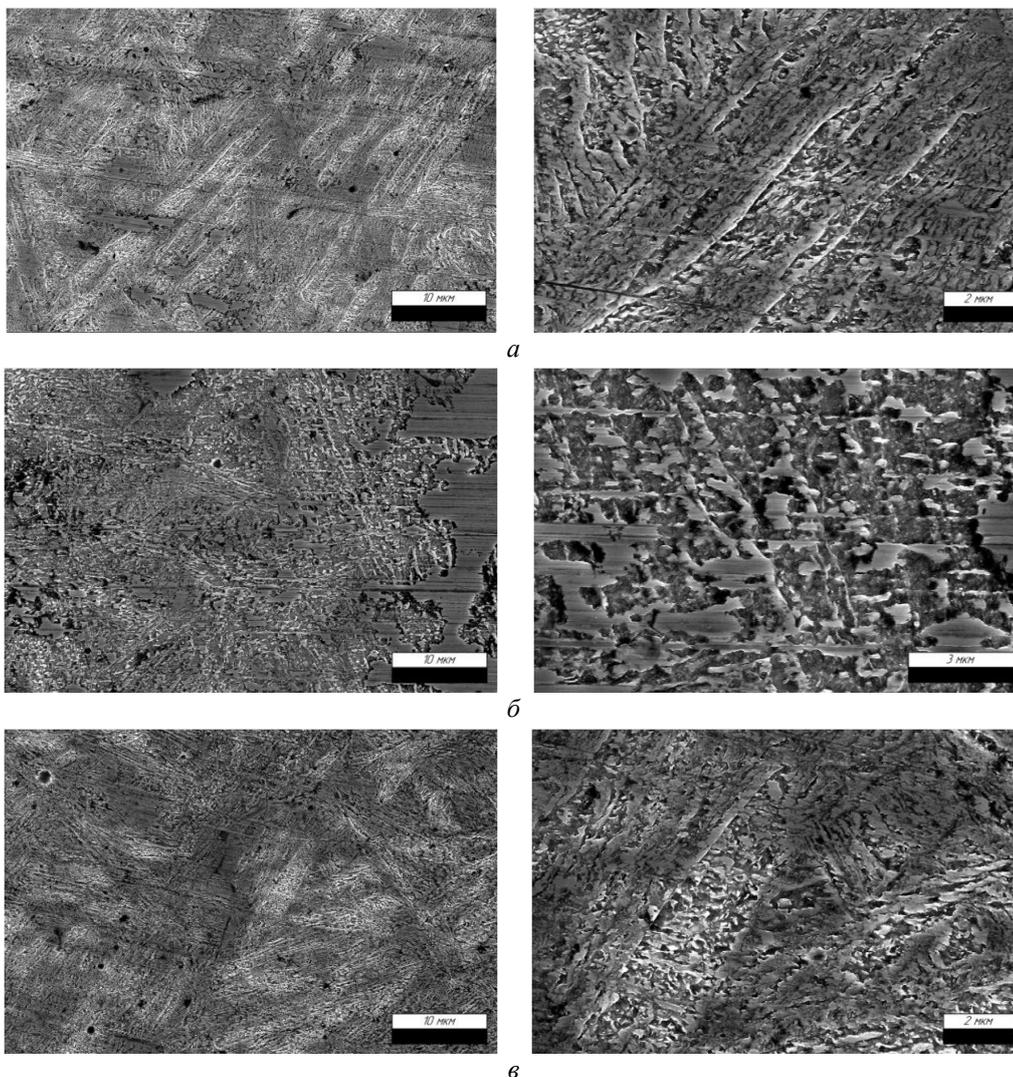


Рис. 2. Микроструктура металла, наплавленного с использованием различных значений погонной энергии: 10,9 кДж/см (а); 15 кДж/см (б); 19,3 кДж/см (в)

остаточного аустенита. Дальнейшее увеличение погонной энергии до 19 кДж/см обуславливает формирование бейнитной структуры пакетного типа (рис. 2, в) аналогичной по степени дисперсности структуре, полученной при 10,9 кДж/см (рис. 2, а), но без образования участков остаточного аустенита. Можно предположить, что влияние погонной энергии на микроструктуру сплава данной системы легирования носит нелинейный характер вследствие применения способа наплавки колеблющимся электродом, т.к. тепловая энергия оказывает дополнительное влияние на кристаллизующийся и уже закри-

сталлизовавшийся наплавленный металл из-за поступательных перемещений источника тепла.

Анализ распределения твердости (рис. 3) по сечению наплавленного образца не выявил принципиальных отличий в характере зависимости твердости от погонной энергии, что свидетельствует о небольших различиях в микроструктуре наплавленного металла. Так, в исследуемом диапазоне значений погонной энергии первый слой наплавленного низколегированного сплава имеет твердость в два раза ниже, чем у второго слоя, однако многократно превосходит твердость основного металла.

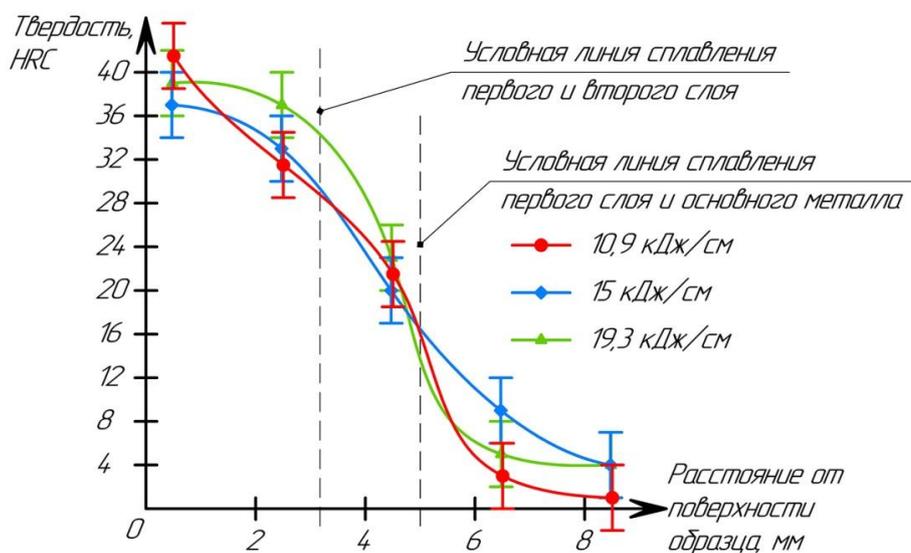


Рис. 3. Распределение твердости по сечению наплавленного металла и в ЗТВ

Однако металл, наплавленный с 15 кДж/см, имеет меньшую твердость второго слоя по сравнению с остальными образцами, что может быть следствием увеличения объемного содержания в структуре «островков» остаточного аустенита.

На участке от поверхности наплавленного металла до условной линии сплавления твердость первого и второго слоев также заметно снижается. Это объясняется тем, что первый слой наплавленного металла полностью находится в зоне термического влияния второго слоя. В результате процессов перекристаллизации и роста зерен на этих участках происходит некоторое разупрочнение металла. Формирование относительно мягкого слоя может быть преимуществом в виде создания функционально-градиентного материала, способного воспринимать большие нагрузки и релаксировать напряжения, возникающие в результате действия указанных нагрузок.

Выводы

1. Формирование низколегированного наплавленного металла со структурой нижнего бейнита возможно при наплавке с использованием как малых (10,9 кДж/см), так и повышенных (19,3 кДж/см) значений погонной энергии.
2. Выявлено, что при наплавке колеблющимся электродом со значением погонной энергии 15 кДж/см достигается наиболее плавный характер изменения твердости между наплавленным металлом со структурой верхнего бейнита и стальной подложкой.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Фучень Ч., Лукой Ч., Бейнитные стали с ультранизким содержанием углерода и перспективы их применения (Обзор) / Вопросы материаловедения. – 2008 – № 1. – С. 52-61.
2. Каценко Д. А., Брусницын Ю. Д., Баранов А. В., Руссо В. Л., Карпов И. Г., Разработка электродов для сварки магистральных трубопроводов и морской техники из

высокопрочных низколегированных хладостойких сталей / Сварочное производство. – 2017. – № 2. – С. 21-29.

3. *Авдеенко А. М., Моляров В. Г., Калашикова А. В., Бочаров А. Н., Молярова А. В.*, Высокотехнологичный биметаллический конструкционный материал повышенной прочности, легированный азотом / Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2016. – № 11. – С. 826 – 832.

4. *Мельников П. В., Михайлов-Смольняков М. С., Мотовилина Г. Д., Хлусова Е. И.* Влияние редкоземельных металлов на формирование структуры и свойств низколегированного металла шва / Вопросы материаловедения. – 2011. – № 1. – С. 150-161.

5. *Królicka A., Ambroziak A., Z'ak A.* Welding Capabilities of Nanostructured Carbide-Free Bainite: Review of Welding Methods, Materials, Problems, and Perspectives / Applied science. – 2019. – № 9(18). – С. 1-15

6. *Уткин И. Ю.* Роль микролегирующих элементов в формировании механических свойств околошовной зоны при сварке прямошовных труб большого диаметра групп прочности X70-X80 / Автореф. дис. КТН – Москва – 2016. – 27 с.

7. *Бабинец А. А., Рябцев И. А.* Усталостная долговечность многослойных наплавленных образцов / Сварочное производство. – 2015. – № 4. – С. 15-19.

8. *Рябцев И. А., Бабинец А. А., Рябцев И. И.* Влияние пластичного подслоя на термическую стойкость многослойного наплавленного металла / Автоматическая сварка. – 2011. – № 10. – С. 22-25.

9. *Бабинец А. А., Рябцев И. А., Кондратьев И. А., Рябцев И. И., Гордань Г. Н.* Исследование термической стойкости наплавленного металла, предназначенного для восстановления прокатных валков / Автоматическая сварка – 2014. – № 5. – С. 17-21.

10. *T. Branza, F. Deschaux-Beaume, G. Sierra, P. Lours,* Study and prevention of cracking during weld-repair of heat-resistant cast steels / Journal of Materials Processing Technology. – 2009. – № 209. – С. 536-547.

11. *Сейдуров, М. Н.* Влияние формирования мезоферрита и зернистого бейнита в ЗТВ на образование холодных трещин / Ползуновский вестник. – 2017. – № 1. – С. 100-100.

12. *Вышемирский Е. М.* Исследование свариваемости и разработка технологии сварки высокопрочных трубных сталей в условиях крайнего севера. / Автореф. дис. КТН – Москва – 2009. – 19 с.

13. *Щетинин, С. В.* Повышение трещиностойкости при высокоскоростной наплавке на низкой погонной энергии деталей металлургического оборудования / Вісник приазовського державного технічного університету: серія: технічні науки. – 2015. – № 31. – С. 106-112.

УДК 669.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-2-261-62-66

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

ИССЛЕДОВАНИЕ ТУРБУЛЕНТНОСТИ РАСПЛАВА ЧУГУНА ПРИ ЕГО ДВИЖЕНИИ В СИФОННОЙ ЛИТНИКОВОЙ СИСТЕМЕ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: a_baron@mail.ru, lv.palatkina@yandex.ru

На базе компьютерного моделирования для серого чугуна марки СЧ 20 проанализирован режим движения расплава в каналах песчаной формы стандартной литой пробы, определяющей марку и качество заливаемых одновременно с ней отливок. Показано, что при заполнении песчаной формы с различным массовым расходом расплава необходимо учитывать характер его движения в сифонной литниковой системе, который оказывает влияние на диффузионные процессы при затвердевании и на работу самой формы.

Ключевые слова: серый чугун, компьютерное моделирование, заполнение расплавом песчаной формы, турбулентность расплава, число Рейнольдса.

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

ASSESSMENT OF THE TURBULENCE PHENOMENON OF IRON MELT DURING ITS MOVEMENT IN A SIPHON GATING SYSTEM

Volgograd State Technical University

On the basis of computer simulation, the mode of melt movement in the channels of a sand mold of a standard cast sample, which determines the grade and quality of castings poured simultaneously with it, has been analyzed for gray iron of Cr 20 grade. It is shown that when filling a sand mold with different mass flow rate of the melt, it is necessary to take into account the nature of its movement in the siphon gating system, which affects the diffusion processes during solidification and the performance of the mold itself.

Keywords: grey cast iron, computer simulation, sand melt filling, melt turbulence, Reynolds number.

© Барон А. А., Палаткина Л. В., Палаткин С. В., 2022.

* Моделирование осуществлялось в среде программного комплекса LVMFlow (программа предоставлена ЗАО НПО «МКМ», версия 4.4r6 Time, лицензия T0027).

Компьютерное моделирование процесса заливки стандартной литой пробы серого чугуна с массовым расходом жидкого металла 2 кг/с позволило установить взаимосвязь направления его заливки в литниковую чашу (рис. 1) с поражением дефектами усадочного происхожде-

ния осевой зоны шейки разрывного образца [1]. Однако, полученные результаты не охватывают весь возможный интервал массового расхода расплава, реализуемый при ручной заливке из литейного ковша объемом 12 кг в производственных условиях.

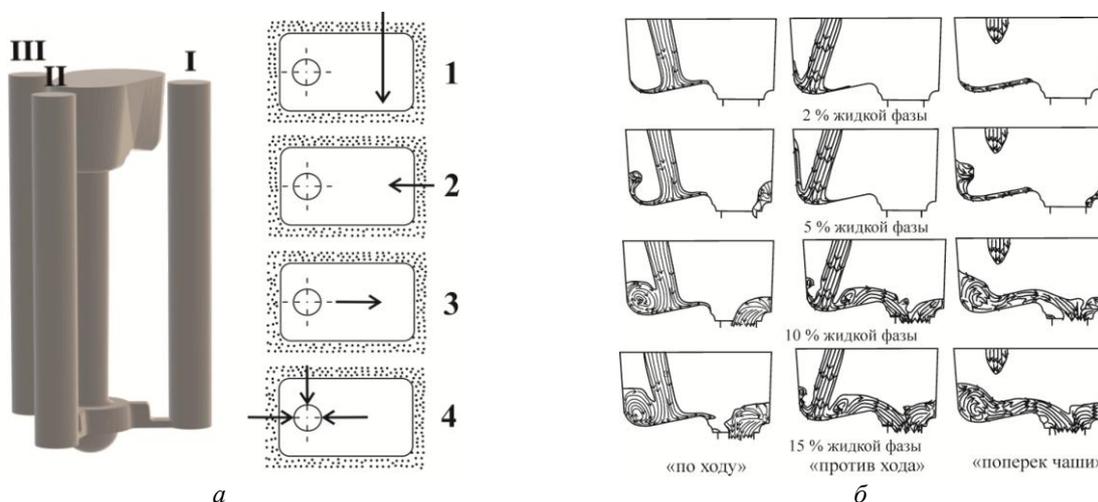


Рис. 1. Исходные данные для создания расчетной задачи и результаты моделирования: *a* – 3D-модель литой пробы (I – заготовка для первого образца, II – заготовка для второго образца, III – заготовка для третьего образца) [2] с основными схемами заливки литниковой чаши (вид сверху) стрелкой указано направление потока (1 – заливка поперек чаши, 2 – заливка вдоль «по ходу», 3 – заливка вдоль «против хода», 4 – заливка непосредственно в стояк) [3–6]; *б* – характерные схемы заполнения литниковой чаши по результатам моделирования для чугуна СЧ20 с массовым расходом расплава 2 кг/с

Поэтому в настоящей работе представлены результаты компьютерного моделирования по методике [1] для значений массового расхода чугуна 1, 3 и 4 кг/с, что позволило:

- изучить поражение шейки образца усадочными дефектами для всего названного интервала массового расхода;
- оценить влияние массового расхода чугуна на турбулентность расплава при его движении в сифонной литниковой системе, что по данным [9–14] оказывает влияние на диффузионные процессы при затвердевании и на работу самой формы.

На рис. 1, *a* представлена 3D-модель литой пробы, выполненная в программном комплексе Solid Works по стандартным размерам чертежа песчаной формы [2].

Точность моделирования в среде программ-

ного комплекса LVMFlow определяли за счет задания размера элементарной ячейки (3 мм) и размера расчетной области с указанием положения отливки.

Моделирование осуществлялось для окрашенной противопригарным покрытием формы (рис. 1, *a*) при ее начальной температуре 20 °С. Температура расплава при заполнении формы (1400 °С) была регламентирована руководящими документами штатной технологии литейного цеха и соответствовала условиям разлива тонкостенных чугунных отливок [16]. Выбор композиций чугуна для моделирования (табл. 1) продиктован составами реальных чугунов, для которых результаты фрактографических и металлографических исследований показали наличие поражения дефектами усадочного происхождения в объеме металла шейки образца [1; 17].

Таблица 1

Основные данные о композициях чугуна, использованных для моделирования

Марка	Предел прочности σ_b , МПа	Твердость по Бринеллю НВ	Содержание основных элементов, % масс					Наличие дефектов усадочного происхождения [8]	
			C	Si	Mn	P	S	раковины	пористость
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	+	+

Для каждой схемы заливки (рис. 1, а) моделирование представляет собой среднее значение из 3 экспериментов, при этом задание литниковой точки осуществлялось индивидуально на основе анализа потоков расплава. Согласно размерам песчаной формы, объему разливочного ковша, способу заливки и массовому расходу система автоматически подобрала оптимальные параметры по подаче расплава в полость чаши, которые оставались постоянными с момента начала и до окончания заполнения формы: высота ковша над чашей 83 мм, а диаметр струи составлял 13, 18, 22 и 25 мм соответственно для массового расхода 1, 2, 3 и 4 кг/с.

Моделирование показало, что избежать проявления усадочных дефектов в стандартной литейной форме не удастся. Поэтому в качестве бездефектной отливки была принята литая проба, в образцах которой усадка сконцентрирована исключительно в верхней части и поражает металл на глубину не более (20–25 мм) рис. 2, а, б. Все остальные проявления усадки в осевой зоне шейки разрывного образца (рис. 2, в, з, д) необходимо отнести к особо опасным случаям, так как если после механических испытаний не проводить визуальный осмотр изломов образцов на предмет наличия в изломе усадочных дефектов [7, 8], то полученные значения временного сопротивления разрыву не будут отражать реальной прочности залитых одновременно с пробой чугуновых отливок.

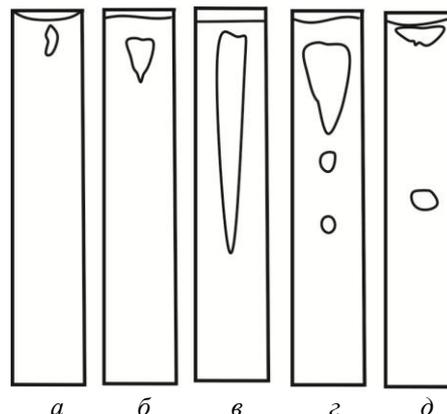


Рис. 2. Характерные схемы распределения усадки в образцах литой пробы

Оценка влияния массового расхода расплава на проявление усадки в зоне предполагаемого разрушения образцов, осуществлялась для трех групп скоростей заливки чугуна из ручного ковша емкостью до 12 кг. Малая, средняя и высокая скорость поворота ковша обеспечивали расход жидкого чугуна до 2,0 кг/с, 3,0 кг/с и 4,0 кг/с, соответственно. Итоговый анализ данных моделирования для каждой выделенной группы скоростей заливки с оценкой эффективности выбора направления представлен в виде шкалы в табл. 2, которую возможно использовать после адаптации на производстве, что легко реализовать на базе компьютерного моделирования.

Таблица 2

Шкала по выбору направлений заливки для минимизации поражения дефектами усадочного происхождения осевой зоны шейки разрывного образца при заполнении полости формы стандартной литой пробой (для различных значений массового расхода расплава)

Массовый расход расплава Q, кг/с	Баллы для оценки эффективного направление заливки			
	заливка поперек чаши	заливка вдоль «по ходу»	заливка вдоль «против хода»	заливка непосредственно в стояк
1	1	3	4	1
2	4	5	5	1
3	3	5	5	1
4	2	4	5	1

Пятибалльная градация системы оценки возможности проявления усадки в контролируемых зонах литой пробы:

- «1» – неудовлетворительный выбор направления (от 75 до 100 % проб поражены усадкой);
- «2» – нерекомендуемое направление заливки (более половины проб с усадкой);
- «3» – удовлетворительный выбор направления при заливке (33 % проб поражены усадкой);
- «4» – хороший выбор направления при заливке (усадка обнаружена в 25 % литых проб);
- «5» – отличный выбор направления при заливке (усадка проявилась только в 8 % проб).

Для всех проанализированных значений массового расхода при подаче расплава в литниковую чашу свободно падающей струей, вне зависимости от направления заливки, дальней-

шее заполнение литниковой системы и формы происходит под напором, определяемым уровнем жидкого чугуна в чаше (кроме заливки непосредственно в стояк [1]). Заполнение чаши на

10–15 % сопровождается возникновением зон завихрений с горизонтальной осью вращения (см. рис. 1, б), а также обеспечивает равномерное перекрытие стоякового отверстия расплавом. Для всех условий заливки (кроме заливки непосредственно в стояк) движение расплава в стояке проходило при его частичном заполнении. После заполнения формы на 50–55 % жидкой фазой наблюдается постепенное заполнение стояка, что в максимально возможной (для данных условий) степени увеличивает напор, под которым происходит течение из стояка в литниковый ход.

При рассмотрении течения расплава в продольном и поперечном сечении, несмотря на малые скорости течения в полости чаши и стояка (менее 1,5 и 1,0 см/с), фиксировались циркуляции и завихрения жидкого металла.

После прекращения подачи расплава в форму, возникшие при ее заполнении потоки продолжают перемещаться и образуют по высоте характерные зоны с циркуляцией. При этом скорость перемещения расплава затухает и приближается к 0 см/с.

Поперечные сечения по высоте образцов показали, что движение расплава также осуществляется и в горизонтальном направлении. Это свидетельствует о его трехмерном нестационарном характере с наличием в потоке крупных и мелких структур турбулентных вихрей на фоне упорядоченного движения. Также при визуальном наблюдении за потоками было зафиксировано явление перемежаемости потоков [11–13], то есть чередования в общем потоке ламинарной и турбулентной форм движения (особенно это ярко проявлялось при самом малом значении массовой скорости заливки на завершающем этапе заполнения формы).

Так как проявление явления турбулентности возможно оценить путем расчета значения критерия Рейнольдса, который характеризует режим и состояние потока (движущегося в каналах формы), далее в работе проводился его расчет по формуле [4 – 6, 9, 10, 16]:

$$Re = (V \cdot l) / \nu. \quad (1)$$

где V – скорость движения металла в канале формы, см/с; l – характерный размер полости отливки (диаметр образцов – 3 см); ν – коэффициент кинематической вязкости чугуна (0,0059 см²/с для температуры заливки 1400 °С) [9, 10].

Затем выполнялась оценка скоростного режима заполнения формы образца для всех анализируемых значений массового расхода. Была

построена зависимость между скоростью подъема зеркала металла и массовым расходом расплава (рис. 3), которую можно аппроксимировать уравнением:

$$V = 5,2271Q_3 - 49,824Q_2 + 157,66Q - 79,989 \quad (2)$$

с достоверностью аппроксимации равной 1, и коэффициентом корреляции 0,87.

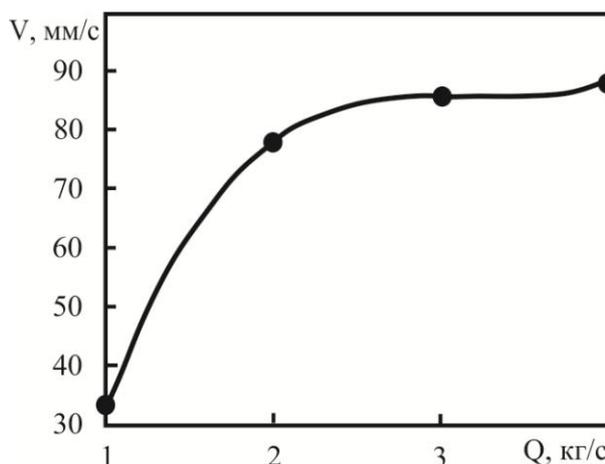


Рис. 3. Зависимость скорости подъема зеркала металла (V) от массового расхода расплава (Q) при заливке формы

Несмотря на то, что не существует «универсального» значения критического числа Рейнольдса как границы в переходе от ламинарного течения к турбулентности, в практике литейных производств при заполнении форм используется $Re_{кр} > 2320$. Также следует отметить, что, по мнению большинства авторов [4–6, 9, 10, 16], в литейной технологии при заливке чугуна невозможно организовать заполнение формы со значением числа Рейнольдса менее 2320. Однако полученные (для момента заполнения образцов) расчетные значения числа Рейнольдса 1678, 3966, 4373 и 4475, соответствующие значениям массовой скорости разлива 1, 2, 3 и 4 кг/с, показывают смену характера течения расплава при переходе скорости от 1 к 2 кг/с. Для заливки непосредственно в стояк значения критерия Рейнольдса находились в зоне значений турбулентности (4627, 4780, 4831 и 5186), которые превышают максимальные значения, получаемые при заливке расплава в литниковую чашу.

Сопоставительный анализ скорости подъема зеркала металла в образце, числа Рейнольдса и массовой скорости разлива показал, что несмотря на сифонное заполнение формы восходящей струей, разливка с массовым расходом 2 кг/с и более обеспечивает переход системы

к турбулентности с резким увеличением (в 2,3 раза) скорости подъема зеркала металла. Одним из главных признаков турбулентных течений является их диффузионность (в турбулентном течении диффузия выше, чем в ламинарном) [11–13], что должно обеспечить подготовку расплава, как системы, к более благоприятным условиям кристаллизации, так как должно обеспечить равномерное распределение ликвирующих элементов.

Заключение

Для различных значений массового расхода расплава в работе впервые представлена шкала по выбору направлений заливки, рекомендуемая для минимизации поражения дефектами усадочного происхождения осевой зоны шейки разрывного образца при заполнении полости формы стандартной литой пробы.

На основе анализа скорости подъема зеркала металла в образце, числа Рейнольдса и массового расхода показано, что переход от ламинарного режима к турбулентному, при заполнении объема образцов, благоприятно скажется и на диффузионных процессах, протекающих при затвердевании.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Барон, А. А. Влияние направления заливки на качество поступающего в форму расплава и получение годной стандартной литой пробы чугуна / А. А. Барон, Л. В. Палаткина, С. В. Палаткин // Известия ВолГТУ : научный журнал № 10 (257) / ВолГТУ. – Волгоград, 2021. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 75–79.
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. Рабинович, Б. В. Литниковые системы / Б. В. Рабинович // Вопросы теории литейных процессов / Государственное научно-техническое издательство машиностроительной литературы. – М. 1960. С. – 110 – 162.
4. Фундатор, В. И. Литниковые системы и заливка металлов / В. И. Фундатор. – М.: МАШГИЗ, 1951 – 261 с.
5. Галдин, Н. М. Литниковые системы и прибыли для фасонных отливок / Н. М. Галдин, В. В. Чистяков, А. А. Шатунский. – М.: Машиностроение, 1992 – 256 с.
6. Галдин, Н. М. Литниковые системы для отливок из легких сплавов Н. М. Галдин – М.: Машиностроение, 1978 – 196 с.
7. Барон, А. А. Результаты компьютерного моделирования распределения дефектов усадочного происхождения в объеме стандартной литой пробы серого чугуна / А. А. Барон, Л. В. Палаткина, С. В. Палаткин // Известия ВолГТУ : научный журнал № 6(253) / ВолГТУ. – Волгоград, 2021. – С. 71-78. – DOI 10.35211/1990-5297-2021-6-253-71-78.
8. Костылева, Л. В. Фрактографические особенности строения изломов чугунов разрывных образцов / Л. В. Костылева, Л. В. Палаткина, В. А. Ильинский // Материаловедение. – 2007. – № 11. – С. 31-34.
9. Рабинович, Б. В. Введение в литейную гидравлику / Б. В. Рабинович. – М.: Машиностроение, 1966– 420 с.
10. Рабинович, Е. З. Гидравлика / Е. З. Рабинович– М.: НЕДРА, 1980 – 278 с.
11. Хинце, И. О. Турбулентность ее механизм и теория / И. О. Хинце – М.: Физматгиз, 1963 – 690 с.
12. Лойцянский, Л. Г. Механика жидкости и газа: учеб. для вузов / Л. Г. Лойцянский. – 7-е изд. Испр. – М.: Дрофа, 2003. – 840 с.
13. Репник, Е. У. Турбулентный пограничный слой. Методика и результаты экспериментальных исследований / Е. У. Репник, Ю. П. Соседко. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2007. – 312 с.
14. Раддл, Р. У. Затвердевание отливок / Р. У. Раддл. – М.: Машгиз, 1960. – 390 с.
15. ГОСТ 1412–85 Чугун с пластинчатым графитом для отливок. Марки. – М.: Издательство стандартов, 2004. – 3 с.
16. Справочник по чугунному литью / под ред. Н. Г. Гиршовича – Л.: Машиностроение, 1978. – 758 с.
17. Барон, А. А. Компьютерное моделирование процессов заливки и затвердевания стандартных литых проб серого чугуна / А. А. Барон, Л. В. Палаткина, С. В. Палаткин // Известия ВолГТУ : научный журнал № 2 (249) / ВолГТУ. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – Волгоград, 2021. – С. 64–71.

УДК 669.018

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-2-261-66-71

Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова, В. О. Харламов

ИССЛЕДОВАНИЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ В НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

В работе приведены результаты исследований неметаллических включений в различных низколегированных сталях с использованием электронной микроскопии и рентгеноспектрального анализа. Дана оценка загрязненности сталей неметаллическими включениями с определением их химического и фазового состава.

Ключевые слова: сталь, неметаллические включения, электронная микроскопия, рентгеноспектральный анализ, химический состав, фазовый состав.

L. M. Gurevich, V. N. Arisova, V. O. Kharlamov

STUDY OF NON-METALLIC INCLUSIONS IN LOW-ALLOY STEELS

Volgograd State Technical University

The paper presents the results of studies of non-metallic inclusions in various low-alloy steels using electron microscopy and X-ray spectral analysis. An assessment of the contamination of steels with non-metallic inclusions is given with the determination of their chemical and phase composition.

Keywords: steel, non-metallic inclusions, electron microscopy, X-ray spectral analysis, chemical composition, phase composition.

Неметаллические включения (НВ) в стали являются инородными телами, нарушающими однородность ее структуры, поэтому их влияние на механические и другие свойства может быть значительным. При деформации в процессе прокатки,ковки, при локальных местных нагрузках НВ, особенно неправильной формы с острыми краями и углами, играют роль концентраторов напряжения и могут вызвать образование трещин, являющиеся в последующем очагом разрушения стали. Крайне негативное влияние оказывают неметаллические включения на ударную вязкость стали.

Решающее значение при изучении влияния НВ на качество стали имеют их свойства: размер, форма, природа, а также характер их расположения [1–3].

Большее или меньшее количество включений существует в любой стали в соответствии с ее составом и условиями производства. Обычно объемное содержание неметаллических включений в стали не превышает 0,1 %, однако, в связи с их малыми размерами, число включений, в целом, очень велико.

По химическому составу НВ разделяют на оксиды, сульфиды, нитриды, карбиды, комплексные. Формирование НВ – это сложный многостадийный процесс, непрерывно протекающий по ходу всего сталеплавильного периода, начиная от ввода в расплав элементов – раскислителей при внепечной обработки сталей и до разливки и кристаллизации стали.

Известны металлографические способы контроля НВ в сталях с помощью светового оптического микроскопа, используемые для оценки загрязненности НВ и позволяющие определить их объемное содержание, размер и характер взаимного расположения. При классификации по внешним признакам НВ относят к определенному баллу загрязненности в соответствии с ГОСТ Р ИСО 4967-2009. Полную информацию о морфологии включений и их химическом составе дает растровая электронная микроскопия, оснащенная энергодисперсионным спектрометром для микрорентгеноспектрального анализа.

Материалы и методы исследования

Исследованию подвергались низколегированные стали различных марок: 15Х2ГМФ, 15ХМ, 25ХГМ, 20Х2ГНМ, 15Н2М, 10Г2.

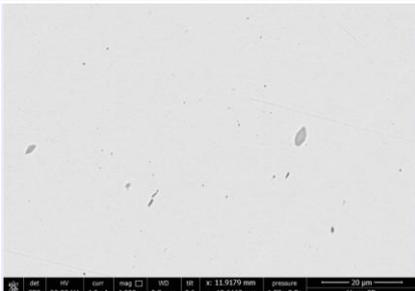
Морфологию и химический состав неметаллических включений в сталях изучали на нетравленных шлифах с помощью растрового двухлучевого электронно-ионного микроскопа системы Versa3D DualBeam, который снабжен энергодисперсионным спектрометром INCA X-Max (Oxford Instruments).

Результаты и их обсуждение

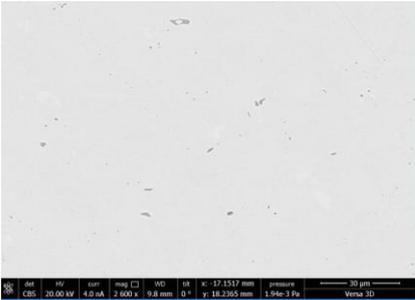
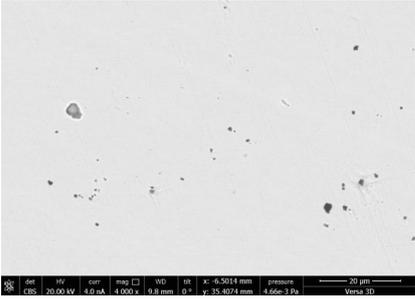
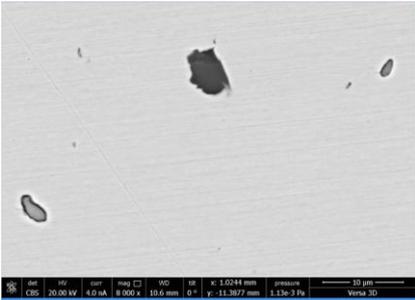
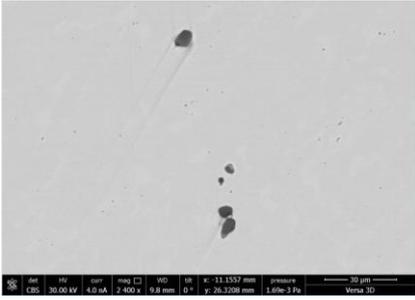
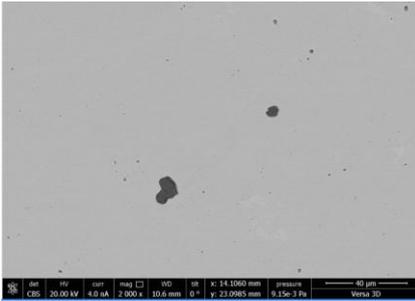
В табл. 1 приведены данные по загрязненности исследуемых сталей в соответствии с ГОСТ Р ИСО 4967–2009.

Таблица 1

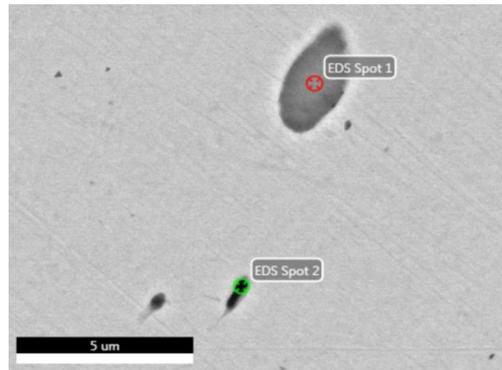
Марка сталей, распределение неметаллических включений и балл загрязненности ими

Марка стали	Микроструктура	Балл загрязненности
1.15Х2ГМФ ТУ 14-159-227–93	 <p>×4000</p>	2

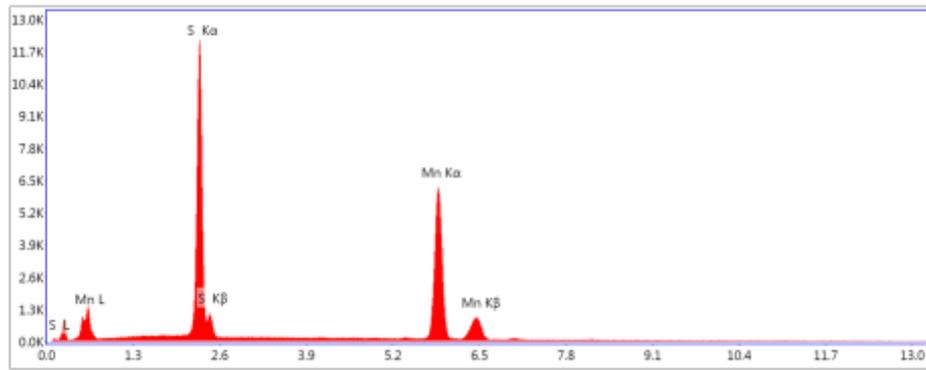
Окончание табл. 1

Марка стали	Микроструктура	Балл загрязненности
2.15ХМ ГОСТ 4543-71	 <p data-bbox="643 629 707 651">×3000</p>	2
3. 25ХГМ ГОСТ 4543-71	 <p data-bbox="643 974 707 996">×4000</p>	3
4.20Х2ГНМ ГОСТ 4543-71	 <p data-bbox="643 1312 707 1335">×8000</p>	2
5.15Н2М ГОСТ 4543-71	 <p data-bbox="643 1657 707 1680">×2500</p>	2
6.10Г2 ГОСТ 4543-71	 <p data-bbox="643 1995 707 2018">×2000</p>	2

На рис. 1 и 2 приведены спектрограммы неметаллических включений в сталях 15X2ГМФ и 10Г2.



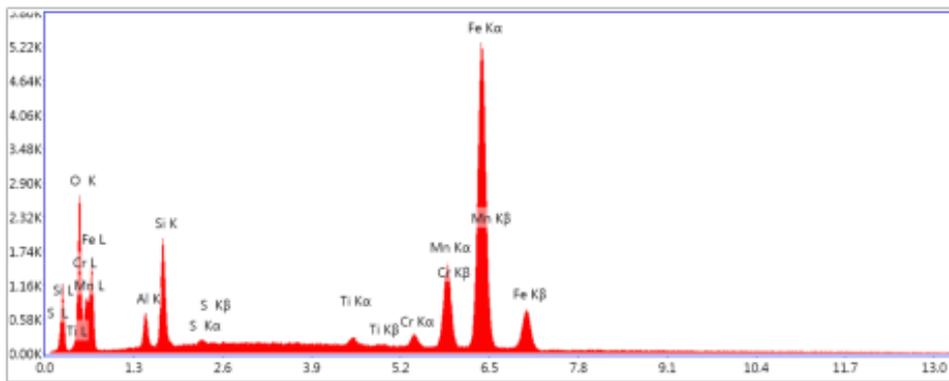
а



Lsec: 30.0 0 Cnts 0.000 keV Det: Apollo X-SDD Det Reso

Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Error %
S K	33.74	48.6	3640.79	3.35
MnK	66.26	53.4	2750.15	1.88

б



Lsec: 30.0 0 Cnts 0.000 keV Det: Apollo X-SDD Det Reso

Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Error %
O K	10.84	27.98	493.47	7.45
AlK	1.98	3.02	125.4	10.63
SiK	5.54	8.14	461.13	7.31
S K	0.28	0.36	26.49	20.15
TiK	0.8	0.69	64.8	13.35
CrK	1.51	1.2	107.01	9.15
MnK	14.45	10.86	646.15	2.57
FeK	64.6	47.75	2431.95	1.81

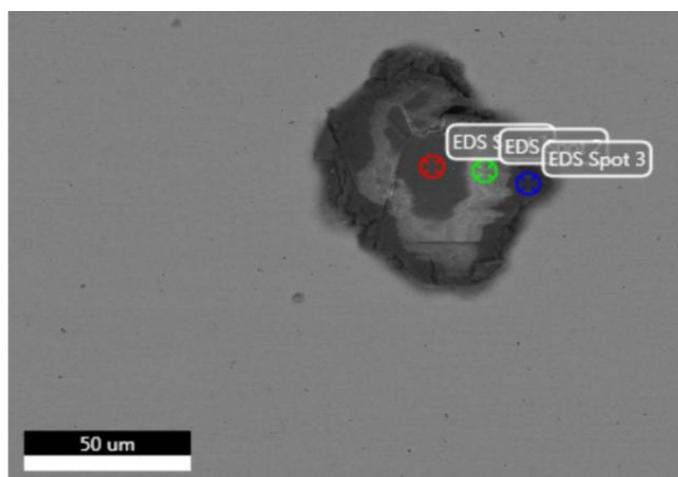
в

Рис. 1. Вид неметаллических включений в стали 15X2ГМФ (а) и их химический состав в точках 1 (б) и 2 (в)

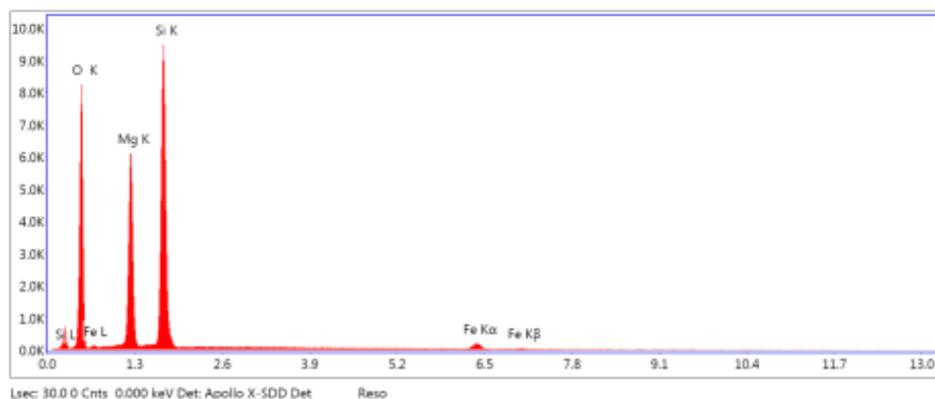
Стехиометрическое соотношение элементов показало, что первое включение является сульфидом марганца Mn_2S , а второе имеет сложный состав на основе оксида железа.

Более сложное строение имеет недеформируемое неметаллическое включение неправильной формы, показанное на рис. 2. На изображении в обратных электронах отчетливо видна слоистая структура, одной из причин которой может быть наслаивание на образовавшийся зародыш из оксида и силиката магния в процессе кристаллизации слоев переменного состава. Обычно, различие в интенсивности окраски изображения в обратных электронах связано с варь-

ированием содержания химических элементов с высоким атомным номером. Однако энергодисперсионный анализ показал, что во всех трех точках неметаллического включения набор и содержание химических элементов примерно одинаково (48,7–50,7 масс. % кислорода, 19,22–19,56 масс. % магния, 27,1–29,7 масс. % кремния, остальное железо). Таким образом все слои этого включения можно идентифицировать как силикат магния, а различия в окрашенности слоев объясняются отрицательной заряженностью диэлектрика под действием падающего пучка электронов. В этой же стали выявлены также неметаллические включения оксидов алюминия.



а



eZAF Smart Quant Results

Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Error %
O K	48.82	61.89	1595.99	7.27
MgK	19.22	16.04	1492.52	5.75
SiK	29.14	21.05	2511.72	4.7
FeK	2.82	1.03	81.43	6.75

б

Рис. 2. Вид неметаллического включения в стали 10Г2 (а) и химический состав в точке 1 (б)

В табл. 2 приведены выявленные неметаллические включения в исследуемых сталях.

Таблица 2

Фазовый состав неметаллических включений исследуемых сталей на основе рентгеноспектрального анализа

Сталь	Фазовый состав неметаллических включений
15Х2ГМФ	Сульфид марганца, железо-марганцовистый оксид.
15ХМ	Оксид алюминия, сульфид марганца, оксисульфид железа, оксиды алюминия и кальция, железо-марганцовистый сульфид.
25ХГМ	Оксид алюминия, оксисульфид железа, сульфид марганца и оксиды алюминия и кальция.
20Х2ГНМ	Оксид алюминия, оксисульфид железа
15Н2М	Оксид алюминия, оксисульфид железа
10Г2	Оксид алюминия, силикат магния

Выводы

1. Проведенные с использованием электронной микроскопии и энергодисперсионного анализа исследования содержания неметаллических включений в низколегированных низкоуглеродистых сталях различных марок (15Х2ГМФ, 15ХМ, 25ХГМ, 20Х2ГНМ, 15Н2М, 10Г2), нашедших широкое применение в нефтехимической промышленности, показало, что загрязненность сталей неметаллическими включениями не превышает 2 балла по шкалам с ГОСТ Р ИСО 4967-2009. Основными типами неметаллических включений являются точечные оксиды алюминия, кальция и железа, а также оксисульфиды этих металлов.

2. Исследование подтвердило необходимость проведения для достоверной идентификации

типа и состава неметаллических включений энергодисперсионного анализа, так как визуальная оценка изменения содержания тяжелых элементов по интенсивности окраски изображения в обратных электронах может приводить к значительным погрешностям вследствие неоднородного наведенного заряда у частиц с низкой электропроводностью.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Явойский, В. И. Неметаллические включения и свойства стали / В. И. Явойский, Ю. И. Рубенчик, А. П. Окенко. – М. : Металлургия, 1980. – 175 с.
2. Губенко, С. И. Неметаллические включения в стали / С. И. Губенко, В. В. Парусов, И. В. Деревянченко. – Д. : Арт-Пресс, 2005. – 212 с.
3. Новокщенова, С. М. Дефекты стали. Справочник / С. М. Новокщенова. – М. : Металлургия, 1984. – 199 с.

УДК 669-179

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-2-261-71-76

Ю. М. Шелухина, Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий, А. А. Шуклин, М. А. Черкашев

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ОТЛИВКИ СЛИТКОВ В ВАКУУМЕ НА РАЗВИТИЕ ЗОН ЛИКВАЦИОННОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: tecmat@vstu.ru.

В данной работе приведен анализ существующих теорий образования внецентренной ликвации, механизм и причины зарождения и развития ликвационных скоплений в этой зоне. Основное различие в этих теориях основано на трактовке механизма накопления и перераспределения зон с повышенной концентрацией ликвирующих примесей. Различные методы исследований, основанных на выявлении закономерностей кристаллизации, позволили установить, что при воздействии на процесс кристаллизации внешними воздействиями можно изменить форму и параметры ликвационных скоплений. Существует много способов, оказывающих воздействие на процесс затвердевания, при этом одним из экономически выгодных способов получения качественного металла слитка является совершенствование способа вакуумирования путем изменения внутренней геометрии разливочного стакана.

Подробное исследование литой структуры слитка показало, что в слитке, отлитом с инокуляцией струи, количество шнуров в 2,5 раза больше, чем в слитке, отлитом по обычной технологии. При этом диаметр шнура на 36 % меньше, а средняя длина на 7 % больше. Инокулированный слиток имеет более благоприятное строение структуры – меньшую область осевой рыхлости и меньшую зону дугообразных трещин.

Таким образом, введение дополнительных центров кристаллизации (инокуляторов) обеспечивает более равномерное распределение зон скопления ликвирующих примесей по высоте и сечению слитка, структура металла становится более однородной, что способствует стабилизации механических свойств в готовой продукции.

Ключевые слова: сталь, слиток, кристаллизация, ликвация, внецентренная ликвационная неоднородность, вакуумирование, инокулирование.

Yu. M. Shelukhina, N. A. Zyuban, D. V. Rutskiy, A. A. Shuklin, M. A. Cherackshev

INFLUENCE OF THE TECHNOLOGY OF CASTING INGOTS IN VACUUM ON THE DEVELOPMENT OF ZONES OF LIQUATION HETEROGENEITY

Volgograd State Technical University

This paper presents an analysis of existing theories of the formation of extracentral liquor, the mechanism and causes of the origin and development of liquor accumulations in this zone. The main difference in these theories is based on the interpretation of the mechanism of accumulation and redistribution of zones with an increased concentration of liquating impurities. Various research methods based on the identification of crystallization patterns have made it possible to establish that when exposed to the crystallization process by external influences, the shape and parameters of liquor accumulations can be changed. There are many ways that affect the solidification process, while one of the cost-effective ways to obtain high-quality ingot metal is to improve the method of vacuuming by changing the internal geometry of the filling cup.

A detailed study of the cast structure of the ingot showed that in an ingot cast with jet inoculation, the number of cords is 2.5 times greater than in an ingot cast using conventional technology. At the same time, the diameter of the cord is 36% smaller, and the average length is 7% longer. The inoculated ingot has a more favorable structure – a smaller area of axial looseness and a smaller area of arc-shaped cracks.

Thus, the introduction of additional crystallization centers (inoculators) provides a more uniform distribution of zones of accumulation of liquating impurities along the height and cross-section of the ingot, the metal structure becomes more homogeneous, which contributes to stabilization due to the mechanical properties in the finished product.

Keywords: steel, ingot, crystallization, liquation, off-center liquation heterogeneity, vacuuming, inoculation.

Вопросам качества и надежности металла крупных слитков и поковок всегда уделялось самое серьезное внимание, так как единичные случаи разрушения роторов турбин и других крупных агрегатов по масштабам имеют характер техногенных катастроф. Одним из неустрашимых дефектов таких слитков, наследуемым поковкой, является внецентренная ликвационная неоднородность. В слитках массой до 10 т проявляется в виде ликвационного конуса, выше в виде шнуров – скопления ликватов в форме полос разной длины и ширины. При постоянном увеличении массы отливаемых слитков, процессы избирательной кристаллизации и перераспределения легкоплавких примесей серы фосфора и углерода остаются недостаточно изученными, что затрудняет выработку единой концепции формирования ликвации данного вида. В то же время известно, что этот вид неоднородности чрезвычайно развит в крупных слитках, в которых шнуры внецентренной ликвации достигают трех и более метров в длину и 16–20 мм в диаметре. При вырезке образцов для остаточных испытаний готовых изделий в поперечных образцах при попадании зоны шнура в испытываемую область часто наблюдаются провалы величин механических свойств ударной вязкости, статической и циклической трещиностойкости. Отклонения механических

свойств, в данном случае, обусловлено интенсивным развитием шнуров внецентренной ликвации [1; 2].

В настоящее время существует много гипотез, объясняющих причины образования и развития шнуров. Гипотезы обычно обоснованы результатами промышленных или лабораторных экспериментов, объясняют отдельные особенности проявления неоднородности и на этом основании трактуют механизм ее образования. В основу практически всех гипотез положен факт избирательной кристаллизации и скопления ликватов в межосных пространствах и перед фронтом кристаллизации. Различаются они, главным образом, трактовкой ведущего звена процесса формирования шнуров. Так, например, В. М. Тагеева и Ю. Д. Смирнова в своих исследованиях представили процесс образования внецентренной ликвации как диффузионно-усадочный процесс перераспределения примесей в двухфазной зоне слитка, шнуры внеосевой неоднородности развиваются в зоне двухфазного состояния и являются последними затвердевающими участками двухфазной зоны [3]. Б. Б. Гуляев считает, что формирование шнуров основано на всплывании примесей образовавшихся перед фронтом кристаллизации за счет меньшей плотности ликватов [4]. Гипотеза В. С. Дуба основана на способности ликва-

тов растворять дендритную структуру из-за температурно-градиентного зонного плавления [5]. А. А. Зборовский и Е. И. Рабинович предполагают, что обособление ликватов происходит при резком изменении эффективного коэффициента распределения примесей при нулевой скорости конвективных потоков и линия шнура является траекторией точек нулевых скоростей конвективных потоков [6]. Японские исследователи [7] создали теорию возникновения шнуров внецентренной ликвационной неоднородности на основании того что в зависимости от исходного химического состава плотность расплава может в процессе затвердевания с понижением температуры также уменьшаться. В этом случае более холодный расплав от нижней части слитка вследствие естественной конвекции будет подниматься вверх.

Многообразие концепций образования внеосевой неоднородности вызвано отсутствием единой точки зрения о ведущем звене процесса, то есть механизме сбора и накопления ликватов. При любой гипотезе на основании отдельных выявленных особенностей формирования шнуров подбирался соответствующий механизм их образования.

Использование различных методов исследований в промышленных условиях, таких как выливание, зондирование, термометрирование и применение радиоактивных элементов, позволило установить основные закономерности кристаллизации металла, существенную роль конвективных потоков в процессе формирования слитка. Вместе с тем использование этих методов, хотя и позволило установить ряд важных закономерностей, но также не привело к установлению механизма образования внецентренной ликвации [8].

В промышленном производстве слитков и заготовок их качество определяется большой совокупностью технологических факторов, включающих условия выплавки, внепечной обработки и разлива металла, а также условия затвердевания металла в форме. Воздействие на процесс кристаллизации внешних физических факторов может приводить к изменению характера развития конвективных потоков и, следовательно, к изменению процесса формирования и расположения шнуров.

В настоящее время существует множество способов воздействия на кристаллизующийся металл слитка с целью улучшения его структуры: перемешивание металла различными спосо-

бами (электромагнитным, механическим и т. д.); воздействие знакопеременной нагрузкой (ультразвуковая обработка, вибрация, гидроимпульсное воздействие), однако данные методы воздействия требуют громоздкого оборудования и уникальных технологий. Наиболее эффективным и экономически выгодным способом влияния на процесс кристаллизации слитка является ввод кристаллизационных затравок, ввод в металл инокуляторов (микро- и макрохолодильников).

Наиболее простым и рациональным методом реализации ввода затравок в кристаллизующийся слиток является метод ввода металлических порошков в струю расплава при разливке (например, железный порошок для стали) [9]. При суспензионной разливке частицы порошка способствуют развитию объемной кристаллизации, зона глобулитных дендритов занимает значительную часть сечения. Внецентренная ликвация не получает развития, если скорость продвижения линии ликвидус по сечению слитка выше 3 мм/мин, а линии солидус 2 мм/мин при одновременном прогрессивном увеличении ширины двухфазной зоны [10]. Увеличение скорости кристаллизации и развитие объемного затвердевания уменьшают перераспределение примесей и фиксируют ликваты в междендритных участках, снижая концентрацию примесных элементов в предкристаллизационной зоне, и уменьшают потенциальную возможность образования ликвационной неоднородности слитка. Кроме того, уменьшение температурного градиента в интервале кристаллизации, расширение двухфазной зоны при одновременном увеличении скорости ее продвижения по сечению слитка способствует снижению интенсивности фильтрационных процессов – одного из основных факторов развития химической неоднородности стальных слитков и отливок.

Однако, несмотря на улучшение макроструктуры слитков и отливок, использование металлического порошка, литой дроби в качестве инокуляторов приводит к увеличению загрязненности стали неметаллическими включениями, в основном, оксидами. Ограниченность применения данной технологии вызвана сложностью технологической цепочки получения дисперсных инокуляторов (порошка, дроби), для которых необходима защита их от окисления при хранении, транспортировке и вводе в слиток. Кроме того, имеющиеся способы

и устройства к ним для обработки жидкой стали дисперсными инокуляторами не получили широкого внедрения из-за недостаточно отработанной технологии ввода, сложности эксплуатации и ряда конструктивных недостатков [11].

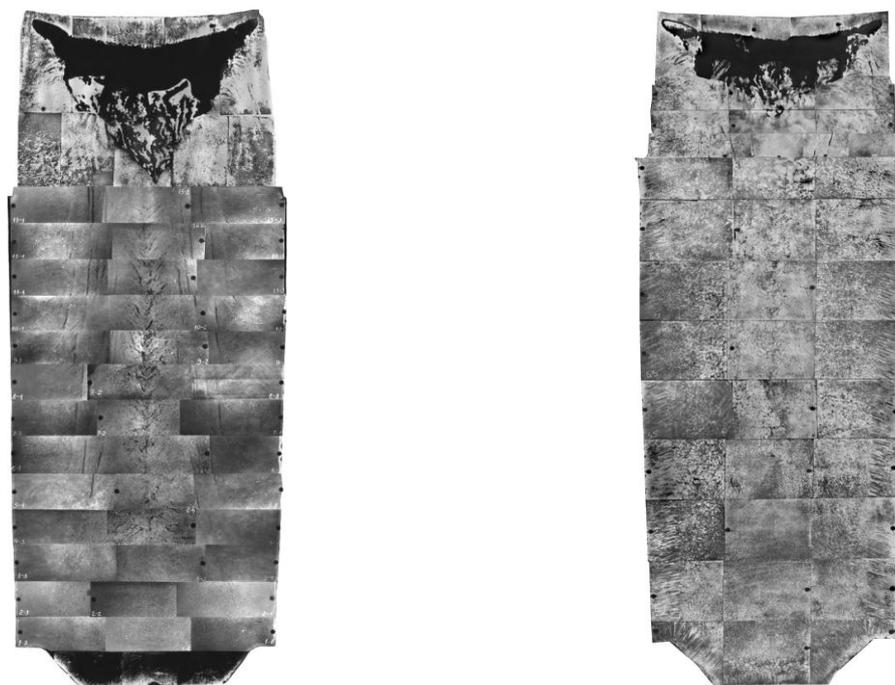
Перспективным направлением в области совершенствования технологии ввода инокуляторов и управления структурой металла является способ формирования инокуляторов в струе при отливке крупных слитков в вакууме. При таком способе разливке, предложенном С. И. Жульевым [12], вводимые частицы имеют один химический состав с расплавом. Образование твердых частиц в этом случае обеспечивается дополнительным разделением струи расплава с созданием условий кристаллизации капель ко времени попадания их в изложницу. Частицы дисперсного инокулятора, создавая локальные концентрационные и температурные флуктуации в объеме расплава и взаимодействуя с примесями (адсорбция, химическое взаимодействие), способствуют проявлению активации примесей, содержащихся в расплаве, вызывают при незначительном переохлаждении образование центров кристаллизации [13]. Не расплавившиеся остатки инокуляторов, а также образовавшиеся в процессе плавления отдельные группы атомов (кластеры), сохранившие исходную структуру, обладают максимальным кристаллохимическим сродством к кристаллизующемуся железу, а также могут служить

активными центрами кристаллизации. Затвердевшие капли – инокуляторы, введенные в жидкий металл, снизят ликвационную неоднородность в заготовке и повысят однородность механических свойств в крупных кованных изделиях ответственного назначения [14].

Для создания условий, обеспечивающих возможность интенсивного каплеобразования при разливке металла в вакууме, применялась направляющая труба специальной конструкции [15]. Данный способ был использован при вакуумной отливке слитка массой 23,52 т стали марки 35ХНЗМФА.

Расчет степени ликвационной неоднородности по углероду, сере и фосфору показал, что максимальное значение отрицательной ликвации в нижней части слитка составляет соответственно –11, –25, –33 %, а максимальный уровень положительной ликвации непосредственно под прибылью достигает 14, 25, 8 %. Суммарная ликвация углерода, серы и фосфора по высоте слитка составляет 25, 50 и 41 % соответственно.

Ускоренная кристаллизация и развитие объемное затвердевание уменьшили перераспределение примесей и зафиксировали ликваты в междендритных участках, уменьшив тем самым концентрацию примесных элементов в предкристаллизационной зоне и снизив возможность образования ликвационной неоднородности слитка.



Макроструктура слитков:

a – отлитого по обычной технологии массой 24,2 т и *б* – отлитого с инокулированием струи массой 23,52 т

Влияние инокулирования на формирование внецентренной ликвации было проведено сравнением структуры и серных отпечатков двух слитков массой 24,2 т и 23,52 т марки 38ХНЗМФА отлитых по обычной технологии и с инокулированием струи соответственно. Структуру слитков выявляли методом электролитического травления в 20 %-ном растворе серной кислоты. На рисунке представлена макроструктура слитков.

С осевых продольных темплетов слитков снимались серные отпечатки по методу Баумана.

Для исследования влияния инокулирования струи металла на образование и развитие внецентренной ликвации сравнивались серные отпечатки. Исследовались геометрические параметры шнуров, такие как длина, диаметр и угол

наклона к оси слитка, методика исследований подробно рассмотрена в работах [16; 17]. Для подробного изучения закономерностей расположения шнуров применялся метод секущих. Измерялись параметры шнуров по глубине и высоте слитка, средний угол наклона шнуров к вертикальным и горизонтальным секущим, параллельным и перпендикулярным оси слитка, количество шнуров на каждой вертикали и горизонтали, а также суммарный диаметр всех шнуров на секущей [16]. Все измерения производились на оцифрованных серных отпечатках и макроструктурах при помощи металлографической программы [18].

В табл. 1 приведены степень развития дефектных зон, в табл. 2 – геометрические параметры шнуров в двух слитках.

Таблица 1

Размеры дефектных зон слитков

Структурная зона	Доля от площади осевого темплета, %	
	Обычный слиток	Инокулированный слиток
Зона V-образной ликвации	7,84	3,77
Зона дугообразных трещин	2,14	0,85
Зона внеосевой ликвации	20,5	36,6

Таблица 2

Результаты исследования геометрических параметров шнуров в обычном и инокулированном слитках

Тип слитка	Кол-во шнуров, шт	Длина шнура, мм			Угол наклона шнура к оси слитка			Диаметр шнура, мм		
		min	max	сред	min	max	сред	min	max	сред
Обычный	54	20	149	63	1	40	9,31	1	14	5,5
Инокулированный	136	14	213	71	1	50	12,5	1	7	3,5

Анализ полученных данных показывает, что шнуры внеосевой ликвации располагаются в инокулированном слитке с большим наклоном к его оси (на 25 % больше), количество их в 2,5 раза больше по сравнению с обычным слитком, а диаметр на 36 % меньше.

Область внеосевой ликвации в инокулированном слитке находится на 23 % ближе к его поверхности по сравнению с обычным, а ее протяженность возрастает на 37 % в нижней части слитка. Длина и ширина зоны на 14 % и на 42 % больше соответственно. В инокулированном слитке ликвационная область располагается практически по всему объему, ее нет только в корковой зоне и зоне столбчатых кристаллов. Несмотря на развитую зону внеосевой

ликвации, инокулированный слиток имеет более благоприятное строение структуры: меньшую область V-образной ликвации и сокращение зоны дугообразных трещин.

На основании исследования продольных осевых темплетов с помощью метода секущих было установлено, что на уровне 2/3 высоты инокулированного слитка концентрируется максимальное количество шнуров и, соответственно, в этой области сосредотачивается максимальное количество примесей. В подприбыльной области концентрация ликватов снижается, что обуславливает более равномерное распределение химических элементов по высоте слитка.

Расчетами параметров кристаллизации было показано, что на уровне половины высоты

инокулированный слиток затвердевает от поверхности до первого шнура в 1,7 раза быстрее по сравнению с обычным. К подприбыльным горизонтам разница в кинетике затвердевания в обоих слитках становится минимальной.

Таким образом, за счет инокулирования струи ускорение кристаллизационных процессов в опытном слитке обуславливает более интенсивное перераспределение примесей в процессе формирования шнуров, «расслоение» их на составляющие, что снижает химическую неоднородность по объему слитков и крупных поковок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Неоднородность механических свойств в длинномерных изделиях машиностроения / Д. В. Руцкий, С. И. Жульев, К. Е. Титов, С. Б. Гаманюк, А. И. Горунов, Ю. М. Шелухина // Известия ВолГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 10(48) / ВолГТУ. – Волгоград, 2008. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 2). – С. 138–141.
2. Руцкий, Д. В. Ликвация в крупных кованных изделиях / Д. В. Руцкий, С. И. Жульев, К. Е. Титов // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2008. №2. – С. 21–26.
3. Тагеев, В. М. Исследование процесса образования внеосевой неоднородности в стальных слитках и отливках / В. М. Тагеев, Ю. Д. Смирнов // Затвердевание металлов : сб. М.: Машгиз. 1958. – С. 352–373.
4. Гуляев, Б. Б. Затвердевание и неоднородность стали. – М.: Металлургиздат, 1950. – 228 с.
5. Дуб, В. С. Исследование внецентренной ликвации и разработка методов подавления ее развития в крупных слитках: дис. ... д-ра техн. наук. – М., 1980. – 337 с.
6. Зборовский, А. А. Исследование процесса образования внеосевой неоднородности в слитках спокойной стали и висмута / А. А. Зборовский, Е. И. Рабинович // Проблемы стального слитка. Труды III конференции по слитку: Сборник. М.: Металлургия, 1969. – С. 43–49
7. Тасиро, Коити Механизм образования макроликвации в крупных слитках и отливках / Тасиро Коити, Тодороку Тору – Тацу то хагане, 1971.– №10. – С. 60–81. (пер. №7751МЧМ СССР).
8. Беляев, Ю. П. Определение скорости движения металла в изложницах при затвердевании крупных листовых слитков спокойной стали с помощью радиоактивных изотопов / Ю. П. Беляев, А. М. Скребцов, Е. А. Казачков и др. // Проблемы стального слитка. – М.: Металлургия, 1969. С. 39–42.
9. Скок, Ю. Я. Снижение зональной химической неоднородности слитков путем модифицирования слитка / Ю. Я. Скок, Г. А. Лубенец, Ф. И. Нечепоренко и др. // Сталь. – 1986. – №2. – С. 19–22.
10. Ефимов, В. А. Влияние внешних воздействий на жидкий и кристаллизующийся металл // Проблемы стального слитка. – Киев: ИПЛ АН УССР, 1988. – С. 4–21.
11. Литье с применением инокуляторов. – Киев: ИПЛ АН УССР, 1981. – 220 с.
12. Жульев, С. И. Отливка крупных кузнечных слитков с инокуляторами, формируемыми из струи расплава / С. И. Жульев, Ю. В. Кряковский, О. В. Долгов // Сб. Формирование стального слитка – М.: Металлургия, 1986. – С. 35–38.
13. Зюбан, Н. А. Исследование образования инокуляторов при вакуумной отливке слитков / Н. А. Зюбан, С. И. Жульев, К. Е. Титов // Материалы межгосударственной научно-технической конференции «Современная металлургия начала нового тысячелетия»: Сб. науч. тр. Часть 2.– Липецк: ЛГТУ, 2001. – С. 30–33.
14. Жульев, С. И. Производство и проблемы качества кузнечного слитка: монография / С. И. Жульев, Н. А. Зюбан ; ВолГТУ. – Волгоград, 2003. – 168 с.
15. Жульев С. И., Зюбан Н. А. Устройство для отливки слитков в вакууме с инокуляторами (варианты). Патент РФ № 42454. – Опубл. Б.И. № 34, 2004.
16. Шелухина, Ю. М. Исследование внеосевой ликвационной неоднородности в крупных кузнечных слитках и поковках : автореф. канд. дисс. – Волгоград, 2009.-23с.
17. Шелухина, Ю. М. Влияние инокулирования на закономерности и расположение внеосевой ликвационной неоднородности в крупных слитках и поковках / Ю. М. Шелухина, Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий // Известия вузов. Черная металлургия. – 2009 - № 11. – С. 13–16
18. Свид. о гос. регистрации программы для ЭВМ № 2010614950 от 29 июля 2010 г. РФ Металлографическая программа / Е. И. Бузинов, Д. В. Руцкий, А. В. Мозговой, Н. А. Зюбан, Ю. М. Шелухина; ГОУ ВПО ВолГТУ. – 2010.

УДК 620.18: 669.018.44

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-2-261-77-82

В. Ф. Петрова¹, Е. А. Пожилова¹, В. И. Эльманович²

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ ЖАРОПРОЧНОГО ХРОМОНИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

¹Волгоградский государственный технический университет

²ООО «Диагностика и анализ риска», Волгоград

e-mail: tecmat@vstu.ru, info@volgogradar.ru

Установки пиролиза работают в условиях воздействия высоких температур и агрессивных сред. Эти факторы способствуют протеканию различных процессов изменения микроструктуры змеевиков печей пиролиза, которые приводят к снижению эксплуатационных характеристик. Определение точного срока службы изделий позволяет вовремя производить замену змеевика и предотвращать возникновение аварийной ситуации.

В работе представлены результаты исследования структурных изменений жаропрочного хромоникелевого сплава трубных печей. В процессе эксплуатации возможным повреждающим механизмом является деградация дендритной структуры. Было сделано предположение, что именно деградация структуры играет решающую роль при преждевременном выходе из строя змеевиков печей пиролиза, а процессы окисления и науглероживания вторичны.

Ключевые слова: микроструктура, микротвердость, легированный аустенит, жаропрочность, жаропрочный сплав, хромоникелевый сплав.

V. F. Petrova¹, E. A. Pozhilova¹, V. I. Elmanovich²

RESEARCH OF STRUCTURAL CHANGES OF A HEAT-RESISTANT CHROMONICKELIUM ALLOY AFTER LONG OPERATION

¹Volgograd State Technical University

²LLC «Diagnostics and Risk Analysis»

Pyrolysis plants operate under conditions of high temperatures and corrosive environments. These factors contribute to the course of various processes of changing the microstructure of the coils of pyrolysis furnaces, which lead to a decrease in operational characteristics. Determining the exact service life of the products allows you to replace the coil on time and prevent an emergency.

The paper presents the results of a study of structural changes in the heat-resistant chromium-nickel alloy of tube furnaces. Degradation of the dendritic structure is a possible damaging mechanism during operation. It was assumed that it is the degradation of the structure that plays a decisive role in the premature failure of the coils of pyrolysis furnaces, and the processes of oxidation and carburization are secondary.

Keywords: microstructure, microhardness, alloyed austenite, heat resistance, heat-resistant alloy, chromium-nickel alloy.

Введение

Радиантные змеевики трубных печей пиролиза работают в жестких условиях. В процессе пиролиза в змеевики, которые подвергаются двухстороннему нагреву, подается сырье пиролиза (этан, смеси прямогонного бензина, бензиновые фракции газоконденсатных месторождений), которое разлагается на фракции. Змее-

вики трубных печей пиролиза подвергаются комплексному воздействию агрессивных сред и повышенных температур, как с наружной, так и с внутренней поверхности.

Негативные факторы, действующие на радиантные змеевики трубных печей пиролиза во время работы, представлены в табл. 1.

Таблица 1

Негативные факторы, действующие на змеевики

Температура, °С		Агрессивная среда	
сырья	стенок труб	С внутренней стороны	С внешней стороны
780–850	900–930	углеводородное сырье (бензин, пропан-бутановые фракции)	разогретые дымовые газы (CO ₂ , N ₂ , O ₂ и др)

В условиях высоких температур, давлений и объемных скоростей сырьевых потоков, а также воздействия разогретых дымовых газов могут развиваться различные коррозионные и эрозионные процессы, приводящие в совокупности к потере прочности змеевиков, их формоизменению и, в конечном счете, к их разгерметизации и разрушению [1; 2]. Основной проблемой змеевиков трубных печей пиролиза является их преждевременный выход из строя.

Структура подобных сплавов в литом состоянии имеет дендритное строение и представляет собой γ -твердый раствор с наличием избыточных фаз (карбидов ниобия и карбидов типа Me_7C_3), расположенных, как по границам дендритов, так и равномерно распределенных внутри них. Во время длительной эксплуатации при повышенных температурах в сплаве происходят фазовые изменения, а именно растворение существующих и образование новых фаз. Пере-

распределение легирующих элементов приводят к частичному преобразованию γ -фазы в интерметаллидную γ' -фазу, а также преобразованию карбида типа Me_7C_3 в карбид типа $Me_{23}C_6$ [3–5].

Было проведено исследование структурных изменений, происходящих в хромоникелевом сплаве змеевика трубной печи после длительной эксплуатации, которые приводят к снижению эксплуатационных свойств и дальнейшему разрушению материала.

Материал и методика эксперимента

Была исследована микроструктура образцов, вырезанных из труб радиантных змеевиков печей пиролиза, не эксплуатировавшегося (образец №1) и наработавших 15974 ч (образец №2) и 28498 ч (образец №3). Для изготовления змеевиков применяли сплав Centralloy G 4852 Micro, химический состав которого представлен в табл. 2.

Таблица 2

Химический состав исследуемого сплава (масс %)

Никель	Хром	Углерод	Кремний	Марганец	Ниобий	Титан	Железо	Цирконий
43,50	34,50	0,45	1,60	1,10	0,90	0,24	ост.	0,07

Для уточнения фазового состава и определения температурно-временной природы выделения фазовых составляющих использовался программный комплекс ThermoCalc с использованием базы данных TCFe9.

Макроструктура изучалась на микроскопе Ломо ХС0271, на полированных образцах при увеличении $\times 15$.

Исследование микроструктуры проводилось на микроскопе Neophot 21, после электролитического травления полированных образцов

в 10% водном растворе щавелевой кислоты при увеличении 250 крат.

Результаты и их обсуждение

Длительная эксплуатация при высоких температурах и охлаждениях приводит металл в более равновесное состояние по сравнению с исходным литым состоянием. Для уточнения термодинамически равновесного фазового состава сплава были проведены расчеты, выполненные с использованием программного комплекса ThermoCalc (табл. 3).

Таблица 3

Термодинамически равновесный фазовый состав сплава при различных температурах

Фаза, %	Температура, °C					
	1200	1100	1000	900	800	700
Аустенит	92,91	92,77	92,69	87,31	80,87	75,51
σ -фаза, CrFeNi	–	–	–	3,67	8,83	13,32
Интерметаллид, (G-фаза) Ni_3Nb	–	–	–	1,29	2,27	2,93
Карбид типа MeC, (TiNb)C	1,06	1,13	1,18	0,87	0,64	0,49
Карбид типа $Me_{23}C_6$, $Cr_{23}C_6$	6,02	6,11	6,13	6,86	7,40	7,45

Исследуемый сплав при высоких температурах эксплуатации (1200–1100 °C) является аустенитным с небольшим количеством карби-

дов типа MeC и $Me_{23}C_6$. Снижение температуры сплава приводит к росту содержания карбида типа $Me_{23}C_6$, в то время как содержание карби-

да типа MeC снижается. При температурах около 900 °С возможно появление σ -фазы, содержание которой при снижении температуры резко возрастает и интерметаллида Ni_3Nb , содержание которого постепенно увеличивается при более низких температурах.

Исследование макроструктуры показало,

что исходный образец имеет ярко выраженное дендритное строение (рис. 1, а). В результате получения труб змеевиков центробежным литьем, в структуре присутствуют участки с направленным ростом дендритов. Они растут преимущественно от стенок и встречаются в центральной части трубы.

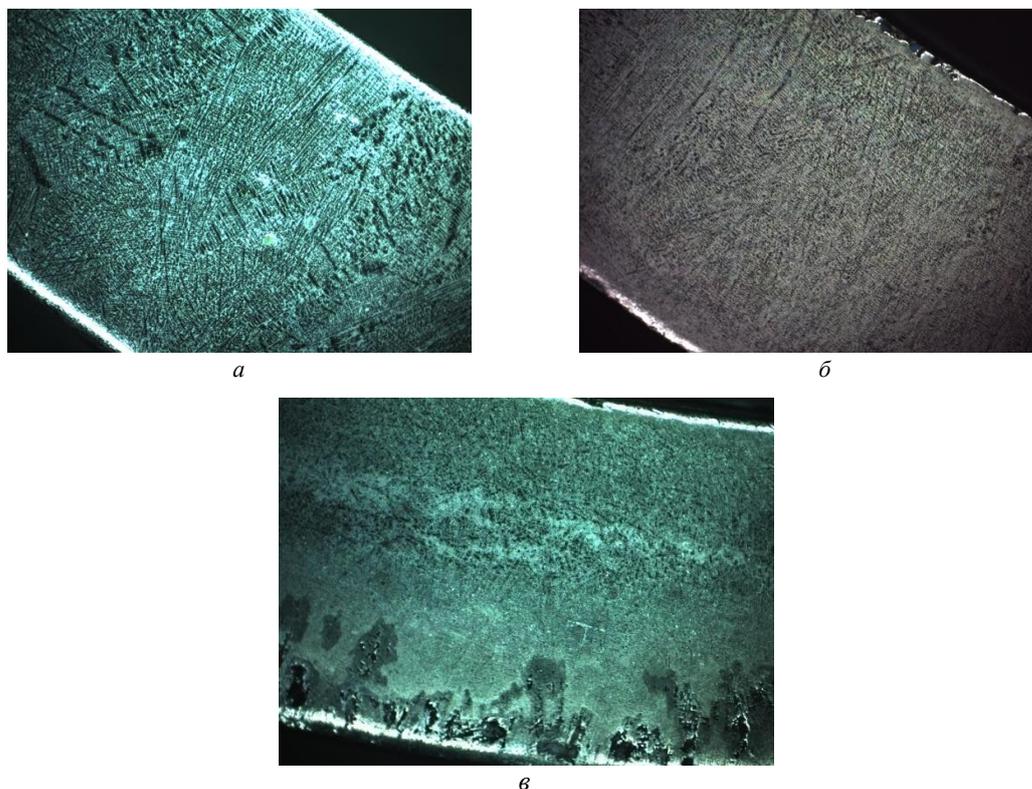


Рис. 1. Макроструктура образцов, x15:
а – образец № 1; б – образец № 2; в – образец № 3

В образце № 2 еще сохраняются дендритное строение, но уже становятся различимы изменения в строении в результате эксплуатации (рис. 1, б). В третьем образце полностью отсутствует дендритное строение. Из-за длительной эксплуатации при высокой температуре и в условиях науглероживания, структура разделилась на три условные зоны (рис. 1, в). Величина первой зоны, которая начинается от внешнего края на глубину около 5 мм, в этой зоне видны «черные пятна», которые свидетельствуют о сильном окислении металла в процессе эксплуатации. Величина промежуточной зоны составляет около 2 мм. В ней происходили изменения только под действием температурной составляющей. В третьей же зоне, величина которой около 3 мм, помимо воздействия высоких температур происходило науглероживание материала.

Микроструктура в литом состоянии (рис. 2, а, рис. 3, а, рис. 4, а) состоит из легированного γ -твердого раствора с частично растворенными в нем ниобием, титаном, марганцем и избыточными фазами (карбидами ниобия и карбидами типа Me_7C_3), расположенных по границам дендритов и равномерно-распределенных внутри них.

Микроструктура образцов № 2 и № 3 с внешней стороны (рис. 2, б, в) под воздействием высокой температуры и в атмосфере печных газов окисляется с образованием оксидной пленки. Она состоит в основном из оксидов хрома типа MeO_2 и Me_2O_3 , а так же оксидов других элементов. Образующаяся во время работы оксидная пленка – пористая. Такая пленка не обеспечивает снижение потока кислорода через нее к поверхности сплава и замедление роста окалина [6–8]. В образце №3 (рис. 2, в), в первой зоне, наблюдается сильное окисление

металла по границам зерен, есть участки, в которых началось разрушение.

В центральной части образцов № 2 и № 3

(рис. 3, б, в) происходит изменение дендритной структуры с образованием зерен. В третьем образце наблюдаются зерна различных размеров.

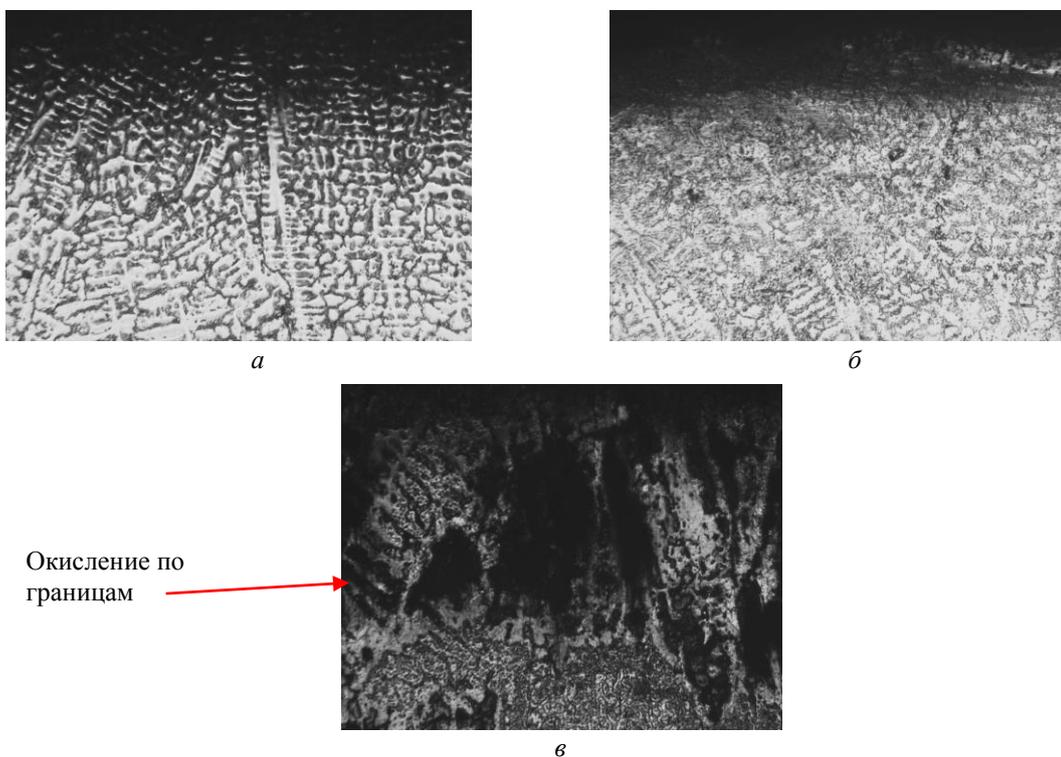


Рис. 2. Микроструктура образцов со стороны внешнего диаметра змеевика:
а – образец № 1; б – образец № 2; в – образец № 3

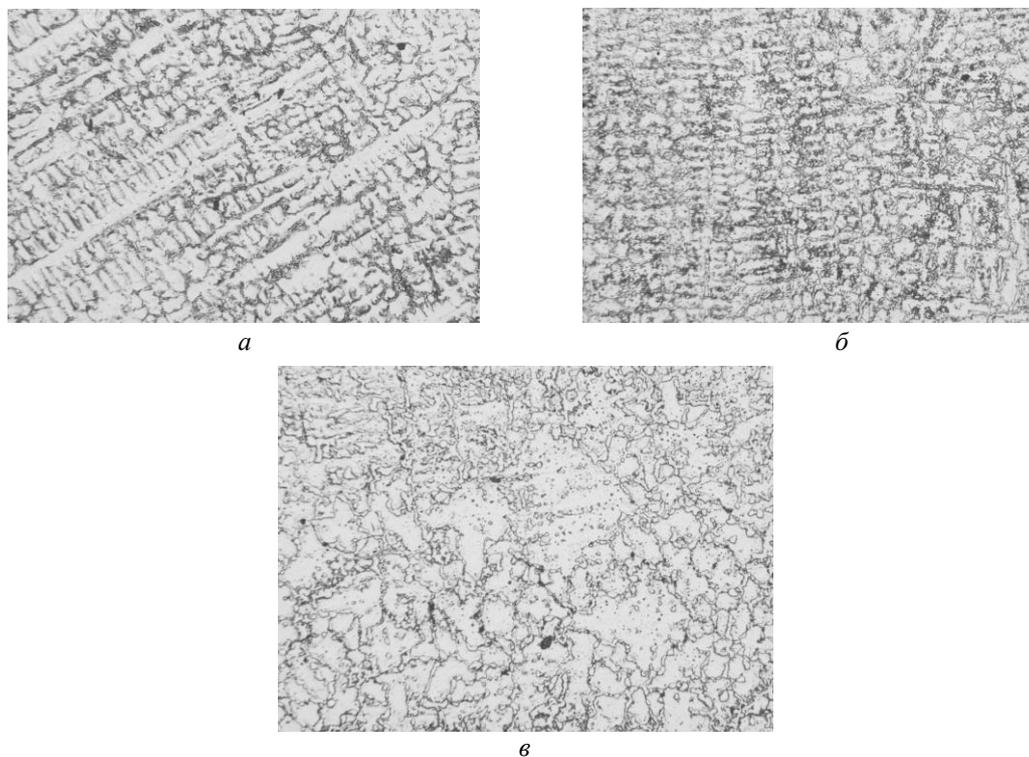


Рис. 3. Микроструктура образцов в центральной части змеевика:
а – образец № 1; б – образец № 2; в – образец № 3

С внутренней стороны в образцах № 2 и № 3 (рис. 4, б, в) трубы под действием температуры и углеродсодержащего газа (этилен, пропилен и бензол) происходит науглероживание. Температуры эксплуатации достаточно высоки и науг-

лероживание происходит с образованием карбидной сетки по границам зерен в диффузионной зоне [9]. В третьей зоне, образца № 3 образуется структура, в которой размер зерен увеличиваться от поверхности образца к центру.

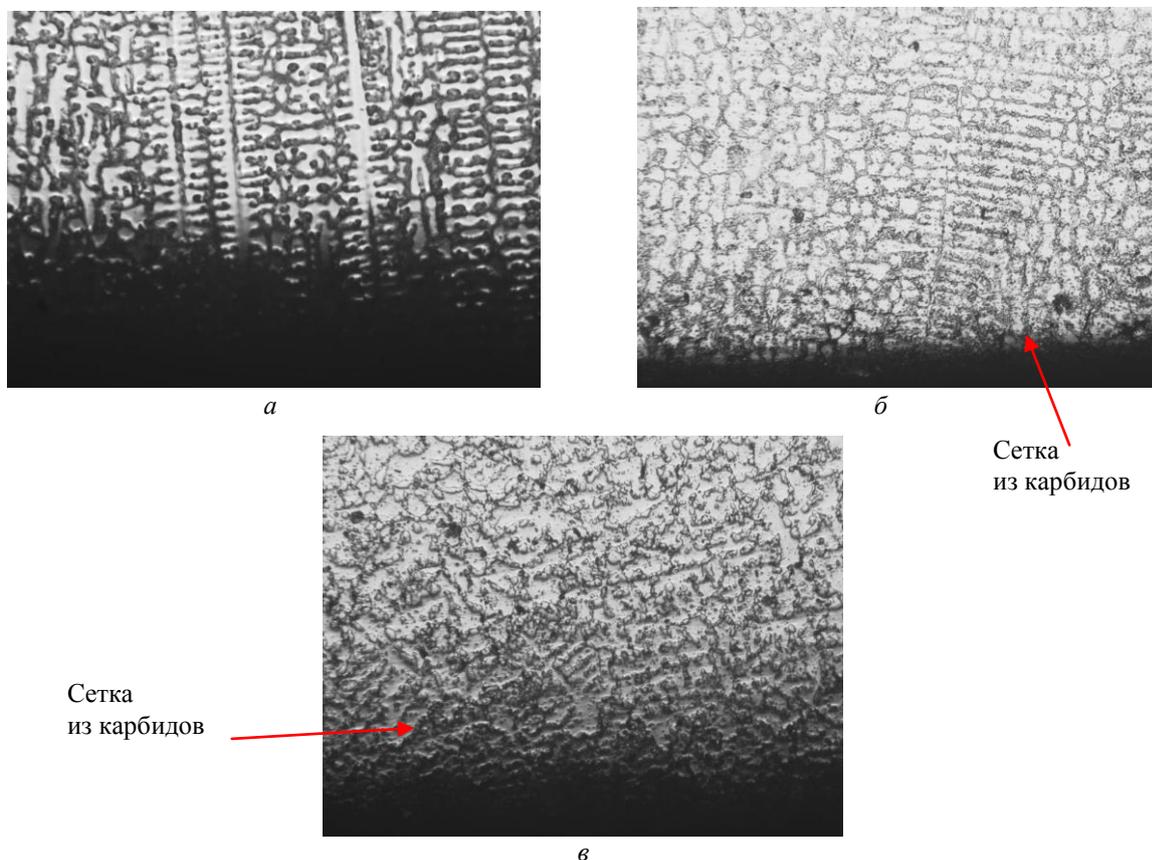


Рис. 4. Микроструктура образцов со стороны внутреннего диаметра змеевика:
а – образец № 1; б – образец № 2; в – образец № 3

Выводы

Макроструктура исходного образца имеет четкое дендритное строение с признаками направленной кристаллизации. Во втором образце частично сохраняется дендритное строение, а в третьем – полностью исчезает и можно выделить три условных зоны.

Микроструктура исходного образца по всему сечению имеет дендритное строение с включениями карбидов Cr_{23}C_6 , $(\text{TiNb})\text{C}$ и интерметаллидов Ni_3Nb по границам дендритов. С увеличением времени эксплуатации происходит постепенное преобразование дендритной структуры в зеренную. Внешняя поверхность змеевика постепенно окисляется, а внутренняя – науглероживается.

Подобные структурные изменения приводят к потере эксплуатационных характеристик

и преждевременному разрушению змеевиков печей пиролиза.

В ситуации длительной эксплуатации и разрушения, первичным является изменение исходной структуры с дендритной на зеренную, а процессы окисления и науглероживания – вторичны.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Эльманович, В. И., Гевлич, С. О. Механизмы повреждения технологического оборудования химических, нефтехимических и нефтеперерабатывающих производств. - М.: Metallurgiz-дат, 2010. - 112 с.
2. Report of reformer tube inspection by long range guided wave ultrasonic method (gw), metal magnetic memory (mmm), eddy currents (et), time-of-flight diffraction (tofd), magnetoscopy, hardness test and metallography / Ebrahim Ebrahimi and Abbas Sanjabi / Indian Journal of Fundamental and Applied Life Sciences, 2016 Vol. 6 (S2), pp. 370-380 с.

3. Гольдштейн, М. И. Специальные стали : учебник для вузов / М. И. Гольдштейн, С. В. Грачев, Ю. Г. Векслер. Москва : Металлургия, 1985. – 408 с.

4. Особенности структурных изменений в жаропрочном сплаве 45X26H33C2B2 при температурах эксплуатации. Сообщение 3: Механизм и кинетика фазовых превращений / А. И. Рудской, Г. П. Анастасиади, А. С. Орыщенко [и др.] // Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. – 2012. – № 3-2(154). – С. 143-150.

5. Микроструктура и механические свойства на сжатие при температурах 1000 -1200°C жаропрочных никелевых сплавов с высоким содержанием γ' -образующих элементов / Р. И. Зайнуллин, А. А. Ганеев, Р. В. Шахов [и др.] // Письма о материалах. – 2020. – Т. 10. – № 4(40). – С. 381-386.

6. Особенности структурных изменений в жаропрочном сплаве 45X26H33C2B2 при температурах эксплуатации. Сообщение 2: Влияние высокотемпературной вы-

держки / А. С. Орыщенко, С. Ю. Кондратьев, Г. П. Анастасиади [и др.] // Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. – 2012. – № 1-1(147). – С. 217-228.

7. Анастасиади, Г. П. Высокотемпературное окисление жаропрочного жаростойкого сплава 45X26H33C2B2 / Г. П. Анастасиади, С. Ю. Кондратьев, М. Д. Фукс // Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. – 2013. – № 4-1(183). – С. 199-209.

8. Анастасиади, Г. П. Исследование процесса окисления жаропрочного жаростойкого сплава Fe-25Cr-35Ni-0,45C-Si-Nb / Г. П. Анастасиади, А. В. Кокорина, С. Ю. Кондратьев // Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. – 2014. – № 3(202). – С. 161-169.

9. Лахтин, Ю. М. Химико-термическая обработка : учебное пособие для вузов / Ю. М. Лахтин, Б. Н. Азрамов. М: Металлургия, 1985 – 256 с.

УДК 669.15

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-2-261-82-86

Ю. В. Гребнев, В. Ф. Жаркова, Д. Ю. Гребнев, Е. Е. Давыдов, Д. Р. Муратов

ЦЕМЕНТИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛЬНЫХ ОТЛИВОК ПРИ ЛИТЬЕ ПО ВЫПЛАВЛЯЕМЫМ МОДЕЛЯМ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mitlp@vstu.ru

Исследована возможность цементирования – науглероживания стальных отливок при литье по выплавляемым моделям непосредственно в литейной форме. Рекомендованы составы литейных красок для эффективного поверхностного легирования стальных отливок.

Ключевые слова: литье по выплавляемым моделям, цементация, науглероживание, поверхностное легирование.

Yu. V. Grebnev, V. F. Zharkova, D. Yu. Grebnev, E. E. Davydov, D. R. Muratov

CEMENTING OF THE SURFACE OF STEEL CASTINGS DURING CASTING ACCORDING TO CAST MODELS

Volgograd State Technical University

The possibility of cementation – carburization of steel castings during casting according to smelted models directly in the casting mold is investigated. Compositions of foundry paints for effective surface alloying of steel castings are recommended.

Keywords: casting by melting models, cementation, carburization, surface alloying

Введение

Литье по выплавляемым моделям является одним из самых перспективных процессов литейного производства. Отливки, изготавливаемые литьем по выплавляемым моделям максимально приближены к конфигурации готовой детали, поэтому другое название этого метода литья – точное литье. Точным литьем получают высококачественные отливки для всех отраслей машиностроения, химической промышленности, энергетики и даже авиа-ракетостроения.

Из-за специфичности и сложности технологического процесса точные отливки имеют повышенный брак и дефектность. Заводские специалисты насчитывают более 70 видов брака и дефектности отливок, изготавливаемых с использованием выплавляемых моделей. Для стальных отливок различной конфигурации, веса, изготавливаемых из различных по свойствам сплавов, могут преобладать специфические виды брака и дефектов. Только поверхностное обезуглероживание характерно для всех сталь-

ных и даже чугунных отливок, изготавливаемых методом литья по выплавляемым моделям.

Степень обезуглероженности поверхностного слоя металла зависит от содержания углерода, наличия легирующих элементов, температуры заливки металла и нагрева литейной формы. Упрочнение поверхности отливок с обезуглероженным слоем закалкой токами высокой частоты, лазерным лучем и другими методами неэффективно. В заводских условиях обезуглероженный слой на точных отливках устраняют методами цементации и нитроцементации. Процессы химико-термической обработки стальных заготовок хорошо отработаны технологически, но получение качественного цементованного слоя требует предварительной подготовки поверхности отливки и дополнительных материальных, энергетических и трудовых затрат [1].

Известно, что в отдельных технологических процессах изготовления отливок протекают процессы науглероживания поверхности литых заготовок [2; 3]. К таким процессам относится литье по газифицированным моделям [4]. Поэтому было предложено проводить процесс науглероживания непосредственно в литейной форме методом поверхностного легирования.

В технической литературе имеются отдельные и не систематические исследования по поверхностному легированию отливок углеродом непосредственно в литейной форме [5–7]. Среди этих работ нет ни одного исследования по поверхностному легированию углеродом стальных отливок, изготавливаемых методом литья по выплавляемым моделям. Исследователи проводили науглероживание различных по весу и конфигурации отливок из различных железоуглеродистых сплавов, изготавливаемых в песчано-глинистых и стержневых формах. В качестве науглероживателей использовались различные

марки графита и углеродная ткань. Максимальное содержание углерода в поверхностном слое отливок из низкоуглеродистых сталей составило 1,7 % при глубине слоя до 4,0 мм. В отливках из стали 110Г13Л достигнуто содержание углерода в поверхностном слое 3,7 % [7].

Материалы и методы исследования

В качестве основного металла для поверхностного легирования отливок были выбраны широко распространенные в промышленности стали 20Л, 30Л, 45Л. Металл для проведения экспериментов выплавлялся в лабораторной индукционной тигельной печи емкостью 10 кг и промышленной индукционной печи емкостью 400 кг жидкого металла.

В качестве карбюризаторов использовались различные углеродосодержащие материалы:

- древесный уголь – $C \geq 87\%$;
- кокс литейный КЛ-1 – $C \geq 84\%$;
- графит зернистый марки А – $C \geq 99\%$;
- графит для производства стали ГСС – $C \geq 90\%$;
- графит литейный ГЛ-1 – $C \geq 87\%$;
- карбид кремния черный – $C = 28...30\%$.

Восковая модель литейной формы окрашивалась цементирующим составом:

- углеродосодержащий материал – 70–80 %;
- связующее, гидролизированный этилсиликат ЭТС 40 – 20–30 %.

В экспериментах легирующая краска наносилась на модель отливки кисточкой, возможно окунанием или распылением. Толщина углеродосодержащей краски для всех вариантов 0,4–0,6 мм. Восковые модели с размером \varnothing – 30 мм, h – 20 мм (рис. 1) после нанесения легирующей краски покрывались слоями керамической суспензии на основе этилсиликата ЭТС 40 и маршалита в соответствии с действующей технологией.

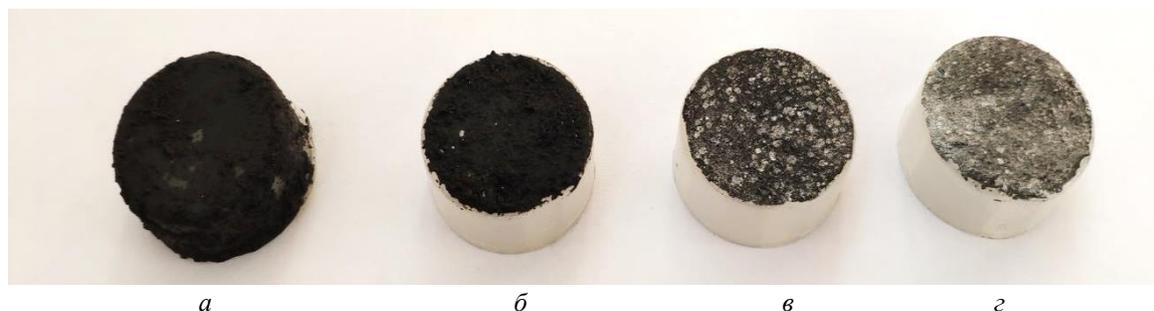


Рис. 1. Экспериментальные восковые модели с окраской углеродосодержащей суспензией:
 а – полное окрашивание древесным углем; б – частичное окрашивание древесным углем;
 в – окрашивание зернистым графитом марки А; г – окрашивание карбидом кремния

После отверждения из формооболочки выплавлялся восковый состав, и она прокаливалась.



Рис. 2. Вид формооболочки с экспериментальными отливками

Готовая оболочка погружалась в разогретый до 880–920 °С кварцевый песок и заливалась углеродистой сталью при температуре 1540–1560 °С.

Основным критерием качества поверхностной цементации служили металлографические исследования. Исследования проводились на микроскопе Olympus. При увеличениях $\times 100$, $\times 200$, $\times 300$ выявлялась микроструктура основного металла, поверхностного легированного слоя и структура переходной зоны.

Результаты исследований и их обсуждение

На первом этапе работы проводились сравнительные испытания влияния различных карбюризаторов на насыщение углеродом поверхности отливки. Данные замеров глубины науглероженного слоя на точных отливках из стали 45Л приведены в табл. 1 и графически представлены на рис. 3.

Таблица 1

Влияние различных карбюризаторов на глубину науглероженного слоя на отливках из стали 45Л

Номер варианта	Наименование материала	Гост, ТУ	Содержание углерода, %	Глубина науглероженного слоя, мм
1	Без карбюризатора (контроль)	–	–	-0,86 (обезуглероженность)
2	Древесный уголь	–	≥ 87	0,15
3	Кокс литейный КЛ-1	3340-85	≥ 84	–
4	Графит зернистый А	1916-109-71-2000	99	0,2
5	Графит для производства стали ГСС	2125-116-75-2000	≥ 90	0,05
6	Графит литейный ГЛ-1	5279-84	≥ 87	0,12
7	Карбид кремния черный	–	28-30	–

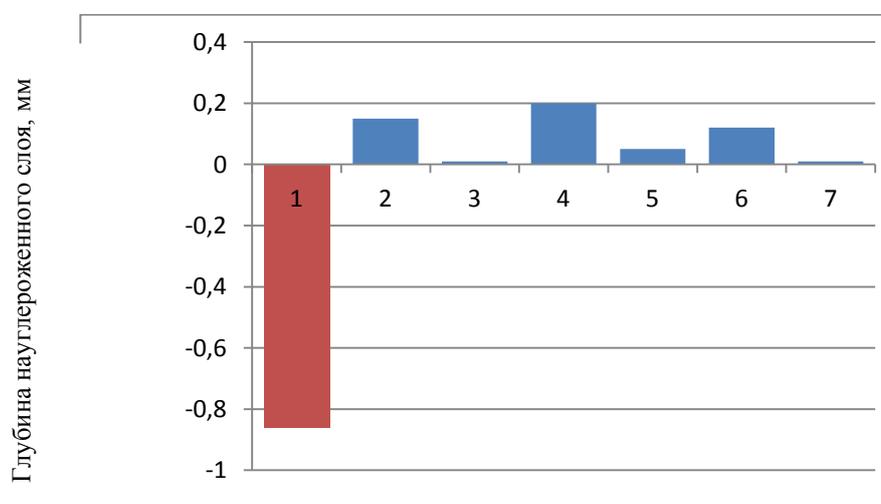


Рис. 3. Глубина науглероженного слоя при использовании различных карбюризаторов

Анализ данных таблицы и графической зависимости показывает, что все исследованные углеродосодержащие материалы позволяют исключить обезуглероженный слой на отливках или получить легирование на глубину до 0,2 мм. Наилучшие результаты поверхностного легирования получены на экспериментальных отливках из малоуглеродистой стали 20Л (табл. 2).

Эффект поверхностного легирования объясняется интенсивной диффузией углерода по градиенту его концентрации [8,9].

В последующих экспериментах легирующая краска изготавливалась на основе графита зернистого. Толщина слоя краски на восковой модели составляла 0,8–0,9 мм.

Таблица 2

Результаты исследования химического состава, толщины и твердости легированного слоя, полученного на разных марках стали

Материал отливки	Толщина легированного слоя, мм	Содержание углерода, %		Твердость, НВ			
		Основной металл	Легированный слой	Основной металл		Легированный слой	
				Нормализация	Закалка (вода)	Нормализация	Закалка (вода)
20Л	0,3–0,6	0,18–0,24	0,42–0,58	126–170	227–303	192–241	362–398
30Л	0,2–0,4	0,27–0,32	0,47–0,60	156–229	311–375	201–262	375–477
45Л	0,1–0,3	0,42–0,47	0,47–0,65	167–229	415–495	223–285	495–534

Микроструктуры основного металла отливки из стали 20Л и стали 45Л и поверхностного леги-

рованного слоя показаны на рис. 4, 5. Металл отливок до термообработки – литое состояние.



Рис. 4. Микроструктура отливок из стали 20Л с поверхностным легированием углеродом. Литое состояние



Рис. 5. Микроструктура отливок из стали 45Л с поверхностным легированием углеродом. Литое состояние

Заключение

Таким образом поверхностное легирование стальных точных отливок углеродом эффективный процесс, заменяющий химико-термическую обработку. Варьируя углеродосодержащий материал и толщину легирующей краски можно предупредить обезуглероживание поверхности отливки или добиться значительного повышения ее износостойкости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Минкевич, А. Н. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. –М: Машиностроение, 1965 -492с
2. Акулиничев, Е. В. Предупреждение науглероживания отливок при литье стали 10Х18Н9Т в корковую форму / Е. В. Акулиничев, В. Т. Гарбаз, К. Е. Кузьмин // Химическое и нефтяное машиностроение, №12, 1968. С 29.
3. Тен, Э. Б. Влияние науглероживания поверхности стальных отливок на их коррозионную стойкость / Э. Б. Тен, О. А. Коль // Литейщик России, 2017, № 2. С29-33

4. Литье по газифицированным моделям / под ред. Ю. А. Степанова. – М.: Машиностроение, 1976. – 224 с.
5. *Нехенди, Ю. А.* Стальное литье. – М.: Metallurgizdat, 1948. – 502 с.
6. *Михайлов, А. М.* Регулирование концентрации углерода в поверхностных зонах стальных отливок / А. М. Михайлов, Ю. И. Сорокин // Литейное производство, №1, 1975 С26-27
7. *Жаркова, В. Ф.* Поверхностное легирование отливок углеродом в литейной форме / В. Ф. Жаркова, Н. А. Кидалов, Ю. В. Гребнев и др. // Известия ВолгГТУ : межвуз сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – С. 132–134.
8. *Боровский, И. Б.* Процессы взаимной диффузии в сплавах / И. Б. Боровский, К. П. Гуров, И. Д. Марчуков. – М.: Наука, 1973. – 240с
9. *Щербаков, Г. В.* Диффузия в металлах и сплавах. – Тула: Тульский политехнический институт, 1982. – 192 с.

УДК 546.56

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-2-261-86-90

В. Т. Фомичев, А. В. Савченко, Г. П. Губаревич

**ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДИСПЕРСНОЙ МЕДИ,
ПОЛУЧЕННОЙ В УСЛОВИЯХ НЕСТАЦИОНАРНОГО ЭЛЕКТРОЛИЗА**

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: valerifomichev@yandex.ru, savtchenko2@mail.ru, ggubarevich@mail.ru

Проведены исследования влияния периодического тока на структуру и свойства гальванических осадков меди. Изучено влияние форм и параметров тока на выход по току компактного осадка меди и водорода, гранулометрический состав и дисперсность осадков меди.

Ключевые слова: медь, медный порошок, импульсный ток, выход по току, дисперсность.

V. T. Fomichev, A. V. Savchenko, G. P. Gubarevich

**PHYSICAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF DISPERSED COPPER
OBTAINED UNDER THE CONDITIONS OF NON-STATIONARY ELECTROLYSIS**

Volgograd State Technical University

Investigations of the influence of periodic current on the structure and properties of galvanic copper deposits have been carried out. The influence of the shapes and parameters of the current on the current efficiency of a compact sediment of copper and hydrogen, grain size distribution and dispersion of copper sediments has been studied.

Keywords: copper, copper powder, pulse current, current efficiency, dispersion.

Введение

Свойства металлокерамических изделий в значительной степени определяются структурой и свойствами исходных материалов. Так, порошки с более развитой поверхностью и дендритной структурой обеспечивают лучшую сцепляемость и прессуемость, а следовательно, и высокое качество изделий.

Свойства металлических порошков определяются способами их получения и природой соответствующего металла. Одним из способов является электролитический метод [1]. Электролитический метод выгодно отличается от других методов, так как он позволяет в широких пределах регулировать гранулометрический состав и чистоту получаемого металла. В электролитическом способе получения порошков металлов существует три вида катодных осадков, пригодных для получения металлических порошков [2]:

1. Твердые крупные чешуйки или кристаллы, подвергающиеся дальнейшему размолу.

2. Порошкообразные осадки, легко поддающиеся растиранию.

3. Рыхлые осадки из высокодисперсного порошка.

Рыхлые осадки, не нуждающиеся в дополнительной обработке для перевода их в порошкообразное состояние, наиболее пригодны для получения металлических порошков.

В настоящее время получение высококачественных катодных отложений металлов с определенными физико-механическими свойствами преимущественно основано на подборе соответствующих условий электролиза путем изменения состава и концентрации электролита, добавки солей металла и органических веществ, изменение температуры электролита, плотности тока и т. д.

Одно из ведущих мест в электролитическом методе получения порошков занимает медь. Большой спрос на медные порошки объясняется широкой возможностью их применения [3]. Порошки меди используют в качестве исходного сырья для производства изделий, причем медь используют большей частью в смеси с порошками других металлов [4; 5].

Медные порошки получают, главным образом, электролизом кислых сернокислых электролитов, содержащих небольшое количество CuSO_4 и большой избыток H_2SO_4 [6].

С позиции требования промышленного производства наиболее удобным и простым был бы такой технологический процесс, при котором электролиз проводился бы с простым составом электролита, а изменение структуры и качества осадков металлов регулировались путем изменения электрического режима питания ванны. Эта возможность может быть осуществлена при электролизе с периодическим током [7].

Методика эксперимента

В данной работе проводились исследования влияния периодического тока на структуру и свойства гальванических осадков меди.

Электроосаждение дисперсной меди проводилось из электролита следующего состава:

$\text{CuSO}_4 \times 5\text{H}_2\text{O}$ – 50 г/л, H_2SO_4 -100 г/л, при температуре 25 °С, различных плотностях и формах тока.

Определение гранулометрического состава порошка меди проводилось микроскопическим методом с использованием металлографического микроскопа при небольшом увеличении [8].

Влияние форм тока на структуру и свойства осадков меди

Данные по изучению выхода по току (ВТ) при электроосаждении дисперсной меди представленные на рис. 1 и в табл. 1 свидетельствуют о том, что с увеличением плотности тока выход по току (ВТ) компактного металла, как правило, уменьшается, выход по току порошка и водорода увеличивается.

Выход по току компактного, дисперсного металла и водорода зависят от формы тока и его параметров. Максимальный выход по току дисперсной меди при всех формах ток, кроме периодического тока с обратным импульсом ($I_m^{np}/I_m^{obr} = 2$), наблюдается при $i_{cp} = i_{пост} = 20 \text{ А/дм}^2$ и при $i_{cp} = 10 \text{ А/дм}^2$. При дальнейшем увеличении плотности тока при всех формах тока выход по току порошка уменьшается вследствие увеличения выхода по току водорода.

Таблица 1

Выход по току, %, компактной меди (К), порошка (П) и водорода (H₂) при электроосаждении меди из электролита: 0.2M $\text{CuSO}_4 \times 5\text{H}_2\text{O}$, 100 г/л H_2SO_4 ; температура электролита 25 °С, площадь катода 10 см²

Форма тока	Параметры тока	Плотность тока, А/дм ² ($i_{cp} = i_{пост}$)														
		2			5			10			20			30		
		К	П	H ₂	К	П	H ₂	К	П	H ₂	К	П	H ₂	К	П	H ₂
1	$I_m^{np}/I_m^{obr}=2$	100	0	0	4,4	91,8	3,8	0,8	95,7	3,5	0	93,4	6,6	0	89,7	10,3
2	$I_m^{np}/I_m^{obr}=2,$ $\tau_{np}=T/2, \tau_{obr}=T/4$	100	0	0	10,4	86,1	3,5	4,8	92,1	3,1	1,5	92,0	6,5	0,8	89,7	9,5
3	$I_m^{np}/I_m^{obr}=2,$ $\tau_{np}=T/2, \tau_{obr}=T/8$	100	0	0	14,9	83,5	1,6	5,5	90,1	4,4	1,5	92,1	6,4	0,8	89,8	9,4
4	$\tau_{np}=T/2, \tau_{obr}=0$	100	0	0	15,7	82,3	2,0	5,0	92,7	2,3	2,0	94,2	3,8	0,9	92,9	6,2
5	$\tau_{np}=T/4, \tau_{obr}=0$	100	0	0	11,1	86,8	2,1	5,6	92,0	2,4	1,7	94,3	4,0	0,7	93,3	6,0
6	постоянный ток	100	0	0	4,0	92,5	3,5	4,1	92,4	3,5	0,4	96,3	3,3	0,4	93,0	6,6

Для того, чтобы проанализировать влияние формы тока и его параметров на выход по току дисперсного, компактного металла и водорода были рассмотрены полученные результаты при одном и том же значении $i_{cp} = i_{пост} = 20 \text{ А/дм}^2$. Данные, представленные в табл. 1, прежде всего показывают, что выход по току дисперсного металла при нестационарном электролизе не-

сколько меньше выхода по току дисперсного металла, полученного на постоянном токе, вследствие изменения режимов электролиза, изменения амплитудных плотностей тока, наличие пауз в процессе электролиза, изменения соотношения активных и пассивных участков поверхности электрода, их перераспределения в процессе электролиза.

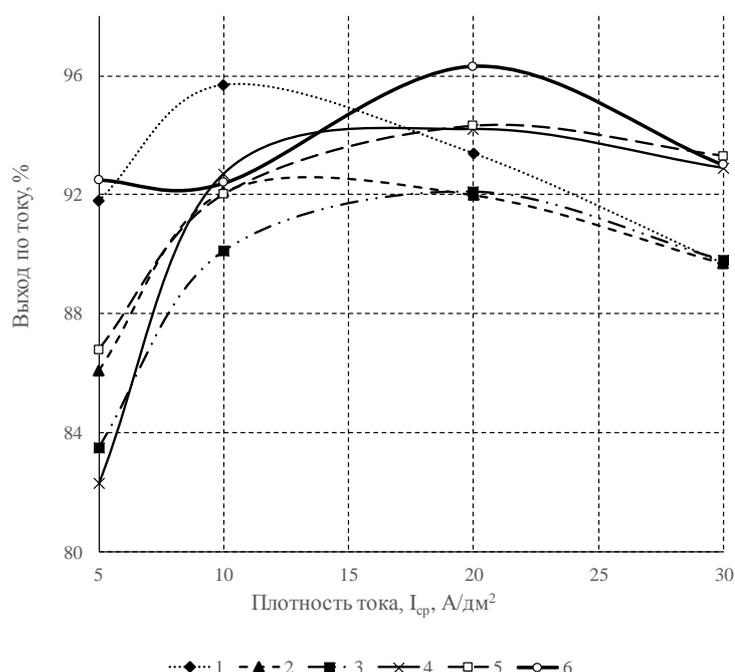


Рис. 1. Зависимость выхода по току дисперсной меди от плотности и формы тока:
 1 — $I_m^{np}/I_m^{обп}=2$; 2 — $I_m^{np}/I_m^{обп}=2$, $\tau_{np}=T/2$, $\tau_{обп}=T/4$; 3 — $I_m^{np}/I_m^{обп}=2$, $\tau_{np}=T/2$, $\tau_{обп}=T/8$; 4 — $\tau_{np}=T/2$, $\tau_{обп}=0$;
 5 — $\tau_{np}=T/4$, $\tau_{обп}=0$; 6 — постоянный ток. Температура электролита 25 °С

При использовании периодического тока с обратным импульсом (ток 1 без отсечки импульсов) на электроде выделяется только дисперсный металл, при использовании этой же формы тока, но при уменьшении продолжительности обратного импульса в два раза (ток 2) на электроде образуется 1,3 % компактного металла, при дальнейшем уменьшении продолжительности обратного импульса еще в два раза (ток 3) образуется 1,5 % компактного металла, использование тока без обратного импульса (ток 4) — 2 %. Это увеличение процентного содержания компактного металла объясняется некоторым уменьшением амплитудной плотности, увеличением продолжительности паузы между импульсами, а, следовательно, некоторым увеличением концентрации потенциалопределяющих ионов в приэлектродном слое за счет диффузии ионов металла из глубины раствора. Некоторое уменьшение процентного содержания компактного металла до 1,7 % при использовании пульсирующего тока с отсечкой прямых импульсов (ток 5) по сравнению с использованием пульсирующего тока однополупериодного выпрямления (ток 4) объясняется увеличением амплитудной плотности тока при $i_{ср} = i_{пост} = 20 \text{ А/дм}^2$.

В соответствии с рассмотренным изменением режимов электролиза изменяется выход по

току водорода и соответственно выход по току дисперсной меди.

Порошок металла состоит из частиц самого различного размера, что объясняется многими причинами [9]. Например, при разрыхлении или размоле порошка появляется множество обломков хрупких дендритов, получаемых при электролизе. На размер и структуру частиц влияют также различные факторы: состав электролита, плотность тока, температура. Однако электроосаждение порошка, однородного по степени дисперсности, имеющего определенный гранулометрический состав, представляет значительные трудности в силу меняющихся условий в момент электролиза.

Размер частиц и их форма, характеризующая физические свойства порошков, влияют на его прессуемость, текучесть, на плотность и прочность спрессованных изделий.

Как показали наши исследования, путем изменения параметров импульсного тока представляется возможным получать порошки меди с высокой степенью дисперсности.

Влияние форм и параметров тока на дисперсность медных порошков

На рис. 2 и табл. 2 представлены данные по исследованию размеров и форм частиц при электроосаждении меди в зависимости от используемых форм и параметров периодического тока.

Таблица 2

Влияние формы и параметров тока на дисперсность медного порошка

Форма тока	Параметры тока	Содержание частиц, %, с размерами, мкм									
		≥100		50		30		20		<10	
		при плотности тока, А/дм ² , $i_{cp} = i_{пост}$									
		5	30	5	30	5	30	5	30	5	30
1	$I_m^{np}/I_m^{обp}=2$	3,5	3,1	6,5	4,0	10,4	2,3	42,0	44,2	37,6	46,4
2	$I_m^{np}/I_m^{обp}=2$, $\tau_{np}=T/2, \tau_{обp}=T/4$	5,2	4,1	7,1	6,5	17,3	3,4	35,5	41,7	34,9	39,9
3	$I_m^{np}/I_m^{обp}=2$, $\tau_{np}=T/2, \tau_{обp}=T/8$	5,9	6,0	7,8	7,4	16,9	9,1	34,7	40,6	34,7	36,9
4	$\tau_{np}=T/2, \tau_{обp}=0$	7,3	6,5	9,6	6,5	10,3	6,3	40,8	40,8	32,0	39,6
5	$\tau_{np}=T/4, \tau_{обp}=0$	5,1	2,0	6,8	4,0	8,1	4,4	43,4	43,4	37,7	46,2
6	постоянный ток	10,5	4,1	7,5	4,2	8,3	5,3	43,2	43,2	32,0	43,2

Данные табл. 2 показывают, что при увеличении плотности тока степень дисперсности порошков возрастает, что согласуется с данными других исследователей [10]. Такой характер изменения структуры осадка объясняется тем, что с повышением плотности тока создаются

более благоприятные условия для возникновения кристаллических зародышей, последующим ограничением их роста в связи с более глубокими концентрационными затруднениями при высоких плотностях тока.

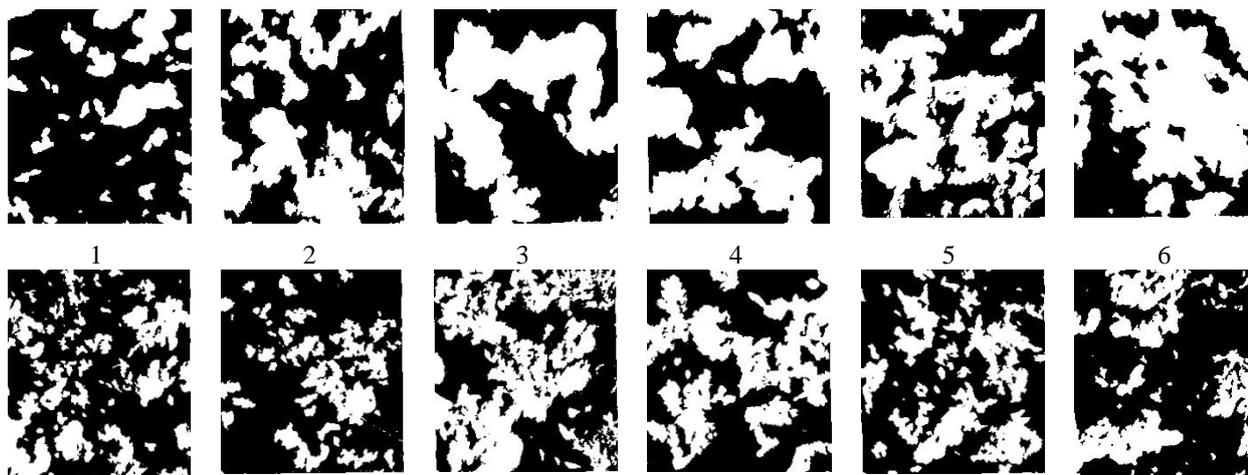


Рис. 2. Микрофотографии гальванических осадков дисперсной меди (70-кратное увеличение), полученных из электролитов состава, г/л: $CuSO_4 \times 5H_2O - 50, H_2SO_4 - 100$; при формах тока: 1 – $I_m^{np}/I_m^{обp}=2$; 2 – $I_m^{np}/I_m^{обp}=2, \tau_{np}=T/2, \tau_{обp}=T/4$; 3 – $I_m^{np}/I_m^{обp}=2, \tau_{np}=T/2, \tau_{обp}=T/8$; 4 – $\tau_{np}=T/2, \tau_{обp}=0$; 5 – $\tau_{np}=T/4, \tau_{обp}=0$; 6 – постоянный ток; при плотности тока, А/дм²: верхний ряд – 5, нижний – 30. Температура электролита 25 °С

Форма и параметры используемого для электролиза периодического тока оказывают весьма существенное влияние на дисперсность меди. Наиболее мелкодисперсными оказались порошки при использовании токов с параметрами $I_m^{np}/I_m^{обp} = 2$ и $t_{np} = T/4, t_{обp} = 0$ (табл. 2).

Степень дисперсности уменьшается при уменьшении продолжительности обратного импульса. При всех изученных формах периодического тока дисперсность выше, чем при использовании постоянного тока. Это связано

с тем, что разряд ионов металла на катоде при более электроотрицательном потенциале приводит к образованию кристаллических осадков более тонкой структуры [11]. Амплитудная плотность тока при всех исследованных формах тока выше, чем при постоянном токе (при $i_{cp} = i_{пост}$), поэтому создаются более благоприятные условия для возникновения кристаллических зародышей, число которых по данным [12], с повышением силы тока в цепи увеличивается почти по линейному закону.

Действительно, при использовании форм тока, отличных от постоянного, вследствие более высокой амплитудной плотности тока происходит более резкое изменение концентрации потенциалопределяющих ионов в приэлектродном слое. Оба этих фактора – высокая амплитудная плотность и пониженная концентрация ионов металла в приэлектродном слое способствуют увеличению степени дисперсности порошка.

Выводы

1. Изучен процесс электроосаждения дисперсной меди при стационарном и нестационарном электрических режимах.
2. Использование периодических токов при электроосаждении дисперсной меди позволяет изменять выход по току компактного, дисперсного металла и водорода.
3. Показано, что представляется возможным электрохимическим путем изменять структуру и степень дисперсности меди.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гамбург, Ю. Д. Теория и практика электроосаждения металлов. / Ю. Д. Гамбург, Дж. Зангари; пер. с англ. – М.: БИНОМ. Лаборатория знаний. - 2015. - 438 с.
2. Буланов, В. Я., Руковишникова, Г. С. Порошковая металлургия в России // Вестник ОГУ. - №1. - Оренбург, 2003.
3. Викарчук, А. А. Нанообъекты, наноматериалы и микроизделия из них, полученные методом электроосаждения металла // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. - 2009. - №1, С. 7-15.
4. Патент РФ №2138583 Способ осаждения композиционных электрохимических покрытий / Зяблицев В.В., Великолуг А.М., Зяблицева О.В. №988110483/02. Заявл. 01.06.1998, опубл. 27.09.1999, бюл.10.
5. Millers, T. N., Kuzjukevics, A. A. Micromonocrystals of refractory compounds: composition, structure and properties // Progr. Crystal. Growth Charact. - 1988. - V. 16, P. 367-438.
6. Джюве, А. П. Некоторые особенности начальных стадий электрокристаллизации меди из сернокислых растворов. – Вильнюс: Минтас, 1977. - С. 5-10.
7. Павлатоу, Э. А., Спиреллис Н. Влияние условий импульсного осаждения металла на структуру и свойства нанокристаллических покрытий из никеля и никелиевых композитов // Электрохимия. - 2008. - Т.44, №6, С. 802-811.
8. Боргардт, Т. А., Грызунова, Н. Н. Исследование медных порошков различных морфологических форм в температурных полях // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. - 2017. - №4, С. 13-19.
9. Поветкин, В. В. Структура электролитических покрытий / В. В. Поветкин, И. М. Ковенский. – М.: Металлургия, 1989. - 136 с.
10. Ясулайтене, В. В. О зависимости начальных стадий электрокристаллизации меди от плотности тока / В. В. Ясулайтене, А. П. Джюве, Ю. Т. Матулис. - Тольятти, 1979. - С.19-23.
11. Полукаров, Ю. М. Зарождение и начальные стадии роста электролитических осадков меди // Тезисы докладов VI Вессоюзной конференции по электрохимии. – М., 1982. – С. 286-287.
12. Гамбург, Ю. Д. Электрохимическая кристаллизация металлов и сплавов. – М.: Янус-К, 1997. - 384 с.

УДК 546.73

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-2-261-90-95

В. Т. Фомичев, А. В. Савченко, Г. П. Губаревич

ВЛИЯНИЕ ФОРМ ТОКА НА ОБРАЗОВАНИЕ ГАЛЬВАНИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ СПЛАВАМИ КОБАЛЬТ-МОЛИБДЕН И КОБАЛЬТ-ВОЛЬФРАМ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: valerifomiche@yandex.ru, savtchenko2@mail.ru, ggubarevich@mail.ru

Проведены исследования процесса электроосаждения сплавов кобальт-молибден и кобальт-вольфрам. Изучено влияние различных форм тока и средней плотности тока на выход гальванического осадка по току, состав сплава, внутренние напряжения и микротвердость осадков.

Ключевые слова: кобальт, молибден, вольфрам, сплав, импульсный ток, выход по току, внутренние напряжения, микротвердость.

V. T. Fomichev, A. V. Savchenko, G. P. Gubarevich

INFLUENCE OF CURRENT FORMS ON THE FORMATION OF GALVANIC COATINGS WITH COBALT-MOLYBDENUM AND COBALT-TUNGSTEN ALLOYS

Volgograd State Technical University

Studies of the process of electrodeposition of cobalt-molybdenum and cobalt-tungsten alloys have been carried out. The influence of various forms of current and average current density on the current yield of a galvanic deposit, alloy composition, internal stresses and microhardness of deposits has been studied.

Keywords: cobalt, molybdenum, tungsten, alloy, pulse current, current efficiency, internal stresses, microhardness.

Введение

Электролитические покрытия сплавов молибдена и вольфрама с металлами группы железа обладают высокой твердостью, износостойчивостью, стойкостью к коррозии. Эти покрытия находят широкое применение в различных областях науки и техники: в нефтяной и химической промышленности, в самолетостроении и автомобилестроении – для повышения износостойкости, а также твердости и стойкости к коррозии деталей машин и приборов, работающих в агрессивных средах и при высоких температурах. Помимо этого, сплавы молибдена и вольфрама с металлами группы железа обладают магнитными характеристиками.

С академической точки зрения исследование этих систем также весьма интересно, так как близость химических свойств и однотипность кристаллических решеток металлов подгруппы хрома с одной стороны, а также наличие полиморфных модификаций у металлов триады железа, с другой стороны. Все это позволяет рассматривать указанные системы как интересные модели для исследования общих закономерностей формирования фазового состава и структуры покрытий, полученных в условиях электроосаждения.

Молибден и вольфрам выделяются из водных растворов только в виде сплавов с различными металлами. Одним из интересных направлений в химии и технологии получения сплавов является метод осаждения путем нестационарного электролиза.

Наиболее технологичными при получении сплавов молибдена и вольфрама с металлами группы железа оказались аммиачно-окислительные электролиты [1–3].

Методика эксперимента

В настоящей работе в качестве исходных электролитов для осаждения сплавов были использованы электролиты следующих составов.

Электролит для осаждения сплава кобальт-молибден, г/л [4]: $\text{CoSO}_4 \times 7\text{H}_2\text{O}$ – 21,5, $\text{Na}_2\text{MoO}_4 \times 2\text{H}_2\text{O}$ – 5,0, $\text{KNaC}_4\text{H}_4\text{O}_6 \times 4\text{H}_2\text{O}$ – 150, $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$ – 15,0 (в пересчете на металл, г/л: Co – 4,5, Mo – 2).

Электролит для осаждения сплава кобальт-вольфрам, г/л [5]: $\text{CoSO}_4 \times 7\text{H}_2\text{O}$ – 38,16, $\text{Na}_2\text{WO}_4 \times 2\text{H}_2\text{O}$ – 42,8, $\text{KNaC}_4\text{H}_4\text{O}_6 \times 2\text{H}_2\text{O}$ – 150, $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$ – 150, NH_4OH – 30 (в пересчете на металл, г/л: Co – 8, W – 24).

Одним из направлений получения сплавов

является метод осаждения с использованием нестационарного электролиза [6], который позволяет путем изменения электрического питания ванны менять в широких пределах состав и структуру сплавов.

Основная роль периодического тока при образовании электролитических сплавов кобальт-молибден и кобальт-вольфрам и влияние его на структуру и состав заключается в том, что при постоянной средней плотности тока фактическая плотность тока резко увеличивается. Это приводит к значительному росту перенапряжения диффузии, связанному с превышением предельного диффузного тока, что обеспечивает образование сплава с неупорядоченной «аморфной» структурой и повышает содержание молибдена или вольфрама в сплаве, благодаря обеднению прикатодного слоя раствора относительно кобальта. С другой стороны, увеличение степени отсечки увеличивает период восстановления первоначального состава прикатодного слоя и обогащает его кобальтом. Содержание молибдена и вольфрама в сплаве падает.

При осаждении сплавов кобальт-молибден и кобальт-вольфрам в работе были использованы постоянный ток, а также периодический ток с обратным импульсом, периодический ток однополупериодного выпрямления и импульсный ток с отсечкой и длительностью импульсов $T/4$, $T/8$, $T/16$.

Использование периодического тока делает возможным поднять верхний предел используемых плотностей тока. При использовании периодического тока с обратным полупериодом происходит восстановление электролита в прикатодном слое при смене полярности электрода, при использовании импульсного тока с отсечкой происходит восстановление исходного состава прикатодного слоя в паузу.

Влияние плотности тока на выход по току и состав сплавов

На рис. 1, 2 показана зависимость выхода по току и содержания молибдена и вольфрама в сплавах с кобальтом от плотности тока (I_{cp}) для образцов, полученных на различных формах периодического тока.

Из рис. 1 видно, что при всех используемых формах тока при невысоких скоростях осаждения выход по току для сплава кобальт-молибден повышается, достигая 90–95 %. При увеличении плотности тока содержание молибдена в сплаве возрастает.

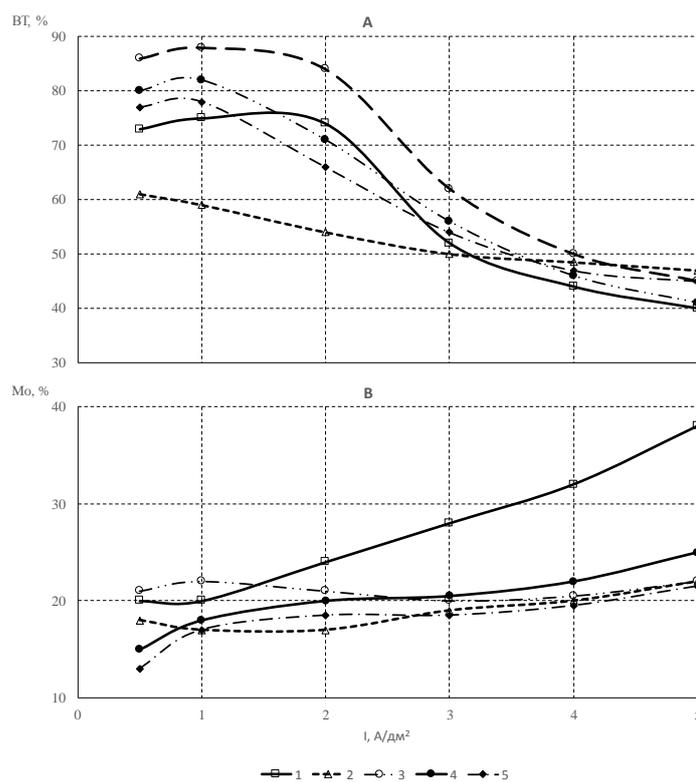


Рис. 1. Выход сплава кобальт-молибден по току (А) и содержание молибдена в сплаве (В) в зависимости от плотности тока при использовании различных форм тока: 1 – постоянный ток; 2 – однополупериодный ток; 3 – импульсный ток с отсечкой T/4; 4 – импульсный ток с отсечкой T/8; 5 – импульсный ток с отсечкой T/16

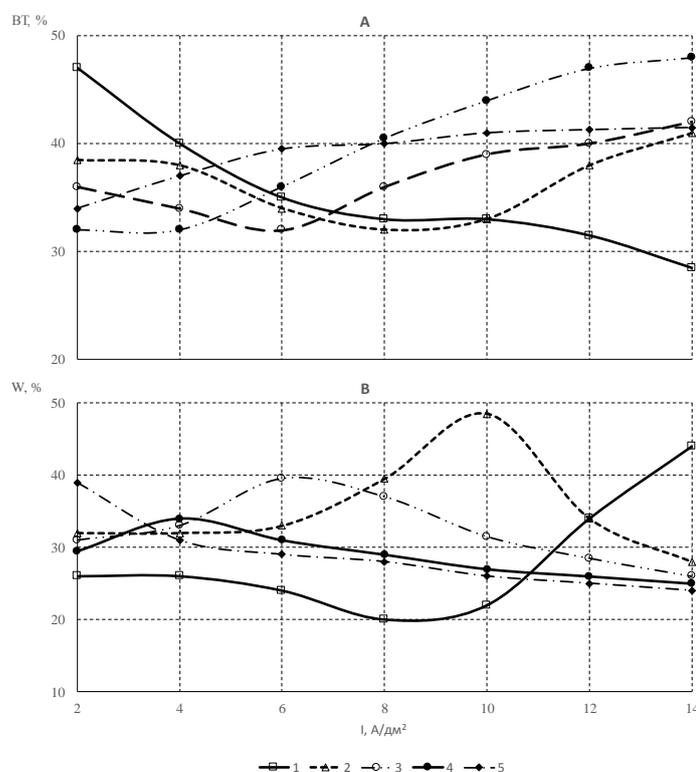


Рис. 2. Выход сплава кобальт-вольфрам по току (А) и содержание вольфрама в сплаве (В) в зависимости от плотности тока при использовании различных форм тока: 1 – постоянный ток; 2 – однополупериодный ток; 3 – импульсный ток с отсечкой T/4; 4 – импульсный ток с отсечкой T/8; 5 – импульсный ток с отсечкой T/16

Из рис. 2 видно, что содержание вольфрама в сплаве проходит через максимум для всех используемых форм тока. В работе [7] было отмечено волнообразное изменение содержания вольфрама в сплаве кобальт-вольфрам.

Следует отметить, что наблюдаемое волнообразное изменение содержания вольфрама в сплавах определяется, по-видимому, процессом восстановления металла-осадителя, так как для них хорошо известно волнообразное изменение выходных параметров электролиза при изменении скорости осаждения, pH и некоторых других условий осаждения [8].

Основная роль периодического тока при образовании электролитических сплавов кобальт-молибден и кобальт-вольфрам и влияние его на структуру и состав заключается в том, что при постоянной средней плотности тока фактическая плотность тока резко увеличивается. Это приводит к значительному росту перенапряжения диффузии, связанному с превышением предельного диффузного тока, что создает образование сплава с аморфной структурой и повышает содержание молибдена или вольфрама в сплаве, благодаря обеднению прикатодного слоя раствора относительно кобальта. С другой стороны, увеличение степени отсечки увеличивает период восстановления первоначального состава прикатодного слоя и обогащает его кобальтом. Содержание молибдена или вольфрама в сплаве падает.

Влияние плотности тока на внутренние напряжения и микротвердость осадков гальванических сплавов

Одной из причин ограничивающих применения покрытий из сплавов вольфрама, являются их высокие внутренние напряжения, которые вызывают в осадках появления трещин. Для сплавов вольфрама с металлами группы железа внутренние напряжения могут быть понижены путем повышения температуры и плотности тока, увеличение pH [9; 10].

При использовании периодического тока можно ожидать снижения внутренних напряжений, так как имеются отдельные сведения об уменьшении внутренних напряжений осадков металлов группы железа при осаждении их синусоидальным током [11, 12].

На рис. 3 приведены результаты измерений внутренних напряжений образцов сплава кобальт-вольфрам, полученных осаждением импульсным током с отсечками T/2, T/4, T/8, T/16. При сравнении рис. 2 и рис. 3 видно, что измене-

ния внутренних напряжений происходит антибратно изменению содержания вольфрама в сплаве (в пределах плотности тока от 2 до 10 А/дм²).

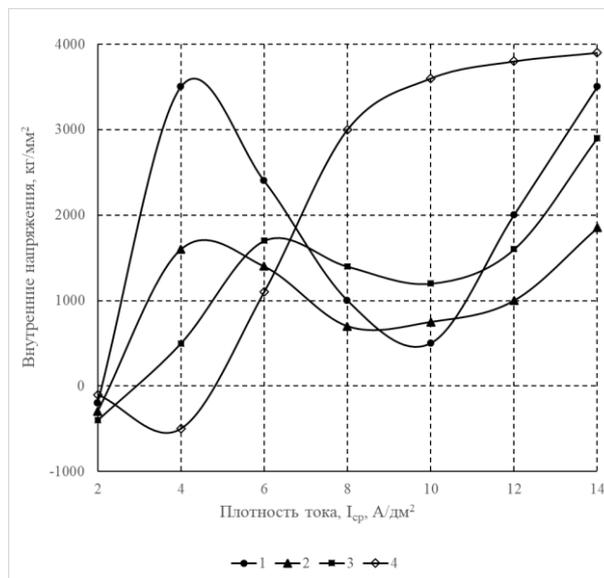


Рис. 3. Внутренние напряжения гальванических осадков сплава кобальт-вольфрам в зависимости от плотности тока для различных форм тока: 1 – однопериодный ток; 2 – импульсный ток с отсечкой T/4; 3 – импульсный ток с отсечкой T/8; 4 – импульсный ток с отсечкой T/16

При электроосаждении возникают внутренние напряжения, растяжения и сжатия, и лишь одно из них преобладает. В пользу этого говорит смена знака внутренних напряжений при изменении условий электролиза. При невысоких скоростях осаждения импульсным током с отсечкой T/8 и T/16 происходит смена знака внутренних напряжений.

При увеличении плотности тока выше 10 А/дм² внутренние напряжения сплавов кобальт-вольфрам резко возрастает, что приводит к уменьшению размеров кристаллитов и увеличению степени искажения решетки.

Таким образом, при возникновении внутренних напряжений в осадках в условиях нестационарного электролиза протекают два конкурирующих процесса: снижение внутренних напряжений за счет увеличения содержания вольфрама в сплаве и рост внутренних напряжений за счет уменьшения размеров кристаллитов и увеличения микроискажений.

Существует несколько гипотез возникновения внутренних напряжений. Одной из них является дислокационная, подробно описанная в работе [13].

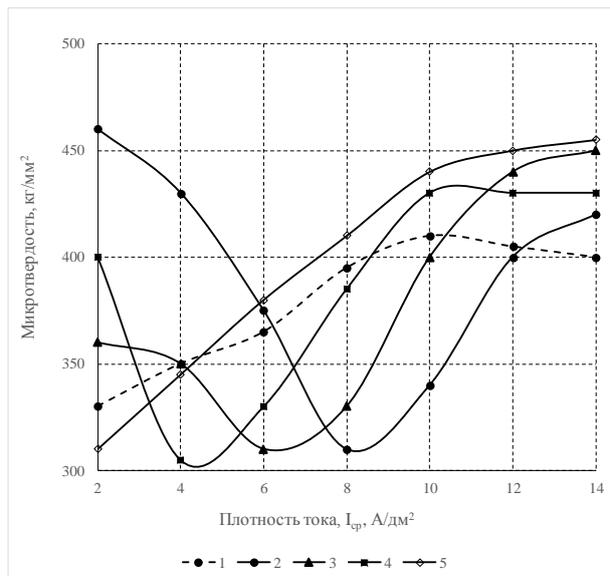


Рис. 4. Микротвердость гальванических осадков сплава кобальт-вольфрам в зависимости от плотности тока для различных форм тока:

1 — постоянный ток; 2 — однополупериодный ток; 3 — импульсный ток с отсечкой T/4; 4 — импульсный ток с отсечкой T/8; 5 — импульсный ток с отсечкой T/16

Внутренние напряжения появляются в осадке металла или сплава за счет выхода на поверхность части дислокаций, образующихся в процессе осаждения. Из-за большой величины кристаллизационных напряжений при электроосаждении состояние в осадках подобно наклепаному [14]. Убыль плотности дислокаций требует уменьшения объема кристалла, этому препятствует сцепление осадка с подложкой, отсюда возникает стремление к сжатию. Рост поляризации в процессе осаждения означает увеличение избыточной энергии. Часть избыточной энергии реализуется в форме энергии дефектов решетки, например, дислокаций. Поэтому увеличение поляризации увеличивает плотность дислокаций и увеличивает напряжения растяжения.

Измельчение кристаллитов, то есть увеличение суммарной поверхности зерен приводит к значительному выходу дислокаций на поверхность и, в связи с этим, становится понятной обратная зависимость внутренних напряжений от размера зерен.

На рис. 4. приведена зависимость микротвердости сплава кобальт-вольфрам от плотности тока. Из сравнения рис. 4 и рис. 2 видна обратная зависимость микротвердости сплава от содержания вольфрама в сплаве кобальт-вольфрам. При использовании импульсного тока с отсечкой T/8 и T/16 при низких плотностях

тока микротвердость сплава кобальт-вольфрам повышается.

Выводы

1. Изучено влияние соотношения компонентов, температуры, перемешивания, режимов осаждения на выходные параметры электролиза сплавов кобальт-вольфрам и кобальт-молибден в условиях стационарного и нестационарного электролиза.

2. Установлено, что изменение внутренних напряжений в зависимости от содержания вольфрама в сплаве кобальт-вольфрам происходит антибатно. Общее внутренние напряжения зависят как от содержания вольфрама в сплаве, так и разупорядочности кристаллической решетки.

3. Изменение микротвердости сплавов кобальт-вольфрам в общем случае происходит аналогично изменению внутренних напряжений.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гальванические покрытия в машиностроении: Справочник, Т. 1. / под. ред. проф. М.А. Шлугера. - М.: Машиностроение, 1985. - 240 с.
2. Есиока, С., Ямото, Х. Износостойкость электроосажденного слоя вольфрам-кобальт на поверхности мягкой стали // Киндзоку хемэн гидзюцу. - 1964. - В. 15, №4. С.129.
3. Цимблер, М. Е. Образование тартратного комплекса кобальта и определение его состава // Укр. хим. журн. - 1951. - №17. С.587.
4. Упрочнение электролитического железа легирующими добавками молибдена / В. И. Серебровский, А. Ю. Молодкин, А. Н. Пронин // Вестник Курской государственной сельскохозяйственной академии, 2012. - №7. - С.75-76.
5. Францевич-Заблудовская, Т. Ф., Заяц А. И., Барчук В. Т. К вопросу о механизме электроосаждения сплавов молибдена и вольфрама с металлами группы железа // Укр. хим. журн. - 1960. - №26. С.10.
6. Озеров, А. М., Кривцов, А. К., Хамаев, В. А., Фомицев, В. Т., Саманов, В. В., Свердлин, И. Н. Нестационарный электролиз. - Волгоград: Нижне-Волжское книжное изд-во, 1972. - 159 с.
7. Забелин, И. В., Юрьев, Б. П. Влияние значения pH раствора на процесс электролитического осаждения сплавов вольфрам-кобальт из аммонийно-лимоннокислых растворов // Журн. прикл. химии. - 1974. - № 47. С. 2056.
8. Коваленко, П. Н., Багдасаров, К. Н., Казаренко, Л. В. Электрохимические характеристики кобальта при его выделении из аммиачно-виннокислых растворов // Журн. прикл. химии. - 1969. - №42. С. 1582.
9. Бондарь, В. В., Полухаров Ю. М. Электроосаждение сплавов аморфного строения // Украинская республиканская конференция по электрохимии, ч. 1. - 1973.
10. Электроосаждение металлов и сплавов из водных растворов комплексных соединений: монография / Н. Б. Березин и др. - Казань: Казанский государственный технологический университет, 2006. - 282 с.

11. *Озол-Калнин, Г. А., Пурин, Б. А.* Электроосаждение блестящих никелевых покрытий с низкими внутренними напряжениями при помощи асимметрического переменного тока // Сборник научных трудов «Теория и практика блестящих гальванопокрытий». – Вильнюс, 1963. – С.101.

12. *Вячеславов, П. М.* Новые электрохимические по-

крытия. – Л: Лениздат, 1972. – 264 с.

13. *Поперека, М. Я.* Внутренние напряжения электролитически осажденных металлов. – Новосибирск: Зап. - Сиб. кн. изд-во, 1966. – 264 с.

14. *Котрелл, А. Х.* Дислокация и пластические течения в кристаллах. – М: Metallurgizdat, 1958.

Ответственный за выпуск редактор РИО
Н. Н. Кваша

Компьютерная верстка:
Е. В. Макарова

Свидетельство о регистрации ПИ № ФС77–61113 от 19 марта 2015 г.
Федеральной службы по надзору в сфере связи, информационных технологий
и массовых коммуникаций (Роскомнадзор)

Адрес редакции и издателя: 400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28.
Волгоградский государственный технический университет (ВолгГТУ)
Телефон: гл. редактор – (8442) 24-80-00
E-mail: president@vstu.ru

Темплан 2022 г. Поз. № 4ж. Дата выхода в свет 02.03.2022 г. Формат 60 × 84 1/8.
Бумага офсетная. Гарнитура Times. Печать офсетная. Усл. печ. л. 11,16. Уч.-изд. л. 11,48.
Тираж 100 экз. Свободная цена. Заказ № 64
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.

В научном журнале «Известия ВолгГТУ», серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении», публикуются статьи, посвященные вопросам создания материалов с помощью комплексных технологий, использующих сварку взрывом, ударно-волновое прессование, электромеханическую обработку, другие виды воздействия, особенности изменения структуры и физико-механических свойств.

Вопрос об опубликовании статьи или ее отклонении решает редакционная коллегия журнала, которая утверждается ректором университета, ее решение является окончательным. Редколлегия направляет представленный для издания материал на рецензирование.

Рукопись должна быть набрана и сверстана в текстовом редакторе Word и распечатана на лазерном принтере в режиме полной загрузки тонера. Формат бумаги А4 (210×297 мм).

Для ускорения подготовки издания необходимо представлять файлы статей на дискетах или компакт-дисках (CD) в полном соответствии с распечатанным оригиналом. Дискета должна быть вложена в отдельный конверт, на этикетке дискеты указываются фамилии авторов статьи.

При наборе текста следует соблюдать следующие требования: поля – верхнее – 2,0 см, нижнее – 3,0 см, левое – 2,5 см, правое – 2,5 см; шрифт Times, кегль 14, интервал полуторный.

Текст набирается с применением автоматического переноса слов, перед знаками препинания (в том числе внутри скобок) пробелы не допускаются, после них ставится один пробел. Разрядка слов не допускается, следует избегать перегрузки статей большим количеством формул, рисунков, таблиц. Для набора символов в формульном редакторе MS Equation (MS Word) использовать установки (Стиль/Размеры) только по умолчанию; рисунки должны быть выполнены в редакторах векторной графики, таких как CorelDRAW или в любом приложении к Word. Допускается сканирование рисунков в программе Microsoft Photo Editor.

Инициалы и фамилия автора (авторов) пишутся над заглавием статьи. Ниже заглавия, перед основным текстом, указывается организация или предприятие, в котором работает автор статьи. В конце статьи ставится полное название учреждения, которое рекомендует статью для публикации, дата и подпись автора (всех авторов).

Литературные ссылки должны быть оформлены в соответствии с ГОСТ 7.1–2003 «Библиографическая запись. Библиографическое описание. Общие требования и правила составления». Библиографический список использованной литературы, составленный в порядке упоминания в тексте, дается в конце статьи; связь с основным текстом осуществляется цифровым порядковым номером в квадратных скобках в строке. Подстрочные ссылки не допускаются.

Иностранные фамилии и термины в тексте следует приводить в русском переводе. В библиографическом списке фамилии авторов, полное название книг и журналов приводятся на языке оригинала.

Ссылки на неопубликованные работы не допускаются.

При обозначении единиц физических величин должна применяться Международная система единиц (СИ).

Объем статьи не должен превышать 8 страниц бумаги формата А4, включая таблицы и библиографический список; число рисунков – не более четырех, включая рисунки, помеченные буквами *a*, *b*, и т. д. Рекомендуется включать в журнал статьи с авторским коллективом не более четырех человек с участием каждого автора в одной–двух статьях.

Статьи должны представлять сжатое четкое изложение результатов, полученных автором без повторов приводимых данных в тексте статьи, таблицах и рисунках. К статье должны быть приложены: сведения об авторах (полное имя, отчество, фамилия, ученая степень, звание, домашний адрес, номер телефона служебный, домашний, E-mail), документация, подтверждающая возможность ее открытого опубликования.