ИЗВЕСТИЯ

Волгоградского государственного технического университета

ISSN 1990-5297

Серия

Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении

16+

№ 4 (239)
2020

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., чл.-корр. 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)
Полянчиков Ю. Н., д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ
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)
Шарипов В. М., д-р техн. наук, проф.,
Московский государственный технический университет (МАМИ, г. Москва, Россия)
Шаховская Л. С., д-р экон. наук, проф. ВолгГТУ
Шеин А. Г., д-р физ.-мат. 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

№ 4 (239) Апрель 2020

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», 2020

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 RANS, Honored Scientist of the Russian Federation, State Technical University of Saratov (Saratov, Russia)
Bezyazychny V. F., D. Sc. (Engineering), Prof., Rybinsk State Aviation Technical University named after P.A. Solovyov (Rybinsk, Russia)
Bodrov V. N., D. Sc., Prof., University of Applied Sciences (Berlin, Germany)
Brebels A., PhD, Associate Prof., Faculty of Engineering Science of University of Leuven (Leuven, Belgium)
Burenin A. A., Corresponding Member of RAS, Institute of Machinery and Metallurgy of the FEB RAS (Komsomolsk-on-Amur, Russia)
Golovanchikov A. B., D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU
Grinberg B. A., D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Institute of Metal Physics, Ural Division of RAS (Ekaterinburg, Russia)
Gurevich L. M., D. Sc. (Engineering), Associate Prof. of VSTU
Dobrushin L. D., D. Sc. (Engineering), E.O. Paton Electric Welding Institute of the National Academy of Sciences of Ukraine (Kiev, Ukraine)
Zlotin S. G., D. Sc. (Chemistry), Prof., N.D. Zelinsky Institute of Organic Chemistry Russian Academy of Sciences (Moscow, Russia)
Ivanov A. M., D. Sc. (Engineering), Prof., Moscow Automobile and Road Construction University (MADI) (Moscow, Russia)
Ivashchenko N. A., D. Sc. (Engineering), Prof., Honored Scientist of the Russian Federation, Bauman Moscow State Technical University (Moscow, Russia)
Korolev A. V., D. Sc., Prof., State Technical University of Saratov (Saratov, Russia)
Kuzmin S.V., D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU
Kurayev A. A., D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Prof., Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics (BSUIR) (Minsk, Republic of Belarus)
Lysak V. I., Academician of RAS, Honored Scientist of the Russian Federation, D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU
Markov V. A., D. Sc. (Engineering), Prof., Bauman Moscow State Technical University (Moscow, Russia)
Merten K., D. Sc. (Engineering), Prof., Institute of Chemical Process Engineering (Stuttgart, Germany)
Navrotskiy A. V., D. Sc. (Chemistry), Prof. of VSTU
Nizhegorodtsev R. M., D. Sc. (Economy), Chief research worker, Institute of Control Sciences V. A. Trapeznikov Academy of Sciences (Moscow, Russia)
Pai V. V., D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Lavrentyev Institute of Hydrodynamics of SB RAS (Novosibirsk, Russia)
Polyanchikov Y. N., D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU
Pustovoit V. N., D. Sc. (Engineering), Prof., Honored Scientist of the Russian Federation, Don State Technical University (Rostov-on-Don, Russia)
Rusinov V. L., Corresponding Member of RAS, Institute of Chemical Technology of Ural Federal University (Ekaterinburg, Russia)
Rybin V. V., Corresponding Member of RAS, D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Prof., St. Petersburg Polytechnic University (St.Petersburg, Russia)
Thai Quang Vinh, D. Sc. (Philosophy), Institute of Information Technology (Hanoi, Vietnam)
Truel J.-L., D. Sc. (Economy), Prof., University Paris Est Créteil, Sorbonne, France, Vice-president of International economists club “Kondratiev Circle”
Fedyanov E. A., D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU
Frolov V. A., D. Sc. (Engineering), Prof., “MATI Russian State Technological University named after K.E. Tsiolkovsky” (Moscow, Russia)
Sharipov V. M., D. Sc. (Engineering), Prof., Moscow State Technical University “ MAMI” (Moscow, Russia)
Shakhovskaya L. S., D. Sc. (Economy), Prof. of VSTU
Shcherbakov M. V., D. Sc. (Engineering), Prof. VSTU
Sheyin A. G., D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Prof. of VSTU

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

IZVESTIA

VOLGOGRAD STATE TECHNICAL UNIVERSITY

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

Editorial board:
Chairman

Gurevich L. M.,
D. Sc. (Engineering), Associate Prof.
Lysak V. I., Academician of RAS, Honored Scientist of the Russian Federation, D. Sc. (Engineering), Prof.
Burenin A. A., Corresponding Member of RAS, Dr. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), (Institute of Machinery and Metallurgy of the FEB RAS, Komsomolsk-on-Amur)
Pustovoit V. N., D. Sc. (Engineering), Honored Scientist of the Russian Federation, Prof., (Don State Technical University, Rostov-on-Don)
Grinberg B. A., D. Sc. Physical and Mathematical Sciences, (Institute of Metal Physics, Ural Division of RAS Ekaterinburg, Russia)
Bataev V.A, D. Sc. (Engineering) Prof. (Novosibirsk State Technical University)
Bagmutov V. P., D. Sc. (Engineering), Prof.
Zyuban N. A., D. Sc. (Engineering), 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 Material 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 Russian Federation – 80811(ОК+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

№ 4 (239) April 2020

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», 2020

АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

Агарков А. Ю. *52*
Агафонова Г. В. *23*
Адаменко Н. А. *23*
Ан Д. А. *23*
Андриянов Ю. В. *43*
Арисова В. Н. *18*
Ахрименко М. Ф. *30*
Бабин Г. В. *52*
Барабанов С. В. *75*
Барон А. А. *30*
Биршбаева А. Е. *18*
Блинов Ю. В. *75*
Богданов А. И. *14, 23*
Бочинская А. А. *64*
Войтенко Р. М. *58*
Гребнев Ю. В. *48*
Гузенков С. А. *58*
Гулевский В. А. *75, 79*
Гуревич Л. М. *18, 35, 69*
Гурулев Д. Н. *30*
Гурьев В. А. *48*
Даненко В. Ф. *35*
Дубцов Ю. Н. *43*
Евчиц Р. Д. *14*
Зорин И. В. *43*
Зюбан Н. А. *52, 58*
Истрати А. А. *35*
Казанкин В. А. *33*
Казанкина Е. Н. *33*
Казуров А. В. *23*
Кидалов Н. А. *48*
Кириличев М. В. *52*
Крючков О. Б. *64*
Кузнецов С. А. *7*
Кулевич В. П. *14*
Лысак В. И. *43*
Малых А. В. *7*
Маркина Н. В. *79*
Матлин М. М. *33*
Мирошкин Н. Ю. *79*
Мордвинцева Д. А. *64*
Никитин М. С. *58*
Нотов И. В. *28*
Палаткин С. В. *30*
Палаткина Л. В. *30*
Попов А. В. *28*
Попов М. И. *75, 79*
Рожнов А. А. *28*
Руцкий Д. В. *52, 58*
Савин Д. В. *23*
Серов А. Г. *7*
Слаутин О. В. *7*
Слепов О. А. *43*
Соколов Г. Н. *43*
Соннова В. А. *35*
Тазов А. А. *43*
Тельдеков В. А. *69*
Томов В. Н. *48*
Трудов А. Ф. *18, 64*
Турапин Ю. Ю. *64*
Фомина Е. В. *48*
Харламов В. О. *18*
Цурихин С. Н. *75, 79*
Шморгун В. Г. *7, 14*

СОДЕРЖАНИЕ

I. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Шморгун В. Г., Серов А. Г., Слаутин О. В., Кузнецов С. А., Малых А. В.
Формирование зоны взаимодействия на межслойной границе сваренного взрывом композита ВТ1-0+МН45 при контактном плавлении…... 7

Шморгун В. Г., Богданов А. И., Кулевич В. П., Евчиц Р. Д.
Исследование структуры и фазового состава оксидной пленки на поверхности слоистого покрытия системы Al-Ni..... 14

Трудов А. Ф., Арисова В. Н., Гуревич Л. М., Биршбаева А. Е., Харламов В.О.
Исследование диффузионных процессов в биметалле сталь 20–нержавеющая сталь 50Х15М2Ф после сварки взрывом и термообработки…… 18

II. ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Савин Д. В., Богданов А. И., Ан Д. А., Казуров А. В.
Исследование кристаллической структуры полимерных композитов после взрывного прессования..... 23

III. ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

Попов А. В., Рожнов А. А., Нотов И. В.
Исследование распределения напряжений в шарнирном элементе ведущего кольца сферического преобразующего механизма..... 28

Гурулев Д. Н., Палаткина Л. В., Палаткин С. В., Барон А. А., Ахрименко М. Ф.
Влияние формы бойка на интенсивность деформации при раскатке кольцевой заготовки..... 30

Матлин М. М., Казанкин В. А., Казанкина Е. Н.
Оперативный контроль предельной равномерной пластической деформации..... 33

Гуревич Л. М., Даненко В. Ф., Истрати А. А., Соннова В. А.
Моделирование напряженно-деформированного состояния в сварных сосудах с кольцевым сварным соединением..... 35

IV. ВОПРОСЫ СВАРКИ, ЛИТЬЯ, МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Зорин И. В., Дубцов Ю. Н., Соколов Г. Н., Лысак В. И., Андриянов Ю. В., Слепов О. А., Тазов А. А.
Влияние частиц тугоплавких химических соединений на перенос металла в сварочной дуге при наплавке композиционной проволокой..... 43

Кидалов Н. А., Гурьев В. А., Томов В. Н., Гребнев Ю. В., Фомина Е. В.
Особенности термодиффузионного цинкования изделий из деформируемых алюминиевых сплавов..... 48

Бабин Г. В., Руцкий Д. В., Зюбан Н. А., Кириличев М. В., Агарков А. Ю.
Исследование изменения состава оксидных неметаллических включений на этапах металлургического передела..... 52

Руцкий Д. В., Гузенков С. А., Зюбан Н. А., Никитин М. С., Войтенко Р. М.
Влияние модифицирования стали 45 на химический состав и загрязненность неметаллическими включениями..... 58

Крючков О. Б., Трудов А. Ф., Мордвинцева Д. А., Турапин Ю. Ю., Бочинская А. А.
Исследование влияния температурно-временных факторов
на структуру алюминиевого сплава АД31 системы Al-Mg-Si..... 64
Тельдеков В. А., Гуревич Л. М.
Структура и свойства формирующихся в расплавах
многокомпонентных боридных и карбидных покрытий..... 69
Гулевский В. А., Цурихин С. Н., Барабанов С. В., Блинов Ю. В., Попов М. И.
Боридное упрочнение пенометалла на основе алюминия..... 75
Гулевский В. А., Цурихин С. Н., Мирошкин Н. Ю., Маркина Н. В., Попов М. И.
Особенности разработки композита углеграфит-сплав алюминия..... 79

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 669.716:621.785
DOI: 10.35211/1990-5297-2020-4-239-7-13

В. Г. Шморгун, А. Г. Серов, О. В. Слаутин, С. А. Кузнецов, А. В. Малых

ФОРМИРОВАНИЕ ЗОНЫ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ НА МЕЖСЛОЙНОЙ ГРАНИЦЕ СВАРЕННОГО ВЗРЫВОМ КОМПОЗИТА ВТ1-0+МН45 ПРИ КОНТАКТНОМ ПЛАВЛЕНИИ*

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

Показано, что замена сплава МН19 на сплав МН45 в составе сваренного взрывом слоистого композита титан-медноникелевый сплав приводит: к понижению температуры, при которой жидкость (расплавленный при контактном плавлении металл) находится в равновесии с твердыми фазами, с 930 ^{o}C (L↔TiCuNi+NiTi+ +CuTi) до 860 °C (L↔ Ti_2Cu+NiTi+Ti_2Ni); смене механизма контактного плавления с бездиффузионного на диффузионный; увеличению доли титана в зоне взаимодействия с ~50 ат.% до ~66 ат.%. Развитие процесса контактного плавления на межслойной границе слоистого композита ВТ1-0+МН45 после трансформации твердого раствора в пленку жидкой фазы приводит к формированию зоны взаимодействия с фазовым составом TiCuNi, TiNi(Cu), TiCu(Ni), Ti_2Ni(Cu) Ti_2Cu(Ni). Со стороны сплава МН45 к ней примыкает сплошная прослойка тройного интерметаллида TiCuNi , а со стороны титана – αTi+Ti_2Ni(Cu).

Ключевые слова: контактное плавление, зона взаимодействия, фазовый состав, интерметаллиды.

V. G. Shmorgun, A. G. Serov, O. V. Slautin, S. A. Kuznetsov, A. V. Malykh

FORMATION OF THE INTERACTION ZONE AT THE INTERLAYER BOUNDARY OF THE EXPLOSION-BOILED COMPOSITE VT1-0 + MH45 IN CONTACT MELTING*

Volgograd State Technical University

It is shown that the replacement of the MH19 alloy with the MH45 alloy in the explosion-welded layered titanium-copper-nickel composite leads to a decrease in the temperature at which the liquid (metal melted by contact melting) is in equilibrium with the solid phases from 930 ° C (L↔TiCuNi + NiTi + CuTi) up to 860 ° C (L↔ Ti_2Cu+NiTi+Ti_2Ni); to a change in the mechanism of contact melting from diffusion to diffusion; to increase the proportion of titanium in the interaction zone from ~ 50 at.% to ~ 66 at.%. The development of the contact melting process at the interlayer boundary of the VT1-0 + MH45 layered composite after the solid solution is transformed into a liquid phase film leads to the formation of an interaction zone with the phase composition TiCuNi, TiNi (Cu), TiCu (Ni), Ti_2Ni (Cu) Ti_2Cu (Ni) . On the side of the MH45 alloy, a continuous layer of the ternary intermetallic TiCuNi adjoins it, and on the titanium side, αTi + Ti_2Ni (Cu).

Keywords: contact melting, interaction zone, phase composition, intermetallic compounds.

Введение

Основным недостатком бинарных купридов титана является низкотемпературная хрупкость при комнатной температуре [1]. В работе [2] показано, что легирование купридов титана никелем (15–20 %) приводит к увеличению их пластичности. Результаты первых исследований, посвященных выявлению влияния никеля на кинетику диффузионных процессов в слоистых композитах системы Ti-Cu-Ni, а также определению химического и фазового состава зон диффузионного взаимодействия (ЗВ), формирующихся в присутствии жидкой фазы, изложены в работе [3]. Материалом для исследования служили образцы сваренного взрывом титана марки ВТ1-0 с медно-никелевым сплавом МН19. В настоящей работе исследована структура и фазовый состав ЗВ, формирующейся на

© Шморгун В. Г., Серов А. Г., Слаутин О. В., Кузнецов С. А., Малых А. В., 2020.
* Работа выполнена при финансовой поддержке за счет гранта РФФИ №. 18-38-20101.

межслойной границе сваренного взрывом композита ВТ1-0+МН45 после термообработки (ТО) на режимах, обеспечивающих жидкофазное взаимодействие.

Материалы и методы исследования

Материалами для исследования служили образцы сваренного взрывом титана марки ВТ1-0 с медно-никелевым сплавом МН45 (константан) (2 + 1 мм). Эксперимент проводили с помощью двух печей SNOL 8.2/1100, нагретых до температур 850 и 950 °С. Часть образцов после предварительной ТО перемещали в печь с температурой 950 °С и выдерживали при этой температуре от 1 до 3 мин. ТО образцов по режиму 950 °С, 15 мин проводили в одной печи. Образцы располагались внутри камеры титановым слоем вниз, охлаждение проводилось на воздухе.

Металлографическая часть выполнена с применением оптического микроскопа Olympus BX61, фиксирование структуры осуществлялось цифровой камерой DP-12 с последующей обработкой изображений пакетом прикладных программ AnaliSyS. Количественный и фазовый состав ЗВ оценивали при сопоставлении данных, полученных с помощью дифрактометра Bruker D8 Advance и растрового двухлучевого электронного микроскопа системы Versa 3D.

Результаты и их обсуждения

Металлографические исследования ЗВ на межслойной границе биметалла ВТ1-0+МН45 после ТО 850 °С, 50 ч + 950 °С, 1 мин показали, что со стороны сплава МН45 формируются интерметаллидные прослойки Ti_3Ni, TiCuNi, TiNi и Ti_2Ni, а со стороны титана твердый раствор на основе αTi (рис. 1, табл. 1). После 2-минутной выдержки на месте прослойки Ti_2Ni зафиксирована смесь фаз Ti_2Ni, TiNi и Ti_2Cu (рис. 3, табл. 2), что позволило сделать вывод о реализации процесса контактного плавления (КП), идущего по механизму, аналогичному описанному в работе [4]. В соответствии с изложенными в [4] представлениями, увеличение содержания Ni в β-Ti до некоторой критической концентрации приводит к «блокированию» его отдельных малых областей «перегородками» из атомов Ni и образованию наноразмерных объемов (кластеров), на которых и проявляется размерный эффект плавления [5]. Согласно [5] в дальнейшем хаотически распределенные кластеры при соприкосновении друг с другом сливаются, образуя жидкую матрицу с отдельными твердофазными частицами β-Ti (микрокристаллами). Окруженные жидкостью твердые частицы растворяются, и вся область твердого раствора превращается в тонкую пленку жидкости. Поскольку системе энергетически выгодно формирование жидкой фазы при самой низкой температуре ее устойчивого существования, в начальный момент температура тонкой пленки жидкости должна быстро понизиться, а концентрация Ni в ней повыситься до эвтектической. Согласно расчетным реакциям, представленным в работах [6, 7], и данным энергодисперсионного анализа (рис. 3, табл. 2) температура тонкой пленки жидкости должна быть ~860 °С, а эвтектическая реакция выглядеть следующим образом L↔ Ti_2Cu+NiTi+Ti_2Ni.

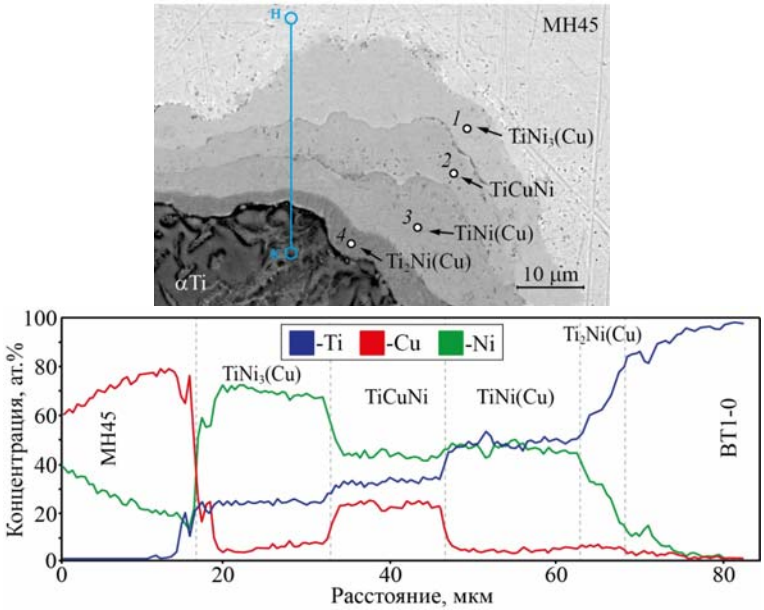


Рис. 1. Микроструктура ЗВ в биметалле МН45+ВТ1-0 после ТО по режиму 850 °С, 50 ч + 950 °С, 1 мин

Таблица 1

Результаты микроанализа химического состава в точках (рис. 1)

Элемент	Содержание в зоне анализа, ат.%			
	1	2	3	4
Ti	32.48	32.22	47.53	66.78
Cu	24.11	29.55	4.02	8.8
Ni	43.41	38.55	48.39	24.43
Фаза (изотермический разрез на рис. 2)	$TiNi_3$(Cu)	TiCuNi	TiNi(Cu)	Ti_2Ni(Cu)

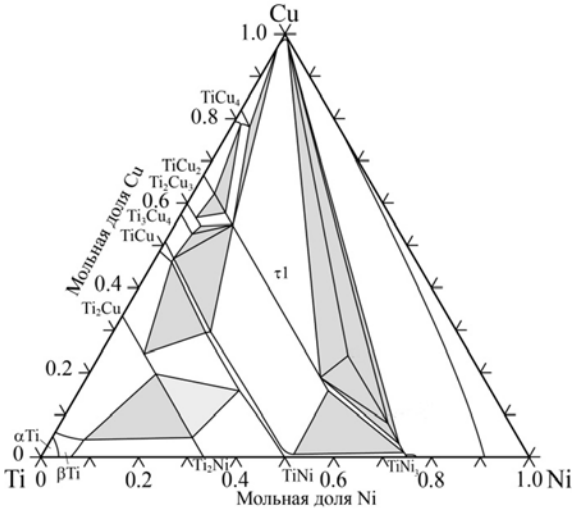


Рис. 2. Изотермический разрез диаграммы состояния Ti-Cu-Ni при температуре 850 °C [4, 5]

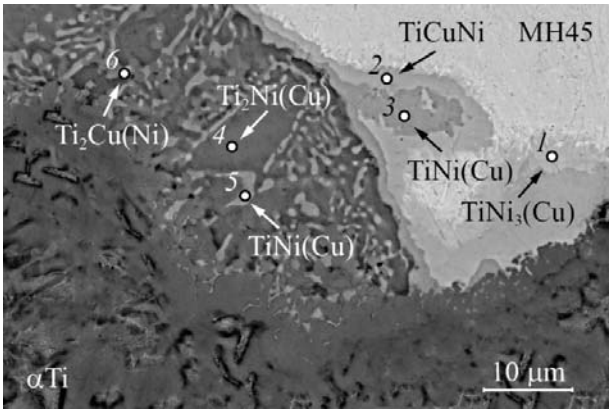


Рис. 3. Микроструктура ЗВ в биметалле МН45+ВТ1-0 после ТО по режиму 850 °C, 50 ч + 950 °C, 2 мин

Таблица 2

Результаты микроанализа химического состава в точках (рис. 2)

Элемент	Содержание в зоне анализа, ат.%					
	1	2	3	4	5	6
Ti	33.02	32.65	46.93	66.65	55.65	65.78
Cu	24.13	37.04	4.44	18.73	4.35	23.7
Ni	42.85	30.31	48.64	14.62	39.99	10.52
Фаза (изотермический разрез)	$TiNi_3$(Cu)	TiCuNi	TiNi(Cu)	Ti_2Ni(Cu)	TiNi(Cu)	Ti_2Cu(Ni)

Дальнейшее увеличение времени выдержки, как при ступенчатой (850 °C, 50 ч + 950 °C, 3 мин) (рис. 4), так и обычной (950 °C, 15 мин) ТО (рис. 5) практически не оказывает влияния на распределение химических элементов в ЗВ (рис. 4, 5) и ее фазовый состав (табл. 3, 4, рис. 6). Со стороны сплава МН45 в процессе твердофазной диффузии формируется прослойка из тройного интерметаллида TiCuNi толщиной 3–4 мкм (рис. 4, 5). ЗВ представляет собой мелкодисперсную структуру, состоящую преимущественно из интерметаллидов TiNi(Cu), Ti_2Ni(Cu) и Ti_2Cu(Ni). Со стороны титана формируется прослойка αTi+Ti_2Ni(Cu).

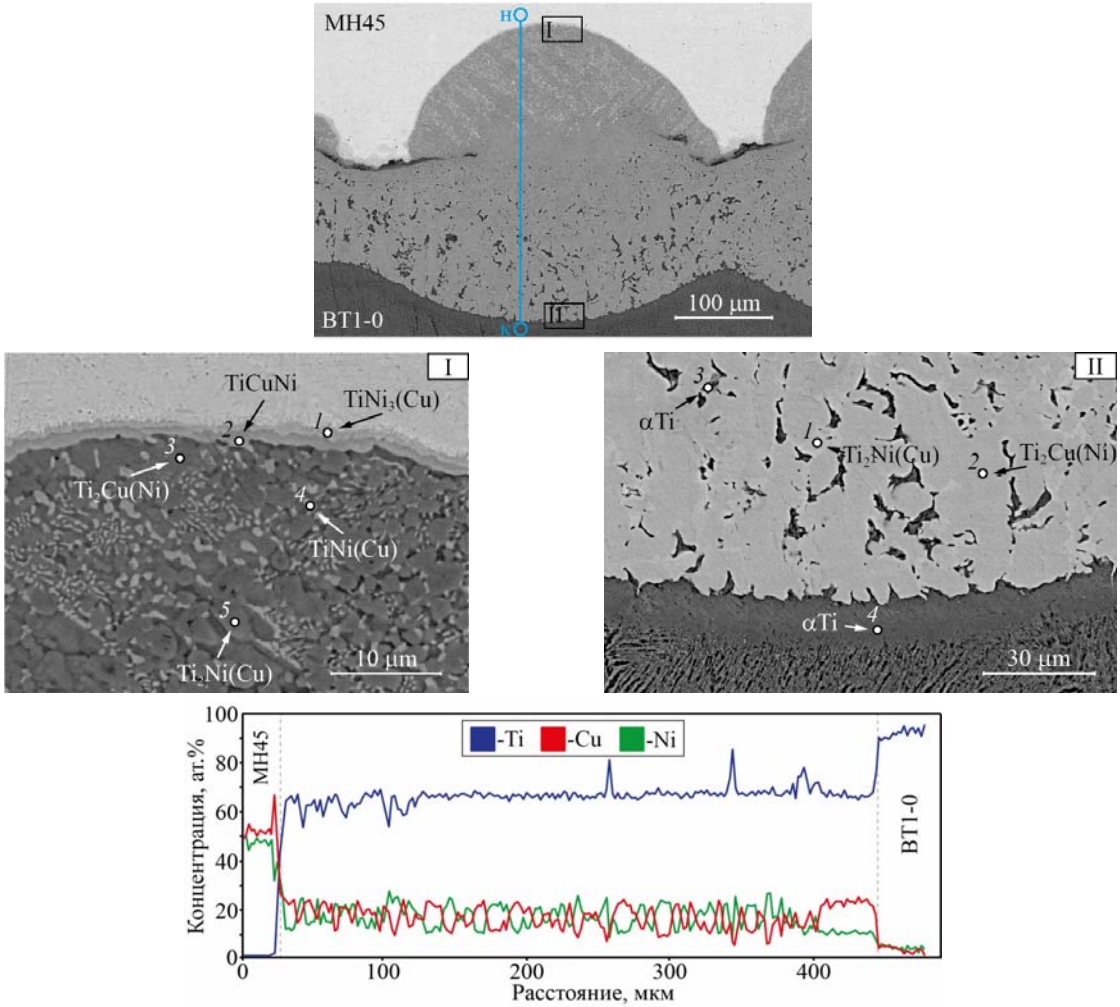


Рис. 4. Структура и распределение химических элементов в ЗВ на межслойной границе титана ВТ1-0 со сплавом МН45 после ТО по режиму 850 °С, 50 ч + 950 °С, 3 мин

Таблица 3

Результаты определения элементного состава ЗВ области I (рис. 3)

Элемент	Содержание в зоне анализа, ат.%				
	1	2	3	4	5
Ti	29.62	48.13	65.41	52.64	66.44
Cu	34.56	26.99	23.34	21.55	13.07
Ni	35.82	24.88	11.26	25.81	20.5
Фаза (изотермический разрез)	$TiNi_3(Cu)$	TiCuNi	$Ti_2Cu(Ni)$	TiNi(Cu)	$Ti_2Ni(Cu)$

Таблица 4

Результаты определения элементного состава ЗВ в области II (рис. 3)

Элемент	Содержание в зоне анализа, ат.%			
	1	2	3	4
Ti	66.7	66.4	87.55	87.69
Cu	6.22	22.81	5.2	5.85
Ni	27.08	10.79	7.25	6.46
Фаза (изотермический разрез)	$Ti_2Ni(Cu)$	$Ti_2Cu(Ni)$	αTi	αTi

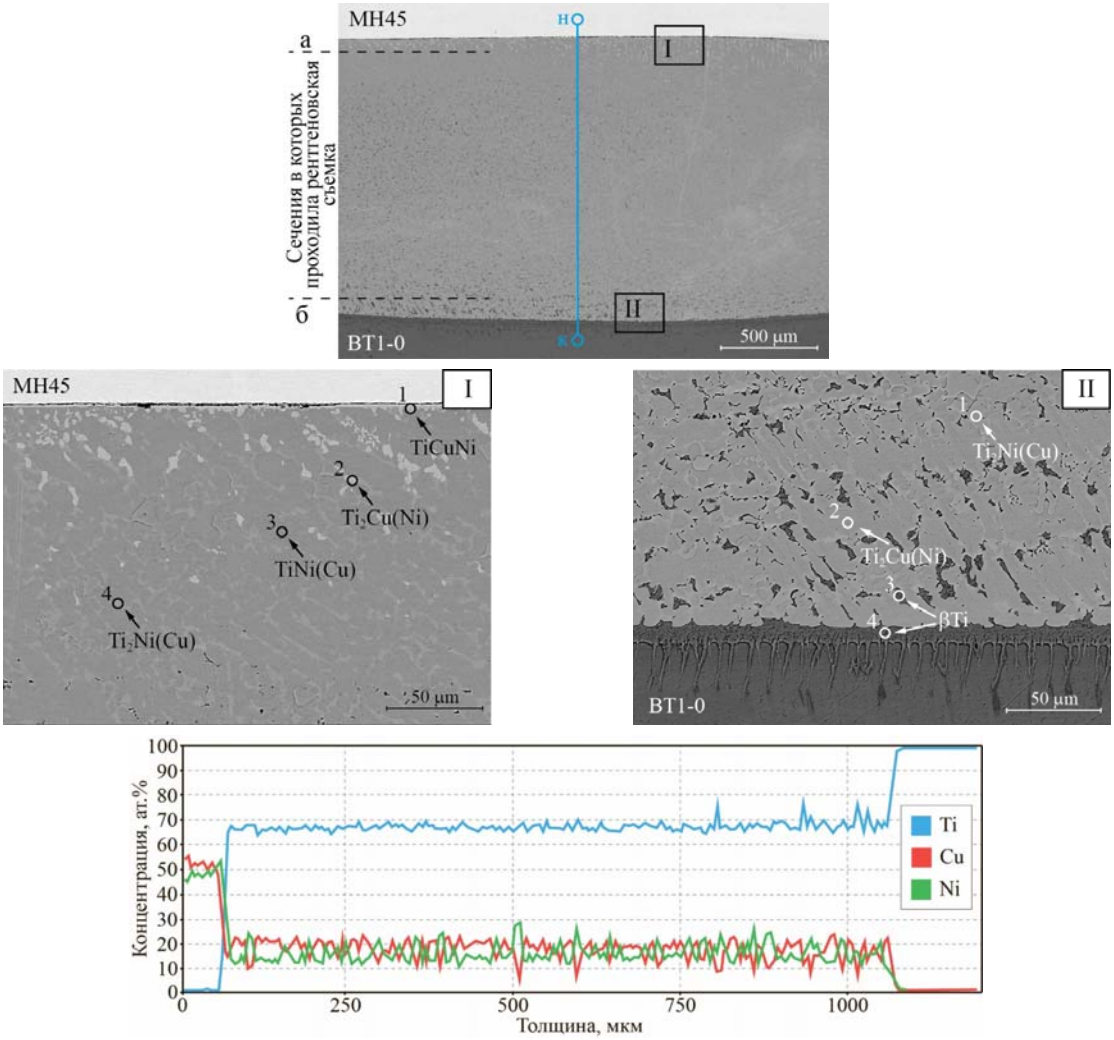


Рис. 5. Структура и распределение химических элементов в ЗВ на межслойной границе титана ВТ1-0 со сплавом МН45 после ТО по режиму 950 °С, 15 мин

Таблица 5

Результаты определения элементного состава ЗВ в области I (рис. 4)

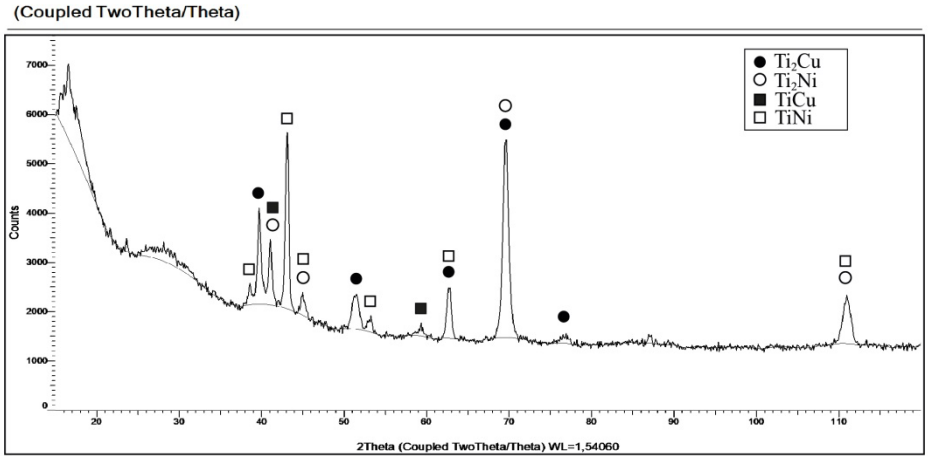
Элемент	Содержание в зоне анализа, ат.%			
	1	2	3	4
Ti	46.5	66.26	51.99	66.11
Cu	21.08	21.8	18.61	16.61
Ni	32.42	11.94	29.41	17.28
Фаза (изотермический разрез)	TiCuNi	$Ti_2Cu(Ni)$	TiNi(Cu)	$Ti_2Ni(Cu)$

Таблица 6

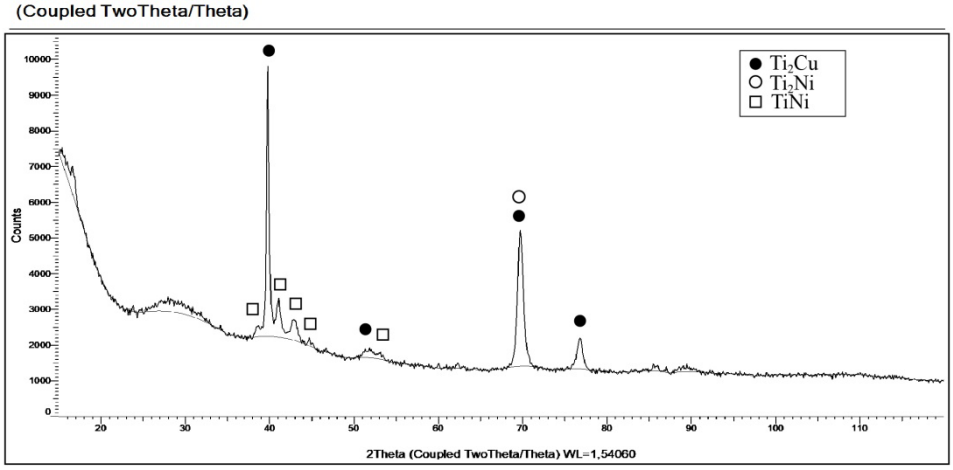
Результаты определения элементного состава ЗВ в области II (рис. 4)

Элемент	Содержание в зоне анализа, ат.%			
	1	2	3	4
Ti	66.56	66.65	90.28	90.71
Cu	9.76	22.11	4.5	3.33
Ni	23.68	11.24	5.22	5.96
Фаза (Изотермический разрез)	$Ti_2Ni(Cu)$	$Ti_2Cu(Ni)$	βTi	βTi

Дифрактограммы, снятые при послойной съемки поверхности ЗВ, полученной после ТО по режиму 950 °С, 15 мин представлены на рис. 6. Достоверно идентифицировали следующие фазы: TiCuNi, TiNi, TiCu, Ti_2Ni и Ti_2Cu. Следует отметить, что большинство фаз, образование которых возможно в системе Ti-Cu-Ni, имеют близкие углы отражения 2θ, что обуславливает наложение соответствующих рефлексов на дифрактограммах.

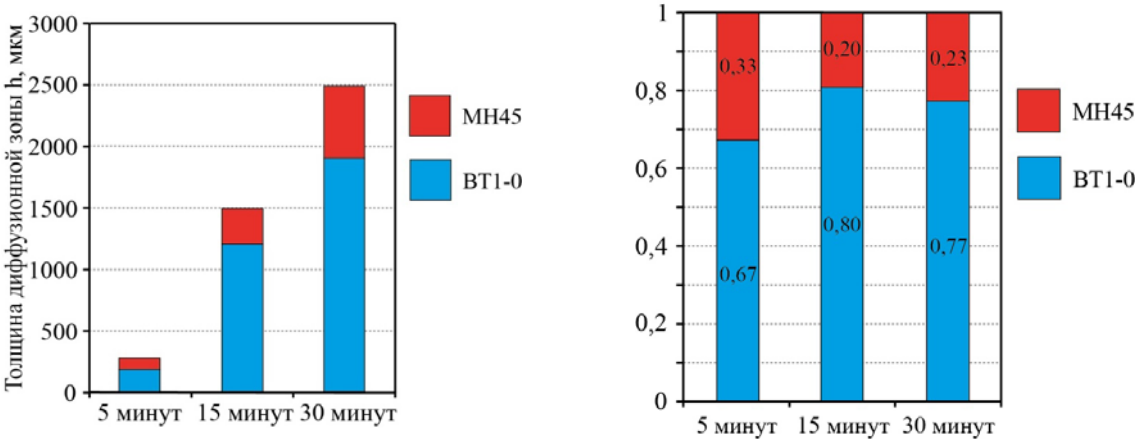


а



б

Рис. 6. Дифрактограммы, снятые после послойной съемки (см. рис. 4) поверхности ЗВ (ТО 950 °С, 15 мин)



а *б*

Рис. 7. Влияние выдержки при 950 °С на абсолютное (*а*) и относительное (*б*) изменение толщины ВТ1-0 и МН45

Анализ микроструктуры ЗВ, образующейся на границе МН45+ВТ1-0 после термообработки при 950 °С и временном диапазоне выдержек от 5 до 30 мин показал, что ее толщина меняется от 0,3 (5 мин), до ≈ 2,5 мм (1 ч) (рис. 7). Удельный объем Cu(Ni) и Ti в ЗВ, определенный по доле прореагировавших слоев (потеря толщины относительно исходных значений после сварки), лежит в интервале 0,67-0,80 для Ti и 0,20-0,33 для МН45.

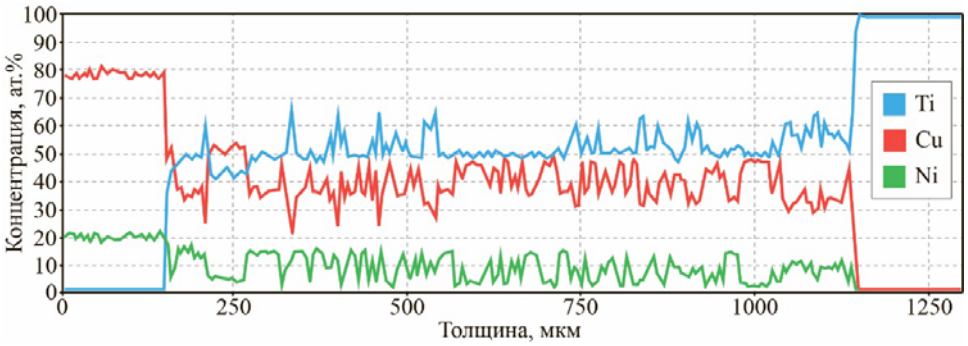


Рис. 8. Структура и распределение химических элементов в ЗВ на межслойной границе титана ВТ1-0 со сплавом МН19 после ТО по режиму 950 °С, 15 мин [8]

Сопоставление полученных экспериментальных данных с данными, представленными в работе [2], показал, что замена сплава МН19 на сплав МН45 в составе слоистого композита титан-медноникелевый сплав приводит к понижению температуры, при которой жидкость (расплавленный при контактном плавлении металл) находится в равновесии с твердыми фазами с 930 °С (L↔TiCuNi+NiTi+CuTi) до 860 °С (L↔ Ti_2Cu+NiTi+Ti_2Ni), к смене механизма КП с бездиффузионного [2, 9] на диффузионный [5], и к увеличению доли титана в ЗВ с ~50 ат.% (рис. 8) до ~66 ат.% (рис. 5).

Выводы

1. Замена сплава МН19 на сплав МН45 в составе сваренного взрывом слоистого композита титан - медноникелевый сплав приводит:

– к понижению температуры, при которой жидкость (расплавленный при контактном плавлении металл) находится в равновесии с твердыми фазами, с 930 °С (L↔TiCuNi+NiTi+CuTi) до 860 °С (L↔ Ti_2Cu +NiTi+Ti_2Ni);

– смене механизма контактного плавления с бездиффузионного на диффузионный;

– увеличению доли титана в зоне взаимодействия с ~50 ат.% до ~66 ат.%.

2. Развитие процесса контактного плавления на межслойной границе слоистого композита ВТ1-0+МН45 после трансформации твердого раствора в пленку жидкой фазы приводит к формированию зоны взаимодействия с фазовым составом TiCuNi, TiNi(Cu), TiCu(Ni), Ti_2Ni(Cu) Ti_2Cu(Ni). Со стороны сплава МН45 к ней примыкает сплошная прослойка тройного интерметаллида TiCuNi , а со стороны титана – αTi+Ti_2Ni(Cu).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Колпачева, О. В.* Электронная энергетическая структура тетрагональных купридов титана и сплавов Cu-Ti-Ni // автореф. дис. … канд. физ.-мат. наук по специальности 01.04.07 / Колпачева О. В. – Ростов-на-Дону, 2007.

2. *Шморгун, В. Г.* Формирование диффузионной зоны при контактном плавлении на межслойной границе сваренного взрывом композита ВТ1-0 + МН19 / В. Г. Шморгун, А. Г. Серов, В. П. Кулевич, О. В. Слаутин, Р. Е. Новиков // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 4 (227) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2019. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 7–14.

3. *Шморгун, В. Г.* Химический и фазовый состав диффузионной зоны на межслойной границе сваренных взрывом соединений титана ВТ1-0 со сплавами МН19 и МН45 / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. Г. Серов, В. П. Кулевич, Н. В. Кривченко // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 2 (225) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2019. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении». – С. 7–14.

4. *Шморгун, В. Г.* Формирование зоны взаимодействия на межслойной границе сваренного взрывом композита ВТ1-0–НП2 / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, В. П. Кулевич, А. Г. Серов // Материаловедение. – 2019. – № 5 (266). – С. 23–27.

5. *Ахкубеков, А. А.* Контактное плавление металлов и наноструктур: монография / А. А. Ахкубеков, Т. А. Орквасов, В. А. Созаев. – Москва : Физматлит, 2008. – 150 с.

6. *Zhu, W. J.* Experimental study and thermodynamic assessment of the Cu–Ni–Ti system/ W.J. Zhu, L.I. Duarte, C. Leinenbach// CALPHAD: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry. – 2014 (December). – Vol. 47. – P. 9–22.

7. *Gupta, K. P.* The Cu-Ni-Ti (Copper-Nickel-titanium) system / K. P. Gupta // Journal of Phase Equilibria. –2002. – No 6. –С. 541–547.

8. *Шморгун, В. Г.* Структура и фазовый состав диффузионной зоны на межслойной границе титана ВТ1-0 с медно-никелевыми сплавами / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. Г. Серов, К. С. Мансков, Н. В. Кривченко // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 9 (219) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2018. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 29–33.

9. *Залкин, В. М.* О двух теориях начальной стадии контактного плавления / В. М. Залкин // Расплавы. – 2004. – № 2. – С. 93–95.

УДК 621.793.6
DOI: 10.35211/1990-5297-2020-4-239-14-18

В. Г. Шморгун, А. И. Богданов, В. П. Кулевич, Р. Д. Евчиц

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ОКСИДНОЙ ПЛЕНКИ НА ПОВЕРХНОСТИ СЛОИСТОГО ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ Al-Ni*

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

Работа посвящена исследованию структуры и фазового состава оксидной пленки, формирующейся на поверхности слоистого покрытия системы Al-Ni при высокотемпературных нагревах. Экспериментально установлено, что на начальных этапах термообработки в результате взаимодействия слоистого покрытия системы Al-Ni с кислородом воздуха на его поверхности образуются отдельные участки оксида Al_2O_3, представляющие собой агломераты из пластинчатых кристаллов α-модификации нанометровой толщины, которые с ростом времени выдержки увеличиваются и срастаются в сплошную защитную оксидную пленку. Увеличение температуры нагрева приводит к интенсификации процессов окисления и формированию комплексной оксидной пленки из Al_2O_3 и шпинели $NiAl_2O_4$.

Ключевые слова: алюминиды никеля, покрытия, высокотемпературные нагревы, оксидообразование.

V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, V. P. Kulevich, R. D. Evchits

STUDY OF THE STRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF THE OXIDE FILM ON THE SURFACE OF A LAYERED COATING OF THE Al-Ni SYSTEM

Volgograd State Technical University

This work is aimed to the study of the structure and phase composition of the oxide film formed on the surface of the layered coating of the Al-Ni system during high-temperature heating. It was experimentally established that at the initial stages of heat treatment, as a result of the interaction of the Al-Ni system layered coating with atmospheric oxygen, separate sections of Al2O3 oxide are formed on its surface, which are agglomerates of plate crystals of α-modification of nanometer thickness, which increase and grow together with increasing exposure time continuous protective oxide film. An increase in the heating temperature leads to an intensification of oxidation processes and the formation of a complex oxide film of Al_2O_3 and spinel $NiAl_2O_4$.

Keywords: nickel aluminides, coatings, high-temperature heating, oxide formation.

Бинарные алюминиды никеля обладают высоким сопротивлением к окислению (до 1300 °С) [1]. Высокая жаростойкость алюминидов никеля обусловлена образованием на их поверхности тонкой защитной пленки на основе Al_2O_3, которая прочно связана с основным материалом. Недостатком бинарных алюминидов никеля является ограниченная пластичность при нормальных температурах и недостаточная высокотемпературная прочность. Улучшение механических характеристик сплавов на основе хрупкой интерметаллидной матрицы из алюминидов никеля может быть достигнуто путем легирования алюминидов никеля такими тугоплавкими элементами, как Cr, W, Mo, Re и V [2–5]. Однако, вследствие высокой температуры плавления и высокой активности компонентов получение таких материалов является сложной технической задачей. Представляется более перспективным использование бинарных алюминидов никеля в составе слоистых жаростойких покрытий системы Al-Ni [6]. В слоистых Ni-алюминид никеля покрытиях каждый отдельный слой несет определенную функциональную нагрузку: слой никеля предотвращает проникновение атомов алюминия в основу, а алюминид никеля защищает основу от окисления за счет образования на его поверхности плотной оксидной пленки Al_2O_3 [7–9]. Эксплуатационная надежность слоистых Ni-алюминид никеля покрытий во многом определяется структурой поверхностного оксидного слоя, а также его механическими свойствами.

В связи с изложенным, целью данной работы явилось исследование структуры и фазового состава оксидной пленки на поверхности слоистого покрытия системы Al-Ni.

Материалы и методы исследования

Исследования проводили на образцах – никель НП2 (2 мм) + алюминид никеля Al_3Ni_2 (~100 мкм), полученных по технологии, изложенной в работах [6, 10].

Микроструктура и распределение химических элементов по толщине исходного образца представлены на рис. 1.

© Шморгун В. Г., Богданов А. И., Кулевич В. П., Евчиц Р. Д., 2020.
* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 18-38-20101.

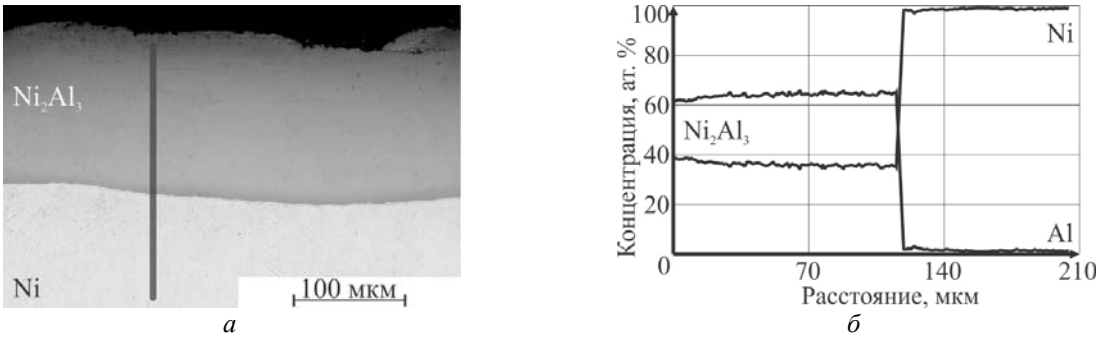


Рис. 1. СЭМ изображение слоистого Ni/Al_3Ni_2 образца (*а*) и распределение химических элементов в его поперечном сечении (*б*). Линией указана область анализа химического состава

Для формирования на поверхности алюминида никеля оксидной пленки проводили высокотемпературные нагревы экспериментальных образцов до 900 и 1100 °С с выдержкой 1–500 ч в воздушной атмосфере печи SNOL 8,2/1100. Образцы охлаждались на воздухе. Химический состав структурных составляющих диффузионной зоны определяли энергодисперсионным анализом на растровом двухлучевом электронном микроскопе системы Versa 3D. Рентгенофазовый анализ (РФА) выполняли на дифрактометре Bruker D8 ADVANCE ECO в излучении медного анода (λ=1,5418Å). 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).

Результаты и их обсуждение

Анализ результатов исследований на электронном микроскопе в режиме Z-контраста показал, что образование оксида алюминия на поверхности покрытия начинается после термообработки (ТО) по режиму 900 °С, 1 ч. Отдельные участки очень тонкой пленки оксида имеют микронные размеры. Оксид алюминия представляет собой агломераты из пластинчатых кристаллов нанометровой толщины. На дифрактограмме, снятой с поверхности покрытия, наблюдается только набор рефлексов, соответствующий Al_3Ni_2 (рис. 2).

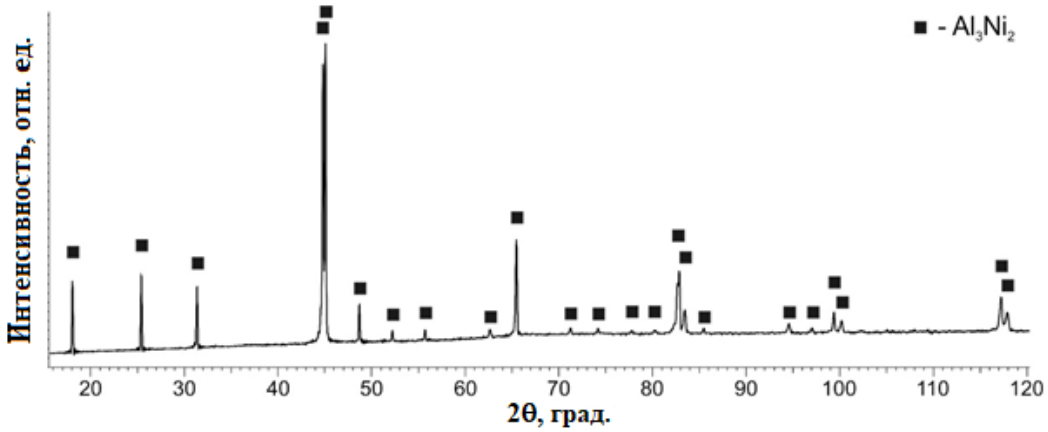


Рис. 2. Дифрактограмма с поверхности покрытия после ТО 900 °С, 1 ч

С увеличением времени ТО площадь пленки на поверхности покрытия увеличивается. Так, при ТО по режиму 900°С, 100 ч большая часть поверхности покрытия занята пленкой оксида (рис. 3), а в самой оксидной пленке увеличиваются размеры составляющих ее кристаллов. Меняется и фазовый состав покрытия. На дифрактограмме, снятой с поверхности покрытия, присутствуют рефлексы NiAl и Al_2O_3 в α-модификации (рис. 4).

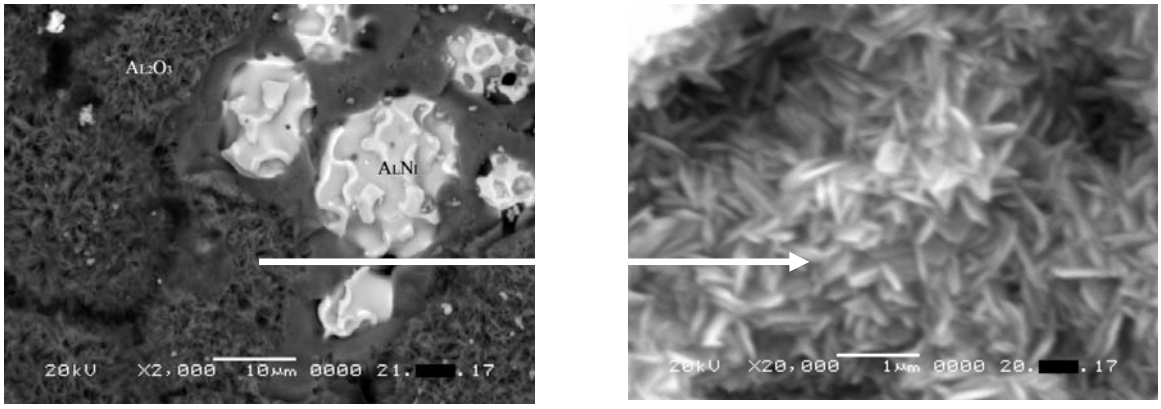


Рис. 3. СЭМ-изображение оксидной пленки на поверхности покрытия с включениями фазы AlNi после ТО 900 °С, 100 ч

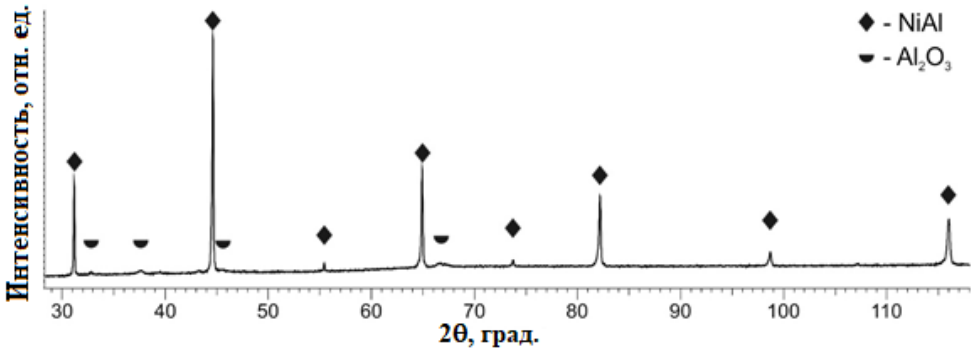


Рис. 4. Дифрактограмма с поверхности покрытия после ТО 900 °С, 100 ч

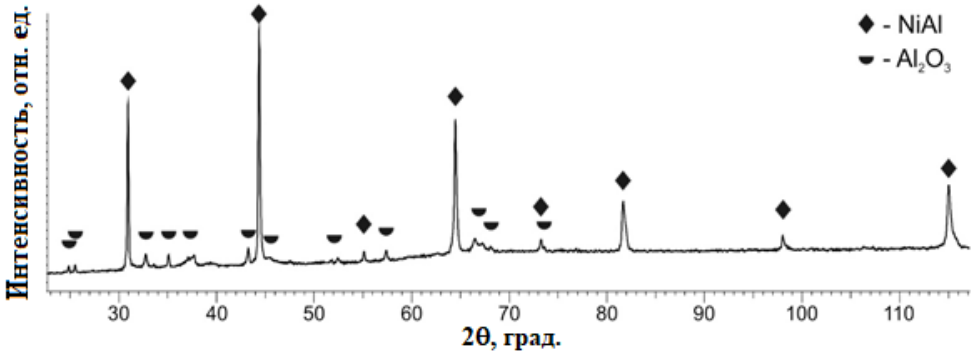


Рис. 5. Дифрактограмма с поверхности покрытия после ТО 900 °С, 500 ч

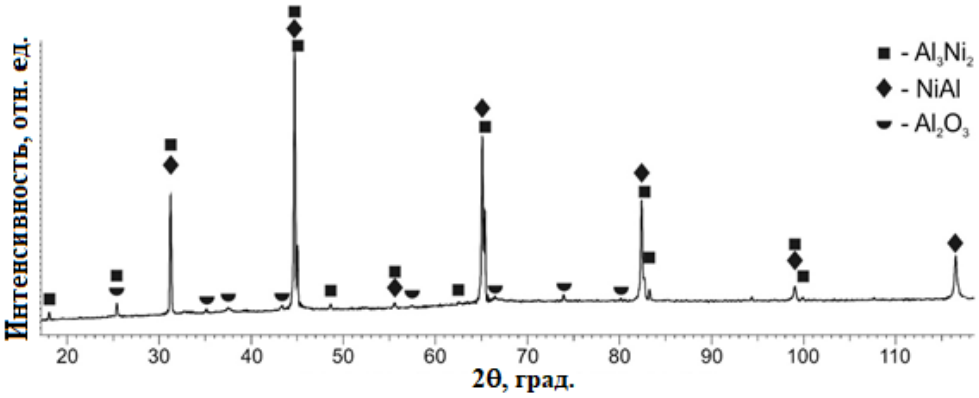


Рис. 6. Дифрактограмма с поверхности покрытия после ТО 1100 °С, 1 ч

Увеличение времени выдержки до 500 ч не приводит к изменению, как фазового состава покрытия, так и состава оксидной пленки на его поверхности (рис. 5).

При нагреве до 1100 °С появление первых рефлексов оксида Al_2O_3 на дифрактограмме, снятой с поверхности покрытия, наблюдается также после часовой выдержки (рис. 6). Однако с ростом времени выдержки происходит значительное увеличение скорости фазовых переходов $Al_3Ni_2 \rightarrow NiAl \rightarrow Ni_3Al$ и процесса окисления. При выдержке свыше 200 ч на поверхности покрытий образуется комплексная оксидная пленка из Al_2O_3 и шпинели $NiAl_2O_4$ (рис. 7).

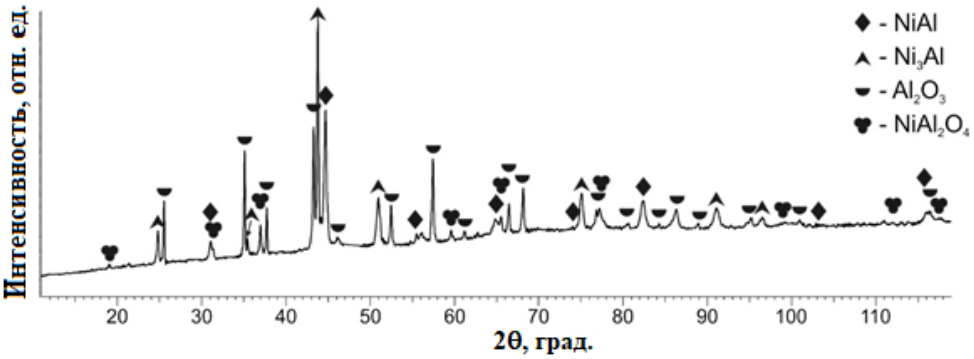


Рис. 7. Дифрактограмма с поверхности покрытия после ТО 1100 °С, 200 ч

Обобщенные результаты рентгеноструктурного анализа фазового состава приповерхностных слоев покрытий приведены в таблице.

Сопоставление литературных данных по высокотемпературному окислению промышленных никелевых сплавов [11] с полученными экспериментальными данными по фазовому составу оксидной пленки на поверхности слоистых покрытий системы Al-Ni позволяет прогнозировать высокую эксплуатационную надежность и жаростойкость последних.

Обобщенные результаты рентгеноструктурного анализа фазового состава оксидной пленки на поверхности слоистого покрытия

Время, ч	Температура, °С	
	900	1100
1	-	α-Al_2O_3
5	–	α-Al_2O_3
10	–	α-Al_2O_3
25	–	α-Al_2O_3
50	–	α-Al_2O_3
75	α-Al_2O_3	α-Al_2O_3
100	α-Al_2O_3	α-Al_2O_3
200	α-Al_2O_3	α-Al_2O_3, $NiAl_2O_4$
300	α-Al_2O_3	α-Al_2O_3, $NiAl_2O_4$
400	α-Al_2O_3	α-Al_2O_3, $NiAl_2O_4$
500	α-Al_2O_3	α-Al_2O_3, $NiAl_2O_4$

Выводы

1. В результате взаимодействия слоистого покрытия системы Al-Ni с кислородом воздуха на его поверхности образуются отдельные участки оксида Al_2O_3, представляющие собой агломераты из пластинчатых кристаллов α-модификации нанометровой толщины, которые с ростом времени выдержки увеличиваются и срастаются в сплошную защитную оксидную пленку.

2. Установлено, что увеличение температуры нагрева приводит к интенсификации процессов окисления и формированию комплексной оксидной пленки из Al_2O_3 и шпинели $NiAl_2O_4$.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Банных, О. А.* Интерметаллиды – новый класс легких жаропрочных и жаростойких материалов / О. А. Банных, К. Б. Поварова // Технология легких сплавов. – М. : ВИЛС, 1992. – № 5. – С. 2–32.

2. *Frommeyer G., Rablbauer R.* High Temperature Materials Based on the Intermetallic Compound NiAl Reinforced by Refractory Metals for Advanced Energy Conversion Technologies // Steel Res. Int. 2008. – Vol. 79, № 7. – P. 507.

3. *Sheng L., Zhang W., Guo J., Ye H.* Microstructure and mechanical properties of Hf and Ho doped NiAl–Cr(Mo) near eutectic alloy prepared by suction casting // Materials Characterization. – 2009. – Vol. 60. – P. 1311.

4. *González-Carrasco, J.L., Adeva, P., Aballe, M.* Effect of refractory elements on the evolution of the NiAl intermetallic phase in NiCrAl alloys// Materials Science and Engineering A. – 1990. – 128 (2), P. 231–240.

5. *Sheng L., Guo J., Ye H.* Microstructure and mechanical properties of NiAl–Cr(Mo)/Nb eutectic alloy prepared by injection-casting// Mater. and Design. 2009 Vol. 30. P. 964.

6. Комплексная технология получения покрытий из алюминидов никеля на поверхности стальных изделий / В. Г. Шморгун, А. И. Богданов, А. О. Таубе // Известия вузов. Черная металлургия. – 2014. – № 5. – С. 64–65.

7. *Shmorgun, V., Gurevich, L., Bogdanov, A., Trunov, M.* The evolution of phase transformation in Ni/Ni3Al laminated composite under high temperature treatments (2016) IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 116 (1), № 012015

8. A Phenomenological model for lifetime design of Ni2Al3/Ni hybrid coating formed on creep resistant ferritic steels / Z. D. Xiang [et al] // Journal of Materials Science. – 2011. – V. 47. – № 1. – P. 257–266.

9. Degradation kinetics at 650°C and lifetime prediction of Ni2Al3/Ni hybrid coating for protection against high temperature oxidation of creep resistant ferritic steels / Z. D. Xiang [et al] // Corrosion Science. – 2011. – № 53. – P. 3426–3434.

10. Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия : монография / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. И. Богданов. – Москва, 2016. – 346 с.

11. Высокотемпературные защитные покрытия для никелевых сплавов / П. Т. Коломыцев. – М. : Металлургия, 1991. – 239 с.

УДК 669-419:621.791.13
DOI: 10.35211/1990-5297-2020-4-239-18-22

А. Ф. Трудов, В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, А. Е. Биршбаева, В. О. Харламов

ИССЛЕДОВАНИЕ ДИФФУЗИОННЫХ ПРОЦЕССОВ В БИМЕТАЛЛЕ СТАЛЬ 20–НЕРЖАВЕЮЩАЯ СТАЛЬ 50Х15М2Ф ПОСЛЕ СВАРКИ ВЗРЫВОМ И ТЕРМООБРАБОТКИ

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

Приведены результаты изучения диффузии легирующих элементов нержавеющей стали 50Х15М2Ф в двухслойном композиционном материале на границе с углеродистой сталью 20 после сварки взрывом и последующей термической обработки. Установлено отсутствие значительной диффузии хрома из легированной в низкоуглеродистую сталь.

Ключевые слова: биметалл, сварка взрывом, сталь, термическая обработка, легирующие элементы, диффузия, растровый электронный микроскоп, рентгеноспектральный анализ.

A. F. Trudov, V. N. Arisova, L. M. Gurevich, A. E. Birshbaeva, V. O. Kharlamov

STUDY OF DIFFUSION PROCESSES IN BIMETAL STEEL 20 - STAINLESS STEEL 50Cr15Mo2V AFTER EXPLOSION WELDING AND THERMAL TREATMENT

Volgograd State Technical University

The results of studying the diffusion of alloying elements of stainless steel 50Cr15Mo2V of a two-layer composite material at the interface with carbon steel 20 after explosion welding and subsequent heat treatment are presented. The absence of significant diffusion of chromium from alloyed to low-carbon steel has been established.

Keywords: bimetal, explosion welding, steel, heat treatment, alloying elements, diffusion, scanning electron microscope, X-ray spectral analysis.

При создании слоистых металлических композиционных материалов (СМК) из углеродистых и легированных сталей с использованием технологии, включающей сварку взрывом и последующую термическую обработку, важным является протекание диффузионных процессов в зоне соединения сталей после сварки взрывом и последующее перераспределение химических элементов после термической обработки [1–4].

В [5] было показано, что нормализация полученного сваркой взрывом биметалла сталь 20+50Х15М2Ф приводит к значительным изменениям в структуре зоны соединения: при температурах обработки до 800–900 °С происходит диффузия углерода из низкоуглеродистой стали 20 в сталь с большим содержанием углерода 50Х15М2Ф, что связано с наличием в ней элементов с большим сродством к углероду (Cr, Mo, V), которые снижают термодинамическую активность углерода; при температурах более 900 °С, когда в обезуглероженной зоне повышается за счет диффузии содержание карбидообразующих элементов, становится возможным приток туда углерода как из стали 20, так и из стали 50Х15М2Ф, при нагреве биметалла до высоких температур 1000–1100 °С происходит образование на границе раздела сплошной карбидной прослойки.

© Трудов А. Ф., Арисова В. Н., Гуревич Л. М., Биршбаева А. Е., Харламов В. О., 2020.

Целью данной работы явилось исследование диффузии легирующих элементов стали 50Х15М2Ф в зоне соединения со сталью 20 после сварки взрывом и последующей термической обработки при разных температурах.

Материалы и методика проведения исследований

Основой композиционного стального материала являлась низкоуглеродистая сталь 20 (толщиной 20 мм), на которую с помощью сварки взрывом приваривалась высоколегированная нержавеющая мартенситная сталь 50Х15М2Ф (толщиной 6 мм).

Термическую обработку осуществляли в печи СНОЛ-1.6.2.51/11-ИЗ.

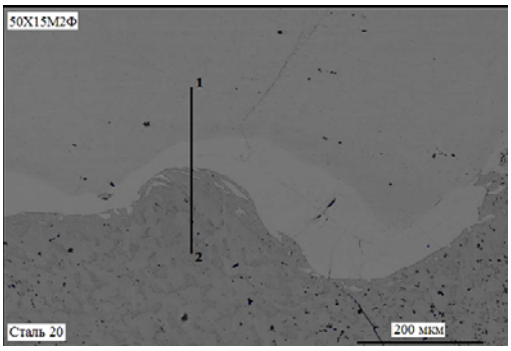
Исследование процессов диффузии легирующих элементов стали 50Х15М2Ф в околошовной зоне композиционного материала проводили на растровом двухлучевом электронно-ионном микроскопе системы Versa3D DualBeam, который снабжен энергодисперсионным спектрометром INCA X-Max (Oxford Instruments) для определения химического состава.

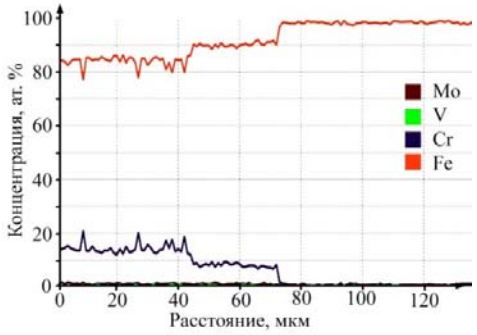
Результаты исследований и их обсуждение

Поскольку основным легирующим элементом в стали 50Х15М2Ф является хром, то наибольшее внимание было уделено изменению его содержания в зоне соединения и прилегающих к ней участках биметалла.

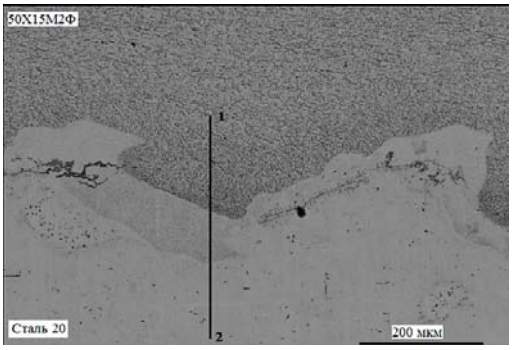
На рис. 1 приведены структуры зоны соединения после сварки взрывом и последующих нагревов до температур 800, 900, 950, 1000, 1050 и 1100 °С с выдержкой 1 час и последующим охлаждением на воздухе, а также показано распределение основных химических элементов по сечению биметалла. Кроме общего распределения химических элементов в зоне соединения определялось их содержание в пяти характеристических точках: *1* – в стали 50Х15М2Ф вблизи оплава; *2* – на границе сталь 50Х15М2Ф – оплав; *3* – в центре оплава; *4* – на границе сталь 20 – оплав; *5* – в стали 50Х15М2Ф вблизи оплава. В качестве примера показано расположение анализируемых точек в зоне соединения после выдержки при 1050 °С (рис. 2).

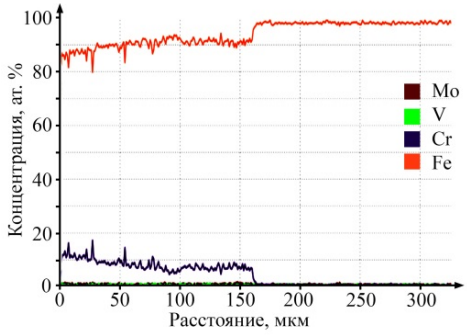
После сварки взрывом



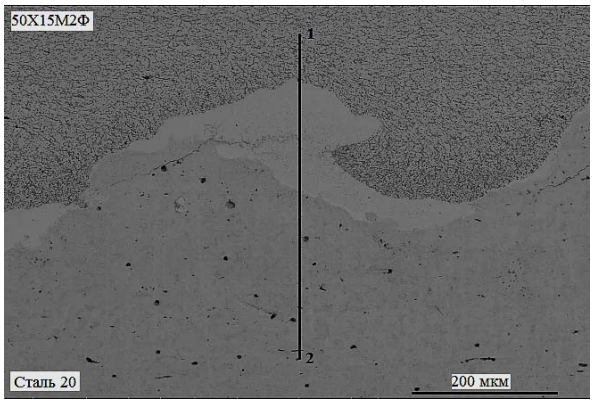


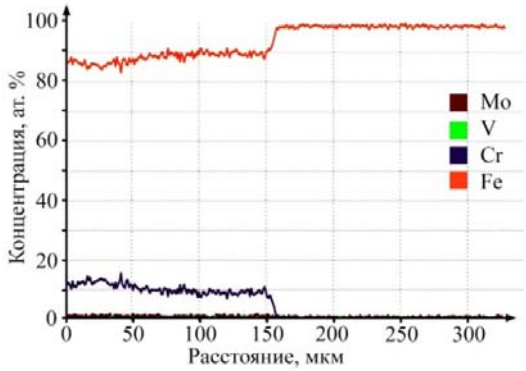
СВ+800 °С



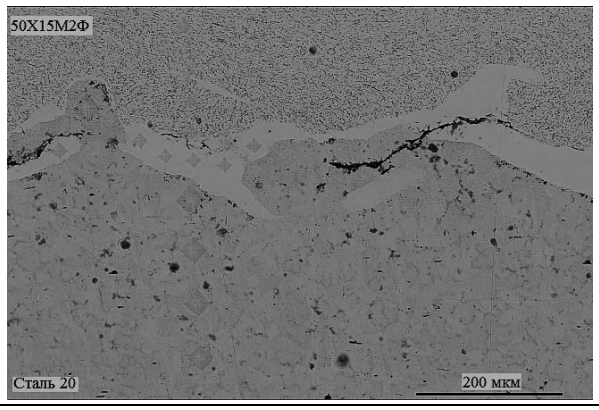


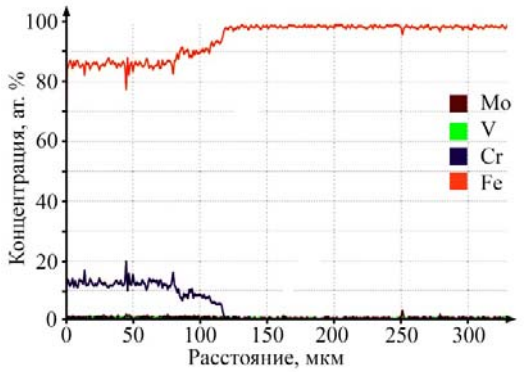
СВ+900 °С



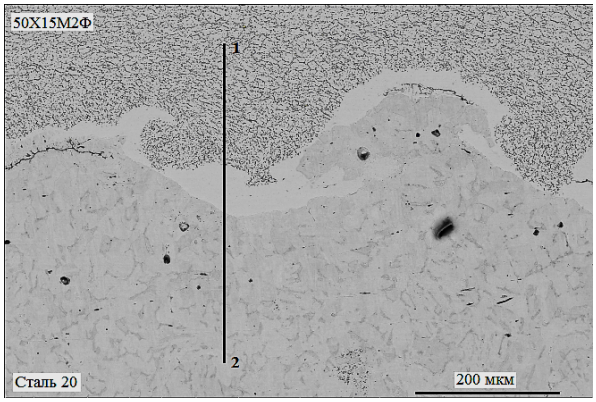


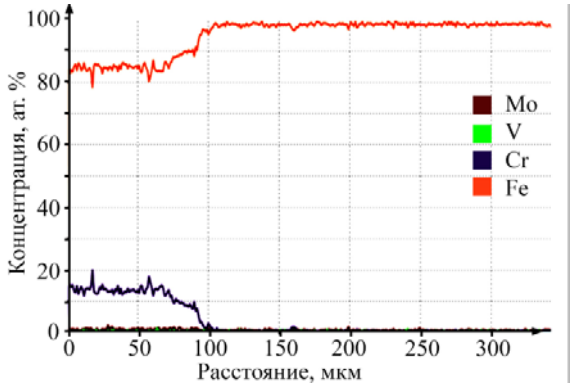
СВ+950 °С



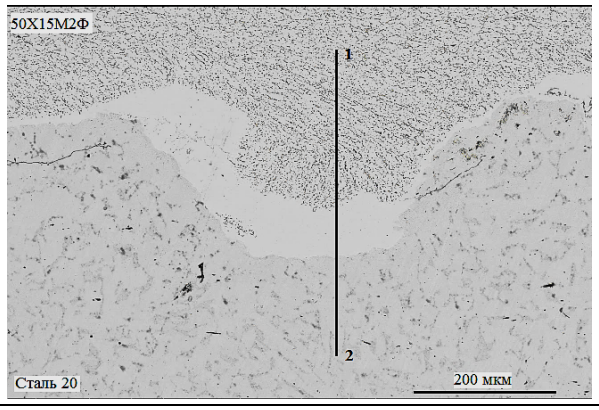


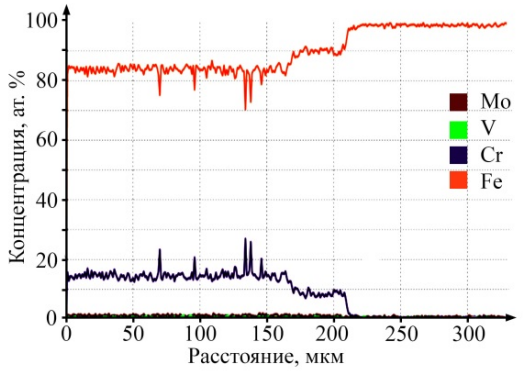
СВ+1000 °С





СВ+1050 °С





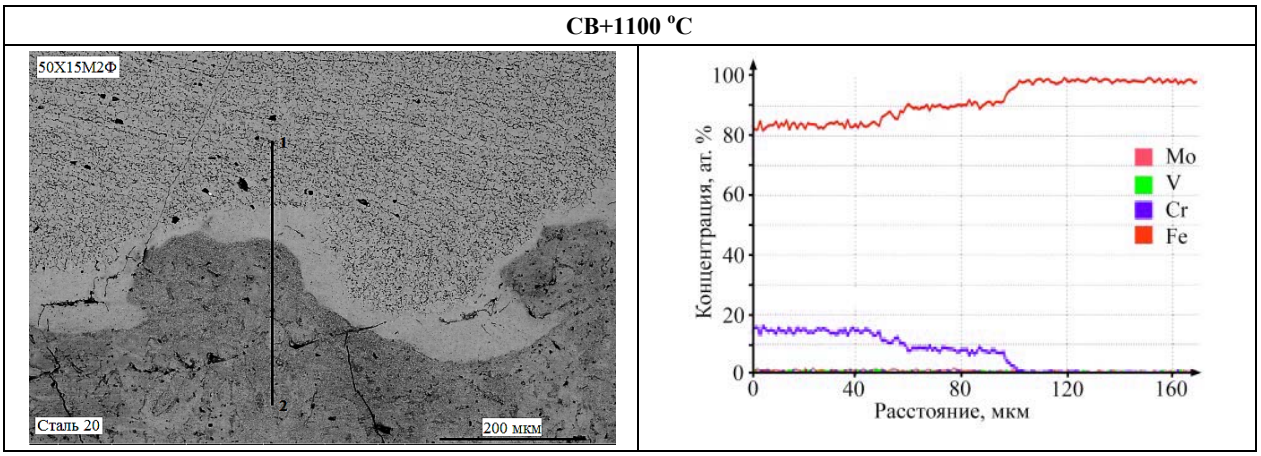


Рис. 1. Структуры зон соединения и распределения основных элементов в биметалле сталь 20+ 50Х15М2Ф после сварки взрывом и последующей термообработки

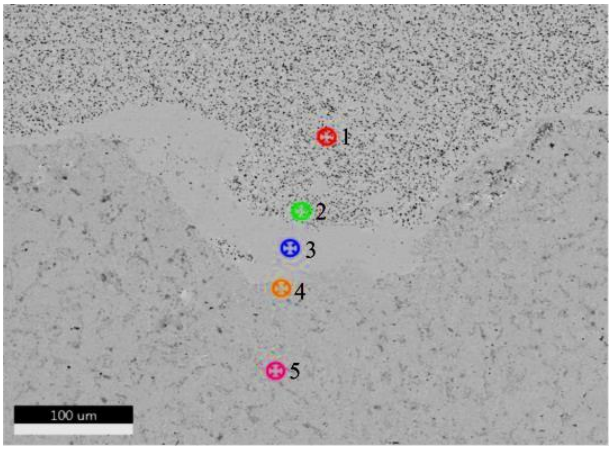


Рис. 2. Схема определения химического состава в зоне соединения и прилегающих участках сталей после выдержки 1 час при температуре 1050 °С

Структура после сварки взрывом имеет традиционный волновой характер с некоторым содержанием оплавов (рис. 1). Если содержание хрома в легированной стали 15 %, то в оплаве его ~ 6 %, что свидетельствует об участии в образовании оплавов поверхностных слоев углеродистой и легированной сталей. На границе между оплавом и сталью 20 хром отсутствует.

В результате нагрева и выдержки при 800 °С в верхней части оплава содержание хрома ~ 10 %, а в нижней – 5,45 % , на границе со сталью 20 – 4,85 %, в самой стали 20 хром отсутствует. После выдержки 900 °С содержание хрома в оплаве уменьшается и в нижней части составляет – 5 %, а в прилегающем к оплаву стали 20 – 0,15 %. Нагрев до 950 °С существенного изменения в распределение хрома не внес – его количество в оплаве уменьшается и на границе со сталью 20 составляет 0,83 %.

После выдержки при 1000 °С в верхней части оплава ~ 12 % хрома, в средней части ~ 8,5 % и в нижней 6 %. В стали 20 ниже оплава – 0,35 % хрома. После нагрева до 1050 °С в верней части оплава ~ 8,0 % хрома, а в нижней уменьшается до 0,4 %. Выдержка при 1100 °С также не вносит существенных изменений в распределение хрома: в верхней части оплава его содержится ~ 7,5 %, в средней ~7,1 %, в нижней – 0,75 % и примыкающей к оплаву стали 20 его содержание не более 0,2 %.

Таким образом, проведенные исследования показывают, что нагревы биметалла до температур вплоть до 1100 °С с выдержками в течение 1 ч не приводят к значительной диффузии хрома из легированной стали в низкоуглеродистую, увеличение содержания хром наблюдалось только в оплавах. Низкая скорость диффузии хрома из оплавов в сталь 20 вероятно связана с относительно небольшим градиентом концентрации хрома между ними.

В работе [5] был показан сложный процесс трансформации структуры вблизи оплава: первоначально формирование участков обезуглероживания в стали 20 на границе с легированной сталью 50Х15М2Ф при температурах отжига до 800 °С, и последующее уменьшение их толщины при отжигах до 900 °С и полное исчезновение при температурах отжига более 1000 °С. Результаты энергодисперсионного анализа показывает, что для объяснения такой трансформации трудно использовать механизм, предложенный в работе [6], в соответствии с которым в биметалле сталь Ст3-сталь 12Х18Н9Т имеют место два встречных диффузионных потока: диффузия углерода из Ст3 и легирующих элементов (хрома и никеля) из стали 12Х18Н9Т, накапливание при температурах выше 900 °С в приграничных слоях стали Ст3 продиффун-

дировавшего хрома объясняет приток в эту зону углерода. В нашем случае практически не обнаружено повышение содержание хрома в приграничных слоях стали 20, поэтому исчезновение зон обезуглероживания связано с возросшей скоростью миграции углерода в них из глубинных слоев стали 20 под действием градиента концентрации и блокированием оттока углерода в оплавы с уже сформировавшимся в них повышенным содержанием карбидов.

Выводы

1. Образующиеся при сварке взрывом оплавы в биметалле сталь 20+ сталь 50Х15М2Ф вследствие интенсивной пластической деформации приграничных слоев и адиабатичности процесса содержат примерно среднее содержание хрома от 6 до 8 %, и его количество уменьшается в направлении от легированной стали к низкоуглеродистой.

2. Диффузии хрома в низкоуглеродистую сталь при нагревах до 1100 ^{o}C с выдержками 1 час не обнаружено. Присутствующие в зоне соединения оплавы выполняют роль барьеров на пути перемещения атомов хрома.

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. *Гельман А. С.* Плакирование стали взрывом / А. С. Гельма. – М. : Машиностроение, 1978. – 191 с.

5. *Трудов, А. Ф.* Трансформация структуры в сваренном взрывом биметалле сталь 20+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.

6. *Шляхова, Г. В.* Исследование структуры биметалла конструкционная углеродистая сталь–нержавеющая сталь / Г. В. Шляхова, С. А. Баранникова, А. В. Бочкарева, Ю. В. Ли, Л. Б. Зуев // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2018. – № 61 (4). – С. 300–305.

ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 678.743:539.2
DOI: 10.35211/1990-5297-2020-4-239-23-27

Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, Д. В. Савин, А. И. Богданов, Д. А. Ан, А. В. Казуров

ИССЛЕДОВАНИЕ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ ПОСЛЕ ВЗРЫВНОГО ПРЕССОВАНИЯ*

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

Методом рентгеноструктурного анализа исследованы полимерные композиционные материалы на основе термопластичных полимеров сверхвысокомолекулярного полиэтилена СВМПЭ с β-сиалоном и политетрафторэтилена ПТФЭ с оксидом алюминия Al_2O_3 после статического и взрывного прессования. Исследования проведены с целью разработки технологии взрывного прессования полимерных композиционных материалов, обладающих повышенными прочностными и антифрикционными свойствами.

Ключевые слова: взрывное прессование, сверхвысокомолекулярный полиэтилен, политетрафторэтилен, β-сиалон, оксид алюминия, рентгеноструктутрный анализ.

N. A. Adamenko, G. V. Agafonova, D. V. Savin, A. I. Bogdanov, D. A. An, A. V. Kazurov

RESEARCH OF THE CRYSTALLINE STRUCTURE OF POLYMERIC COMPOSITE MIXTURES AFTER EXPLOSIVE PRESSING

Volgograd State Technical University

The method of X-ray diffraction analysis was used to study polymer composites based on thermoplastic polymers of ultra-high molecular weight polyethylene UHMWPE with β-sialon and polytetrafluoroethylene PTFE with aluminum oxide Al2O3 after static and explosive pressing. The studies were carried out with the aim of developing explosive pressing technology for polymer composite materials with enhanced strength and antifriction properties.

Keywords: explosive pressing, ultra-high molecular weight polyethylene, polytetrafluoroethylene, β-sialon, alumina, X-ray analysis.

Введение

Наполнение полимеров можно рассматривать как физико-химическую модификацию матрицы, которая проявляется в структурировании полимера на самых различных уровнях организации, при этом большое значение имеет выбор наполнителя. Для повышения прочности и износостойкости перспективные термопласты политетрафторэтилен (ПТФЭ) и сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ) модифицируют наполнителями от 0,5 до 50 % по массе, используя кокс, графит, дисульфид молибдена, сиалон, металлические порошки, оксиды, нитриды, шпинели, цеолиты, керамики, различные волокна [1, 2]. При этом СВМПЭ имеет прочность в 5–6 раз больше, чем ПТФЭ, а введение наполнителей повышает ее до 100 раз. Наиболее перспективны при разработке полимерных композитов (ПКМ) на основе ПТФЭ и СВМПЭ микро- и нанодисперсные наполнители, обладающие высокой структурной и химической активностью [1–3]. Однако высокая вязкость полимеров не позволяет использовать обычные и наиболее эффективные для термопластов методы переработки [4].

При создании ПКМ одновременно с низкой технологичностью матрицы существует проблема обеспечения высокой адгезии на границе раздела полимер-наполнитель. При введении наполнителей возникают технологические проблемы, такие как агломерирование микро- и наноразмерных частиц наполнителя, недоста-

© Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Савин Д. В., Богданов А. И., Ан Д. А., Казуров А. В., 2020.

* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и администрации Волгоградской области в рамках научного проекта № 19-43-340004.

точная совместимость полимеров и частиц наполнителя, что не обеспечивает максимальный упрочняющий эффект наполнителя в полимерной матрице и получения полимерных композитов с однородной структурой [5].

Для улучшения адгезионного взаимодействия на границе раздела фаз, что в свою очередь способствует повышению теплофизических и механических свойств ПКМ, применяют механическую, химическую или высокоэнергетическую обработку (ударно-волновая обработка, радиационное, ультрафиолетовое, ионизирующее, лазерное, ультразвуковое облучение и др.) [6–9].

Взрывное прессование (ВП) целесообразно для композиций на основе труднoперерабатываемых и неплавких термопластичных полимеров как создающее благоприятные условия для структурных превращений, что в значительной мере определяет свойства получаемых материалов [8–14].

Материалы и методы исследования

Выбор ПТФЭ и СВМПЭ в качестве матрицы обусловлен их уникальными свойствами: способность функционировать как при криогенных (до – 269 °С), так и при повышенных температурах (СВМПЭ до 120 °С, ПТФЭ до 280 °С), исключительная химическая и климатическая стойкости, высокие электроизоляционные свойства, низкий коэффициент трения, а также биосовместимость и нетоксичность. Материалы на их основе являются единственно пригодными для работы в жестких условиях оборудования химического, нефтегазового и энергетического комплекса [5].

В качестве наполнителей использовали: β-сиалон – техническая керамика, оксинитрид алюминия-кремния (SiAlON), получен плазмохимическим синтезом; Al_2O_3 – оксид алюминия, продукт механохимического синтеза.

Образцы для исследований получали статическим (СП, Р = 0,1 ГПа) и взрывным прессованием по плоской схеме нагружения скользящей ударной волной. Полученные плоские прессовки не имели следов расслоения и деструкции. ВП композиций на основе СВМПЭ осуществляли давлением 0,75 ГПа, а на основе ПТФЭ – 2,8 ГПа.

Структурные изменения композитов изучены после воздействия ударных волн при взрывном прессовании полимерных композиционных смесей СВМПЭ с 5 % масс. β-сиалона и ПТФЭ с различным содержанием (5, 10, 20 и 40 % масс.) Al_2O_3.

Для проведения структурного анализа полученных композиционных прессовок, а также для оценки степени кристалличности композита, влияющей на прочность материала и его физико-механические свойства, был использован метод рентгеноструктурного анализа (РСА).

Степень кристалличности и параметры структуры определяли с использованием рентгеновского дифрактометре D8 ADVANCE (Bruker AXS GmbH, Germany), применяя фильтрованное CuKα излучение (длина волны 0,154 нм), фокусировка по Брэггу-Брентано θ-2θ – брэгговский угол). 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 и их обсуждение

Результаты РСА композиции СВМПЭ с β-сиалоном после ВП давлением 0,75 ГПа показали, что дифрактограммы (рис. 1) исследованных образцов отражают аморфно-кристаллическую структуру смеси полимерной матрицы и оксинитрида алюминия-кремния с высокой степенью кристалличности (56–63 %). Рассеянием рентгеновских лучей аморфной фазой на дифрактограмме формируется широкое гало при 15–28°. Два интенсивных дифракционных максимума, принадлежащие СВМПЭ с индексами [110] и [200], соответствуют кристаллической фазе с орторомбической решеткой. Центр тяжести рефлекса [110] находится при 2θ = 21,4, а [200] – при 2θ = 23,9°, что согласуется с литературными данными [7], а межплоскостные расстояния кристаллической решетки практически не изменяются. На дифрактограммах имеется несколько малоинтенсивных рефлексов наполнителя при углах 2θ=23,28°; 2θ=26,94°; 2θ=33,38°; 2θ=35,90°; 2θ=41,10°; 2θ=51,83°; 2θ=69,70°.

ВП приводит к появлению в структуре полимера новой моноклинной фазы, пик которой находится при 2θ = 19,5° (рис. 1, дифрактограммы *2, 3*). У исходного СВМПЭ такая фаза отсутствует, а аналогичные изменения наблюдались после ВП чистого СВМПЭ [10]. Появление моноклинной фазы наблюдалось при механоактивационной обработке [7] и связано с частичным перестроением орторомбической фазы при

интенсивном высокоэнергетическом воздействии. На больших углах рентгеновских отражений существенных различий у образцов, полученных разными методами, не наблюдается.

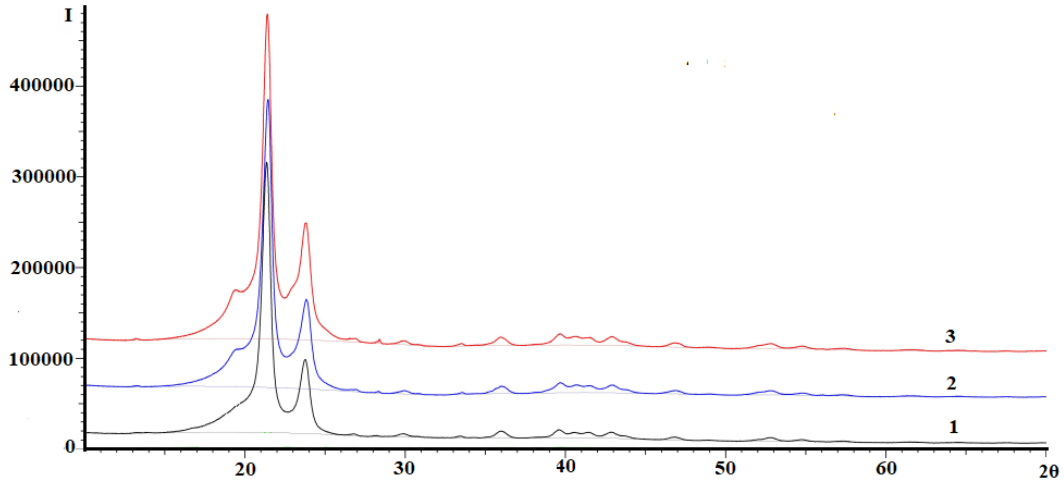


Рис. 1. Дифрактограммы композита СВМПЭ с 5 % β-сиалона:
1 – СП; *2* – ВП, верхняя часть; *3* – ВП, торцевая часть прессовки

Результаты расчета параметров кристаллической структуры композита представлены в табл. 1. После ВП, сопровождающегося значительным ростом температуры, СВМПЭ имеет более высокие значения степени кристалличности (на 5–7 %), размера кристаллитов (на 8–14 %), а характеристики дефектности кристаллической структуры (физическое уширение рентгеновских линий, относительная деформация кристаллической структуры) ниже на 18–22 %.

Таблица 1

Характеристики структуры композиции СВМПЭ + 5 % β-сиалона

Образец	Результаты расчета				
	χ, %	D, нм	β, мрад	Δd/d, 10^{-3}	σ_{II}, МПа
СП	51	13,2	12,7	16,8	11,9
ВП, верхняя часть прессовки	56	15,0	9,8	13,1	9,0
ВП, торцевая часть прессовки	58	14,2	10,4	13,7	9,5

Параметры кристаллической структуры различных зон (верхняя и торцевая часть) спрессованных взрывом композиционных образцов СВМПЭ различаются в пределах статистической погрешности, что позволяет рекомендовать давление ВП 0,75 ГПа для формования изделий с однородной структурой.

Исследования образцов композитов ПТФЭ с Al_2O_3 после ВП методом РСА свидетельствуют о сохранении аморфно-кристаллической структуры полимера с высокой степенью кристалличности 63–79 %, что свойственно ПТФЭ, не зависимо от содержания наполнителя (рис. 2, табл. 2). Наблюдаются характерный интенсивный кристаллический пик 2θ ≈ 18° и ряд менее интенсивных максимумов 2θ около 32°; 37°; 42°. Рефлексы, соответствующие оксиду алюминия, находятся при углах 2θ=25,57°; 2θ=35,15°; 2θ=37,77°; 2θ=43,35°; **2θ**=52,50°; 2θ=57,50°; 2θ=66,52°. В исследованных композитах на основе ПТФЭ не наблюдается новых дифракционных максимумов после ВП, в отличие от композиции на основе СВМПЭ. Это свидетельствует о большей стабильности надмолекулярной структуры ПТФЭ даже при значительном ударном воздействии (2,8 ГПа). Интенсивное гало аморфной части полимера в области 2θ = 30–50°, наблюдаемое после ВП чистого ПТФЭ уменьшается с увеличением содержания наполнителя и при 40 % его содержании почти не индентифицируется. Увеличение объемной доли Al_2O_3 в композиции закономерно приводит к увеличению его рефлексов.

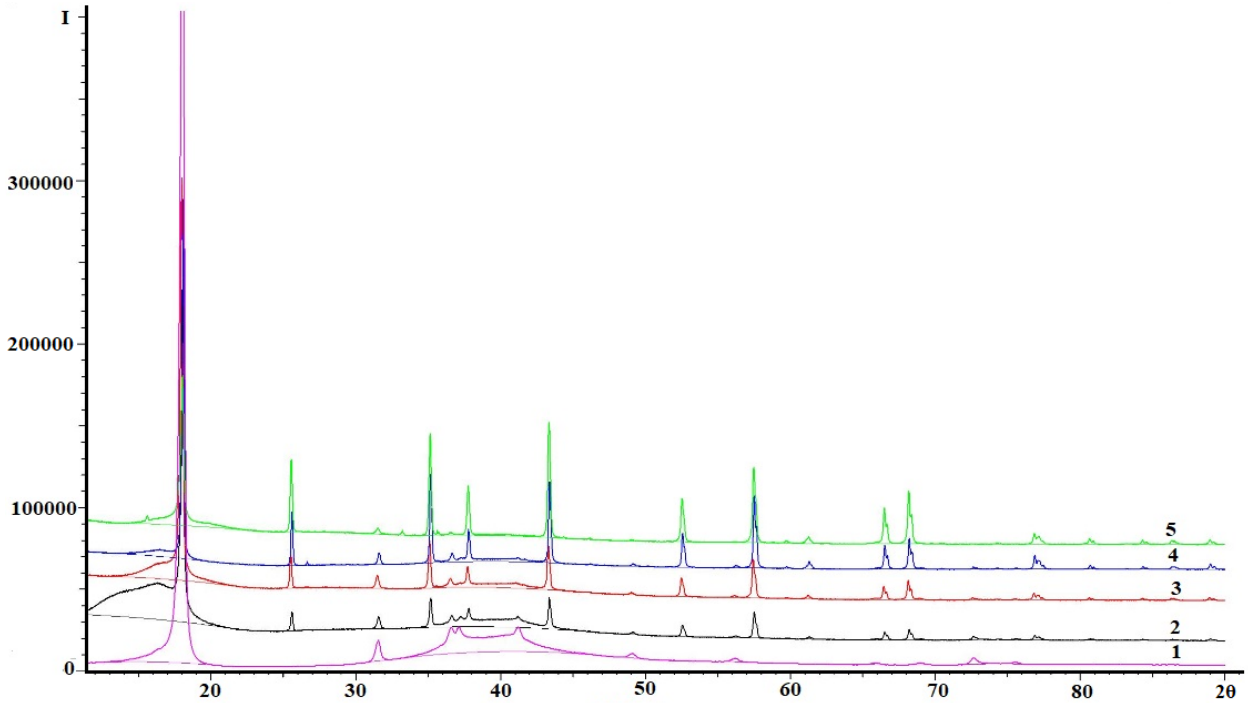


Рис. 2. Дифрактограммы ПТФЭ (*1*) и композитов ПТФЭ с Al_2O_3 (2–5), полученных ВП, с содержанием: *2* –5%; *3* –10 %; *4* – 20 %; *5* – 40 % наполнителя

Таблица 2

Характеристики структуры ПТФЭ и композиций ПТФЭ + Al_2O_3

Образец	Результаты расчета				
	χ, %	D, нм	β, мрад	Δd/d, 10^{-3}	σ_{II}, МПа
ПТФЭ+5%	63	21,1	7,0	11,0	4,6
ПТФЭ+5%, торцевая часть прессовки	65	21,7	6,9	10,4	4,2
ПТФЭ+10%	69	24,8	5,9	9,3	3,9
ПТФЭ+20%	73	29,5	5,0	7,8	3,3
ПТФЭ+40%	79	33,4	4,4	6,9	2,9

Увеличение содержания наполнителя приводит к росту степени кристалличности с 63 до 79 %, что свидетельствует о повышении доли регулярно упакованных молекул, одновременно наблюдается рост кристаллитов с 21,1 нм до 33,4 нм. Образование крупнокристаллической структуры закономерно снижает интегральную характеристику структурных искажений кристаллической решетки полимера – физическое уширение с 7,0 до 4,4 мрад, уменьшение которого связано, в том числе, и со снижением искажений кристаллической решетки полимера с 11,0до 6,9 10^{-3}. Такие изменения вероятно связаны со структурообразующим влиянием частиц оксида алюминия и увеличением упорядоченной кристаллической фазы полимера.

Исследование кристаллической структуры верхней и торцевой части образцов композита ПТФЭ с 5 % наполнителя показало формирование однородной структуры по зонам прессовки, аналогично, как и при исследовании композиции на основе СВМПЭ с 5 % β-сиалона.

Выводы

1. После ВП полимерной композиционной смеси СВМПЭ с β-сиалоном полимер сохраняет аморфно-кристаллическое строение с орторомбической кристаллической фазой и появляется новая моноклинная фаза.

2. ВП полимерной композиционной смеси ПТФЭ с Al_2O_3 не изменяет кристаллическое структуру полимера, повышая с увеличением содержания наполнителя степень кристалличности с 63 % до 79 % и размер кристаллитов с 21,1 нм до 33,4 нм.

3. Установлено, что ВП позволяет получать качественные композиционные компакты СВМПЭ с оксинитридом алюминия-кремния и ПТФЭ с оксидом алюминия с формированием однородной структуры в различных зонах прессовки, что позволяет рекомендовать данный перспективный метод для промышленного применения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Машков, Ю. К.* Композиционные материалы на основе политетрафторэтилена / Ю. К. Машков, З. Н. Овчар, В. И. Суриков, Л. Ф. Калистратова. – М. : Машиностроение, 2005. – 240 с.

2. *Gogoleva O. V., Okhlopkova A. A., Petrova P. N.* Development of Self-Lubricating Antifriction Materials Based on Polytetrafluoroethylene and Modified Zeolites // Journal of Friction and Wear. – 2014. – Vol. 35, no. 5. – P. 383–388.

3. Tribological properties of ultra-high molecular weight polyethylene (UHMWPE) filled with copper micro-powder / Y. Ma, H. Wang, B. Bhushan, G. Pei, H. Wang, J. Tong, C. Menon // Materialwissenschaft Und Werkstofftechnik. – 2017. – Vol. 48, no. 2. – P. 139–150.

4. *Кербер, М. Л.* Полимерные композиционные материалы: структура, свойства, технология : учеб. пособие / М. Л. Кербер и [др.] ; под ред. А. А. Берлина. – СПб. : Профессия. – 2008. – 560 с.

5. *Охлопкова, А. А.* Пластики, наполненные ультрадисперсными неорганическими соединениями / А. А. Охлопкова, А. В. Виноградов, Л. С. Пинчук. – Гомель : ИММС НАН Беларуси, 1999. – 162с.

6. Фторполимерные материалы / Н. А. Адаменко, Е. Н. Больбасов, В. М. Бузник [и др.] ; отв. ред. академик В. М. Бузник. – Томск : Изд-воНТЛ, 2017. – 600 с.

7. Исследование структурных свойств высокоэффективных радиационнозащитных материалов / А. А. Лунькова [и др.] // Наука и образование. – 2012. – № 31 – С. 431–450.

8. *Адаменко, Н. А.* Влияние взрывной обработки на структуру и термомеханические свойства наполненного политетрафторэтилена / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова // Пластические массы. – 2017. – № 1–2. – С. 9–11.

9. Свойства обработанных взрывом полимерных композиций / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, Н. Х. Нгуен, Ю. А. Калмыкова // Пластические массы. – 2007. – № 6. – С. 9–11.

10. Влияние взрывного прессования на свойства СВМПЭ / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, Д. А. Ан, А. В. Казуров, Д. В. Савин // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 3 (213) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2018. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 48–51.

11. Study on structure formation in polyimide-polytetrafluoroethylene composites after explosive pressing /Adamenko N.A., Kazurov A.V., Agafonova G.V.// International Conference on Innovations and Prospects of Development of Mining Machinery and Electrical Engineering 2017, IPDME 2017 Сер. "IOP Conference Series: Earth and Environmental Science" 2017. С.

12. *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.

13. Shock Wave Treatment of Polytetrafluoroethylene: Structure and Properties / А. Э. Волкова, Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. В. Казуров // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering Сер. "International Conference on Advanced Materials and New Technologies in Modern Materials Science 2015, AMNT 2015" 2016. С. 012010.

14. *Адаменко, Н. А.* Influence of explosive pressing on the formation of structure and properties of PTFE-based composites / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, Э. В. Седов // Materials Today: Proceedings. Vol. 11, 2019. – P. 276–280.

ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

УДК 621. 817
DOI: 10.35211/1990-5297-2020-4-239-28-30

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

ИССЛЕДОВАНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ НАПРЯЖЕНИЙ В ШАРНИРНОМ ЭЛЕМЕНТЕ ВЕДУЩЕГО КОЛЬЦА СФЕРИЧЕСКОГО ПРЕОБРАЗУЮЩЕГО МЕХАНИЗМА*

Волгоградский государственный технический университет
e-mail: apopov34@rambler.ru

В работе проводится теоретическое исследование распределения напряжений ведущих звеньев сферического преобразующего механизма. Составлены и описаны схемы напряженно-деформированного состояния и действующих напряжений в ведущем элементе сферического механизма. Предложены способы повышения надежности и нагрузочной способности шарнирного соединения ведущего вала с ведущим кольцом сферического механизма.

Ключевые слова: сферический механизм, бесступенчатый привод, шарнирный элемент.

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

RESEARCH OF THE STRESS DISTRIBUTION IN THE HINGE ELEMENT OF THE LEADING RING OF A SPHERICAL TRANSFORMING MECHANISM

Volgograd State Technical University

The article presents a theoretical study of the stress distribution of the leading links of the spherical transforming mechanism. Diagrams of the stress-strain state and stress fields in the leading element of a spherical mechanism are presented. Methods for improving the reliability and load capacity of the hinge drive shaft with the leading ring of the spherical mechanism are proposed.

Keywords: spherical mechanism, stepless drive, hinged element.

Проектирование сферических механизмов осложняется подбором и расчетом шарнирных элементов, на работу которых влияет множество факторов ввиду нетрадиционости их нагружения. Типовые схемы шарнирных элементов в сферических механизмах воспринимают сложные пространственные деформации на фоне значительных переменных силовых воздействий со стороны звеньев, поэтому разработка расчетных схем и моделирование их нагруженного состояния является актуальной задачей при проектировании сферических механизмов.

В предыдущих работах [1, 2], авторами были исследованы вопросы, связанные с распределением нагрузок и напряжений на звеньях и подшипнике качения [3] разработанных схем сферических механизмов с двумя и тремя степенями свободы. В обоих случаях выявлены повышенные нагрузки на ведущих (внутренних) кольцевидных звеньях, которые испытывают наибольшие деформации при максимальных частотах изменения их величин.

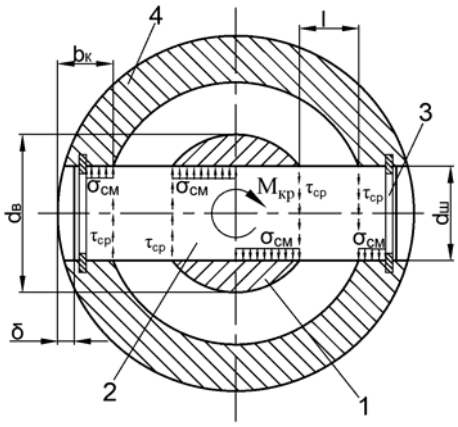
В данной статье рассматривается вопрос, связанный с исследованием распределения нагрузок и выработкой рекомендаций по проектированию и компоновке внутреннего шарнирного элемента сферического преобразующего механизма.

Передача вращающего момента от ведущего вала *1* (представлена на рисунке) сферического механизма осуществляется через цилиндрический шарнир *2*, зафиксированный от осевого перемещения стопорными кольцами *3* во внутреннем кольце *4*. Движущий крутящий мо-

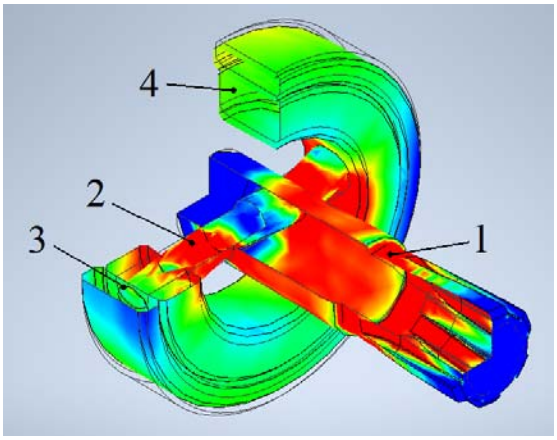
© Попов А. В., Рожнов А. А., Нотов И. В., 2020.
* Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 18–08–00170.

мент $M_{кр}$ (рисунок, *а*) от двигателя передается ведущему валу сферического механизма, и далее через цилиндрический шарнир *2*, который подвижно установлен с возможностью вращения перпендикулярно валу *1*, усилие передается на внутреннее кольцо *4*, являющееся ведущим звеном сферического механизма. В результате этого на площадках контакта ведущего вала *1* с шарниром *2*, а также шарнира *2* с внутренним кольцом *4* возникают сминающие напряжения $\sigma_{см}$, а на границах контакта шарнира с ведущим валом *1* и внутренним кольцом *4* – напряжения среза $\tau_{ср}$. Причем расстояние между площадками среза *l* определяется из разницы диаметра вала $d_в$ и внутреннего диаметра внутреннего кольца по ранее определенным зависимостям для компоновки механизма [4].

Одной из особенностей проектирования такого шарнира является наличие конструктивных соотношений диаметров ведущего вала и шарнира: $d_в/d_ш$ = 2/1, при этом должна быть обеспечена прочность на срез.



а



б

Расчетная схема и действующие напряжения на внутренний шарнир:
1 – ведущий вал; *2* – шарнир; *3* – стопорное кольцо; *4* – ведущее (внутреннее) кольцо; $d_в$ – диаметр вала; $d_ш$ – диаметр шарнира; $b_к$ – толщина кольца; *l* – расстояние между валом и внутренним кольцом; $\sigma_{см}$ – напряжения смятия; $\tau_{ср}$ – напряжения среза

Свободный поворот внутреннего кольца *4* относительно геометрической оси вращения ведущего вала *1* на регулируемый угол возможен только при посадке с гарантированными зазорами во всех сопряжениях шарнира *2*. Исходя из этого ширина площадки смятия на внутреннем кольце *4* не может быть равна толщине кольца $b_к$ ввиду необходимости расположения стопорных колец *3*. В связи с этим длина контактной линии шарнира *2* с внутренним кольцом *4* будет зависеть от толщины кольца $b_к$ и расстояния δ и будет равна $2(b_к – δ)$. Наличие зазора в цилиндрических сопряжениях сводит задачу к решению контактной задачи взаимодействия цилиндра с отверстием, но для небольших и малых зазоров решение задачи Герца справедливо только для малых нагрузок.

В рассматриваемом шарнире зазоры можно считать малыми, т. к. относительный зазор ε ≈ 0,01, т. е. диаметры отверстий в ведущем валу и внутреннем кольце почти равны диаметру шарнира $d_ш$. Учитывая, что упругие свойства материалов соприкасающихся деталей одинаковы, а силы трения в области контакта малы, то для обеспечения прочности шарнира достаточно выполнения условий прочности по смятию и срезу на наиболее нагруженных участках.

При решении считалось, что усилия передаются в среднем сечении шарнира, а наиболее нагруженные участки находятся в части шарнира взаимодействующей с внутренним кольцом, поскольку длина линии контакта, и как следствие площадь контакта, как определилось выше, меньше. Из условий прочности по напряжениям смятия и среза для данного участка выведены дополнительные геометрические соотношения при проектировании элементов сферического механизма для обеспечения его работоспособности :

$$\frac{\sigma_к}{\sigma_в} = \frac{0{,}5d_в + l}{b_к - \delta},$$

$$\frac{\tau_к}{\tau_в} = 1 + \frac{2l}{d_в},$$

где $\sigma_к$ и $\sigma_в$ – напряжения смятия для внутреннего кольца и ведущего вала, $\tau_к$ и $\tau_в$ – напряжения среза для сечений шарнира у внутреннего кольца и ведущего вала.

Используя условия конструктивного исполнения [4] для сферического механизма и полученные дополнительные геометрические соотношения, было смоделировано напряженно-деформированное состояние шарнирного соединения ведущего вала в внутренним кольцом сферического механизма для двух и трех степеней свободы (рисунок, *б*).

Анализ распределения напряжений в деталях подтвердил предположения о расположении наиболее нагруженных участков, а величины максимальных напряжений на них при различных углах наклона внутреннего кольца относительно геометрической оси ведущего вала не превысили предельно допускаемых величин.

Таким образом, используя дополнительные геометрические соотношения при проектировании сферических механизмов, в частности их внутренних шарниров, повышается надежность подвижных элементов и конструкции в целом. Решая обратную задачу с использованием полученных зависимостей имеем возможность обеспечивать заданную нагрузочную способность регулируемых приводов на основе сферических механизмов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Попов, А. В*. Выбор конструкции и особенности напряженно-деформированного состояния шарнирных элементов преобразующего сферического механизма / А. В. Попов, И. В. Нотов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (233) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2019. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 62–64.

2. *Попов, А. В*. Моделирование и анализ деформаций звеньев сферического преобразующего механизма с двумя степенями свободы / А. В. Попов, И. В. Нотов, А. А. Рожнов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 3 (213) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2018. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 82–84.

3. *Попов, А. В*. Особенности выбора подшипника качения для сферического преобразующего механизма / А. В. Попов, И. В. Нотов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 2 (237) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 52–54.

4. *Попов, А. В*. Условия конструктивного исполнения и анализ напряженно-деформированного состояния звеньев сферического преобразующего механизма с тремя степенями совободы / А. В. Попов, И. В. Нотов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 4 (227) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2019. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 42–45.

УДК 621.73
DOI: 10.35211/1990-5297-2020-4-239-30-32

Д. Н. Гурулев, Л. В. Палаткина, С. В. Палаткин, А. А. Барон, М. Ф. Ахрименко

ВЛИЯНИЕ ФОРМЫ БОЙКА НА ИНТЕНСИВНОСТЬ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАСКАТКЕ КОЛЬЦЕВОЙ ЗАГОТОВКИ

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

Проанализировано влияние угла выреза раскаточного бойка и степени единичного обжатия на изменение интенсивности деформации в кольцевой поковке, получаемой свободной ковкой на гидравлических прессах. Показано, что с ростом единичного обжатия интенсивность деформации увеличивается, а наибольшее ее значение достигается при раскатке бойком с углом выреза 110˚. Это обеспечивает лучшую проработку металла и получение стабильно высокого уровня механических свойств поковки.

Ключевые слова: ковка, раскатка, узкий боек, поковка, гидравлический пресс.

D. N. Gurulev, L. V. Palatkina, S. V. Palatkin, A. A. Baron, M. F. Ahrimenko

INFLUENCE OF THE STRIKER SHAPE FORM ON THE STRAIN RATE WHEN ROLLING OUT THE ANNULAR BILLET

Volgograd State Technical University

The influence of the cutting angle of the rolling striker and the degree of individual compression on the change in the intensity of deformation in the ring forging obtained by free forging on hydraulic presses is analyzed. It is shown that with the growth of a single compression, the intensity of deformation increases, and its highest value is achieved when rolling a striker with a cut-out angle of 110˚. This ensures better processing of the metal and obtaining a consistently high level of mechanical properties of the forging.

Keywords: forging, rolling, narrow, striker, forged piece, hydraulic press.

© Гурулев Д. Н., Палаткина Л. В., Палаткин С.В., Барон А. А., Ахрименко М. Ф., 2020.

В кузнечном производстве раскатка применяется для получения кольцевых поковок, которые находят широкое применение в энергетическом и атомном машиностроении. По техническим условиям и установившейся практике крупные поковки колец изготавливают с применением операций осадки, прошивки и раскатки бойком на оправке.

Технологическая схема получения кованых колец содержит две основные операции, определяющие преобразование макроструктуры слитка под действием пластической деформации: осадку и раскатку [1]. Наиболее ответственной операцией с точки зрения качества готовой поковки является раскатка, которая сопровождается увеличением длины окружности заготовок за счет сокращения толщины кольца.

В работах [2–4] показано, что основной задачей получения качественных крупных поковок с интенсивно и равномерно по сечению проработанной структурой является создание в очаге деформации напряженного состояния объемного неравномерного сжатия с высоким уровнем гидростатического давления.

При этом создаются наилучшие условия для заковки внутренних дефектов литейного происхождения и исключается возможность образования внутренних разрывов ковочного характера.

Большое значение имеет правильный выбор оптимальных значений основных механических параметров раскатки (основной операции ковки): единичного обжатия и угла выреза бойков.

С целью уточнения рационального угла выреза бойка и единичного обжатия при раскатке проведен анализ влияния формы бойка на распределение интенсивности деформации в кольцевой заготовке.

Распределение интенсивности местных деформаций f по толщине кольца (у бойка, в середине толщины поковки, у оправки) в зависимости от угла выреза α представлено на рис. 1. Трехмерный график построен для степеней обжатия заготовки $\varepsilon_{ОН}$ = 10 % и 30 %, который подтверждает преимущественный рост интенсивности деформации в объеме заготовки расположенной у оправки [5].

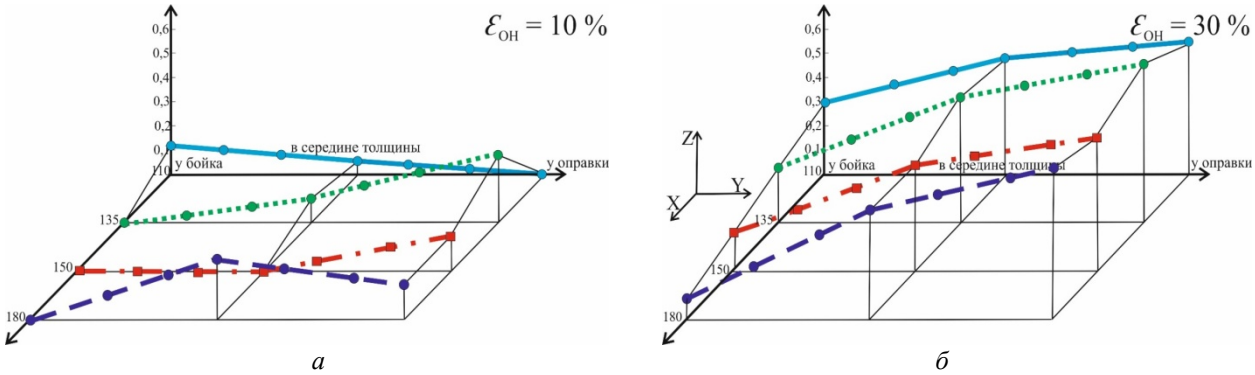


Рис. 1. Распределение интенсивности деформаций f по толщине кольевой поковки в зависимости от угла выреза бойка α и степени деформации 10 % (*а*) и 30 % (*б*)

Сжатие металла в направлении внешнего усилия при раскатке плоским бойком вызывает вытеснение металла по направлениям Q и $Q^{/}$ (рис. 2, *а*). Типичная схема напряженного состояния с растягивающими горизонтальными компонентами напряжений, характерная для обжатия круглой заготовки плоскими бойками, осуществляется в условиях значительного «подпора» внешних не деформируемых зон В. Следствием этого является появление потоков металла $Q^{//}$, перпендикулярных меньшей стороне контактной поверхности. Однако потоки локализованы в приконтактных объемах очага деформа-ции и могут вызвать дополнительные растягивающие напряжения, действующие вдоль оси оправки по середине толщины заготовки.

Процесс раскатки вырезным ромбическим бойком протекает в усло-виях расчленения течения металла под верхним инструментом (рис. 2, *б*). При этом меняется и структура потоков металла. Встречное течение металла в вырез бойка позволяет отнести эти потоки по характеру напряженного состояния к потокам, действующим у контактной поверхности с оправкой. Таким образом, интенсификация течения металла под вырезным бойком произошла не за счет простого увеличения очагов деформации, действующих одновременно: у верхнего бойка почти полностью исчез поток вытеснения, сохранившийся только у оправки.

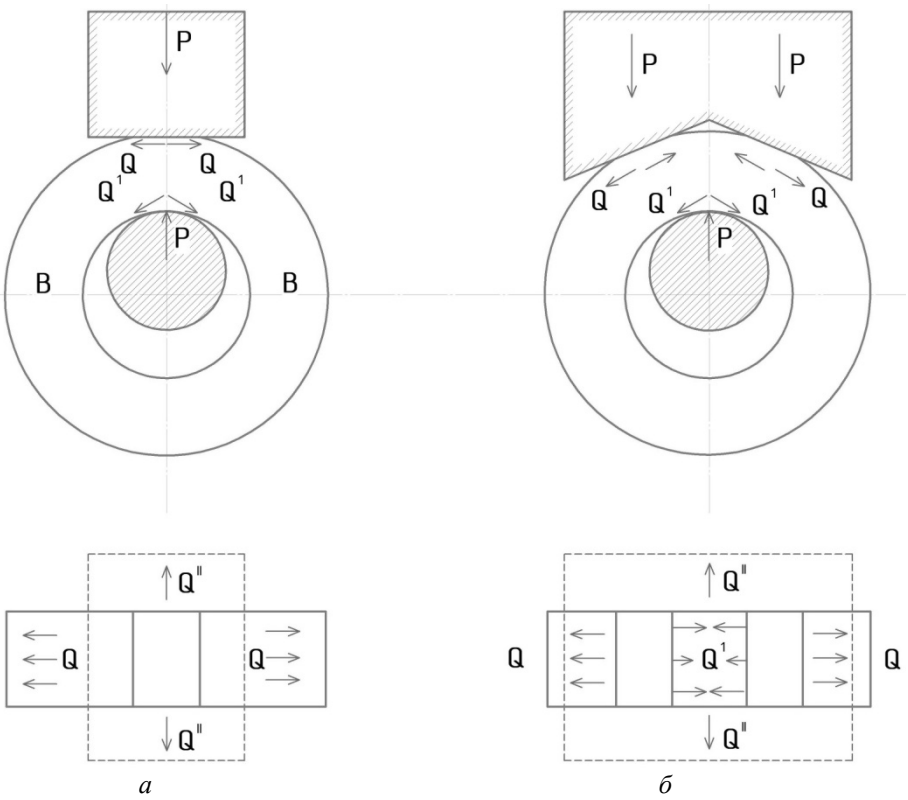


Рис. 2. Потоки пластического течения металла при раскатке кольцевых заготовок плоским (*а*) и вырезным (*б*) бойком

Исследованное распределение потоков при раскатке влияет на различные участки по толщине заготовки неодинаково в связи с особенностями строения исходного слитка: в частности, металл, расположенный вблизи оправки, содержит наибольшее число элементов ликвации – как внеосевой, так и возможных остатков осевой. Поэтому дополнительное течение металла вблизи оправки способствует улучшению проработки структуры.

Таким образом, применение вырезного бойка для раскатки кольцевых заготовок дает возможность не только предотвратить ухудшение качества металла за счет ликвидации растягивающих напряжений в средней части толщины заготовки, но и обеспечить лучшую деформационную проработку в области, прилегающей к бойку.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Охрименко, Я. М.* Исследование процесса раскатки вырезным бойком / Я. М. Охрименко, В. А. Тюрин, А. И. Мохов, С. Д. Варанов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия, 1975. – № 5. – С. 111–113.

2. *Мохов, А. И.* Повышение качества деформированного металла при ковке крупных поковок валов / А. И. Мохов, В. С. Максимук, А. Ю Петунин, С. И. Данилин // Кузнечно-штамповочное производство, 1995. – № 5. – С. 5–7.

3. *Соколов, Л. И.* Технологические приемы, обеспечивающие проработку осевой зоны крупного слитка / Л. И. Соколов, В. С. Пестов, В. Н. Ефимов [и др.] // Кузнечно-штамповочное производство, 1985. – № 2. – С. 25-27.

4. *Антощенков, Ю. М.* Ковка поковок из слитков / Ю. М. Антощенков, В. А. Тюрин, В. П. Барсуков. – М. : ЭПИ МИСиС, 2006. – 380 с.

5. *Гурулев, Д. Н.* Влияние формы бойка на деформированное состояние металла при раскатке кольцевой заготовки / Д. Н. Гурулев, Л. В. Палаткина // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 6 (201) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2017. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 69–72.

УДК 621.81
DOI: 10.35211/1990-5297-2020-4-239-33-35

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

ОПЕРАТИВНЫЙ КОНТРОЛЬ ПРЕДЕЛЬНОЙ РАВНОМЕРНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ*

Волгоградский государственный технический университет
e-mail: detmash@vstu.ru, matlin@vstu.ru

В работе представлен метод неразрушающего определения предельного равномерного сужения конструкционных сталей по параметрам упругопластического вдавливания сферического индентора. Показана приемлемая точность метода для инженерной оценки пластических свойств материала деталей.

Ключевые слова: сферический индентор, остаточный отпечаток, среднее давление, предельное равномерное сужение.

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

OPERATIONAL CONTROL OF THE LIMIT UNIFORM PLASTIC DEFORMATION

Volgograd State Technical University

The paper presents a non-destructive method for determining the limit uniform narrowing of structural steels by the parameters of the elastic-plastic indentation of a spherical indenter. An acceptable accuracy of the method for engineering assessment of the plastic properties of the material of parts is shown.

Keywords: spherical indenter, residual imprint, average pressure, limit uniform narrowing.

Предельная равномерная деформация (в частности, предельное равномерное сужение ψ_B) характеризует стабильность пластического деформирования материала. Известно, что для пластичных материалов значение ψ_B соответствует наибольшему напряжению σ_B (временному сопротивлению) на диаграмме условных напряжений растяжения, а для относительно хрупких материалов предельная равномерная деформация соответствует напряжению разрыва материала образца. В работе [1] отмечено, что практическое значение предельной равномерной деформации состоит в том, что она существенно зависит от изменений в металле, происходящих в результате воздействия различных технологических и эксплуатационных факторов, изменяющих упрочняемость и пластичность материала.

Согласно действующему стандарту [2], для определения предельной равномерной деформации материала детали необходимо изготовить образцы для испытания на растяжение. Предельное равномерное сужение ψ_B определяют как отношение разности начальной площади F_0 и площади $F_в$ поперечного сечения образца (в момент завершения стадии его равномерной деформации) к начальной площади поперечного сечения образца.

$$\psi_B = \frac{F_0 - F_B}{F_0}. \quad (1)$$

Очевидно, что этот метод приводит к частичному или полному разрушению испытуемой детали; его невозможно использовать при необходимости стопроцентного контроля деталей, а также при малых размерах деталей. Этот метод усовершенствован в работе [3], в соответствии с которым изготавливают контрольный образец, подвергают одноосному растяжению и определяют предельную равномерную пластическую деформацию, пределы прочности и текучести, при этом определяют числа твердости на детали и контрольном образце при пределах прочности и текучести коническими инденторами, углы раскрытия которых соответствуют деформациям прочности и текучести, а искомую величину определяют как отношение произведения предельной равномерной пластической деформации образца на разность чисел твердости при пределах прочности и текучести образца к соответствующей разности чисел твердости, найденных для детали. Однако и этот метод требует дополнительного изготовления образцов и проведения испытаний на растяжение.

Неразрушающий метод определения предельной равномерной пластической деформации,

© Матлин М. М., Казанкин В. А., Казанкина Е. Н., 2020.

* Работа выполнена при поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-08-00049, и при поддержке РФФИ и Волгоградской области в рамках научного проекта № 19-48-340002, а также в рамках конкурса СП-2018 (СП-253.2018.1).

предложенный в работе [1] предусматривает построение диаграммы внедрения сферического индентора, по которой определяют величину отношения $(h/R)_В$, соответствующего пределу прочности материала, то есть максимуму на диаграмме внедрения (где h – глубина остаточного отпечатка, соответствующая максимуму на диаграмме внедрения; R – радиус индентора). Автором работы [1] установлено, что для широкого круга сталей значение предельного равномерного сужения $\psi_в$ можно определить по формуле

$$\psi_В \approx 0,4(h/R)_В. \qquad (2)$$

Как указывает и сам автор работы [1] построение диаграммы внедрения является довольно трудоемким процессом; кроме того максимум на диаграмме внедрения определяется не точкой, а горизонтальным участком, протяженность которого зависит от механических свойств материала. Поэтому найти значение $(h/R)_В$, соответствующее максимуму диаграммы достаточно сложно; погрешность этого метода составляет порядка ±10 %.

В то же время методы определения механических свойств индентированием, позволяет оперативно и без разрушения контролировать материал металлоизделий на всех стадиях их изготовления и эксплуатации.

В настоящей работе установлена взаимосвязь предельной равномерной пластической деформации со средним давлением на поверхности остаточного отпечатка, образованного сферическим индентором на поверхности испытуемого материала. На этой основе разработан неразрушающий метод определения предельного равномерного сужения. Согласно этому методу испытуемый материал нагружают посредством сферического индентора нагрузкой, находящейся в диапазоне, соответствующем контролю твердости, измеряют глубину остаточного отпечатка на поверхности испытуемого материала, определяют площадь боковой поверхности остаточного отпечатка и среднее давление на его поверхности, а предельное равномерное сужение испытуемого материала определяют по формуле

$$\psi_В = 100/(1+0,0041q), \qquad (3)$$

где $q=F/A$ – среднее давление на поверхности остаточного отпечатка; F – нагрузка на сферический индентор; $A=\pi Dh$ – площадь боковой поверхности остаточного отпечатка; D – диаметр сферического индентора; h – глубина остаточного отпечатка.

Формула (3) в новой форме устанавливает взаимосвязи между основными параметрами, определяющими величину предельного равномерного сужения: пластические свойства материала при контактной деформации (от них зависит глубина остаточного отпечатка), прочностные свойства материала (от них зависит среднее давление на поверхности остаточного отпечатка).

Экспериментальная проверка предложенного метода проведена на образцах, изготовленных из углеродистых и легированных конструкционных сталей различного уровня прочности и пластичности (табл. 1). Для этих сталей предварительно определили величину предельного равномерного сужения $\psi_{в,э}$ путем растяжения стандартных образцов [2] с помощью программно-технического комплекса для испытания металлов (ИР 5143-200. В качестве сферического индентора использовали стальной закаленный шарик (с твердостью по Виккерсу не менее HV 850 кгс/мм^2) с диаметром D=5 мм, а для сталей с пластической твердостью большей, чем 4500 МПа – сферический индентор из твердого сплава. Значение нагрузки назначали согласно стандартам [4 или 5], предусматривающих контроль твердости с помощью сферического индентора. Нагружение проводили с помощью пресса Бринелля. Глубину остаточного отпечатка измеряли с помощью индикатора часового типа (с ценой деления 1 мкм), установленного на индикаторной стойке.

Таблица 1

Механические свойства испытанных образцов

Номер образца	Марка стали	Предельное равномерное сужение $\psi_{В,э}$ (%) (по ГОСТ 1497–84, ИСО 6892–84)
1	Сталь 20	13.9
2	Сталь 35	10,1
3	Сталь 20Х	3,8
4	Сталь 45Х	5,0
5	Сталь 38Х	4,9
6	Сталь 40ХН	4,8

Таблица 2

Сопоставление значений предельного равномерного сужения ($\psi_{В,э}$), полученных путем растяжения образцов по ГОСТ 1497–84, ИСО 6892–84, (см. табл. 1), и определенных по разработанному методу ($\psi_В$)

Номер образца	Нагрузка F, Н	Глубина остаточного отпечатка h, мм	Площадь боковой поверхности остаточного отпечатка $A=\pi Dh$, мм^2	Среднее давление на поверхности остаточного отпечатка $q=F/A$, МПа	Предельное равномерное сужение $\psi_В$, %, форм.(3)	Погрешность $\frac{\psi_{В,э}-\psi_В}{\psi_{В,э}}\cdot 100$ %
1	4905	0,200	3,140	1562	13,505	2,88
2	4905	0,138	2,166	2264	9,725	3,71
3	4905	0,053	0,832	5895	3,973	-4,55
4	4905	0,063	0,989	4959	4,687	6,26
5	4905	0,071	1,118	4400	5,251	-7,16
6	2453	0,031	0,488	5027	4,627	3,60
	4905	0,064	1,005	4880	4,476	6,75
	7358	0,098	1,538	4784	4,627	3,6

В табл. 2 сопоставлены результаты определения предельного равномерного сужения разработанным методом со стандартной методикой. Как видно погрешность неразрушающего метода не превышает (3...7) % и имеет характер двухстороннего разброса. В табл. 2, на примере стали 40ХН (образец № 6) также показано, что изменение нагрузки на индентор в достаточно широком диапазоне (в 3 раза) практически не влияет на определяемые значения предельного равномерного сужения.

Таким образом, результаты экспериментальной проверки свидетельствуют о пригодности разработанного метода для практического использования.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Матюнин, В. М.* Индентирование в диагностике механических свойств материалов / В. М. Матюнин. – М. : Издательский дом МЭИ, 2015. – 288 с.

2. ГОСТ 1497–84, ИСО 6892–84. Металлы. Методы испытания на растяжение. Введ. 16.07.1984.

3. А.с. 557295 М.Кл.^{3} , G01N3/08, G01B5/30 Способ измерения предельной равномерной пластической деформации материала деталей / В. М. Аваев, В. Г. Антонова, С. В. Журавлев, В. М. Сапожников и Б. И. Усачев. – Опубл. 30.06.1977. Бюл. №17.

4. ГОСТ 9012–59 (ИСО 410–82, ИСО 6506–81) Металлы. Методы испытаний. Измерение твердости по Бринеллю. – Введ. 01.01.60; последнее изменение 12.09.18.

5. ГОСТ 18835–73. Металлы. Метод измерения пластической твердости. – Введ. 01.07.75. (ограничение срока действия снято Межгосударственным Советом стандартизации, метрологии и сертификации, протокол №3-93, ИУС №5/6, 1993 г.)

УДК: 621.791: 519.876.5
DOI: 10.35211/1990-5297-2020-4-239-35-42

Л. М. Гуревич, В. Ф. Даненко, А. А. Истрати, В. А. Соннова

МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ В СВАРНЫХ СОСУДАХ С КОЛЬЦЕВЫМ СВАРНЫМ СОЕДИНЕНИЕМ

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

Проведено компьютерное моделирование изменения напряжений и деформаций в условиях нагружения постепенно повышающимся внутренним давлением цилиндрических сварных сосудов с кольцевым механически неоднородным сварным соединением с дифференцированными механическими свойствами зон шва, термического влияния и основного металла. Показано, что при нагружении внутренним давлением максимальные напряжения развиваются в крышках сосудов, а кольцевые швы являются слабонагруженными. Исследовано распределение напряжений и деформаций в сварных швах при различных конструктивных параметрах сосудов.

Ключевые слова: сосуд, сварное соединение, шов, зона термического влияния, конечно-элементное моделирование, давление, деформация, напряжение.

© Гуревич Л. М., Даненко В. Ф., Истрати А. А., Соннова В. А., 2020.

L. M. Gurevich, V. F. Danenko, A. A. Istrati, V. A. Sonnova

MODELING THE WORK OF THE HEAD OF A HYDROMECHANICAL EXPANDER FOR WELDED PIPES OF A LARGE DIAMETER

Volgograd State Technical University

Finite element simulates of changing stresses and strains under loading by gradually increasing internal pressure of cylindrical welded vessels was carried out. The vessels had an annular mechanically inhomogeneous welded joint with different mechanical properties of the joint, heat-affected zone, and base metal. Maximum stresses developed in the caps of the vessels, and the annular joint are lightly loaded. The distribution of stresses and strains in joint at various design parameters of the vessels is investigated.

Keywords: vessel, welded joint, seam, heat-affected zone, finite element modeling, pressure, deformation, stress.

Образцы сварных соединений характеризуются наличием иерархии концентраторов напряжений различного масштаба, связанных с формой шва, технологическими дефектами, остаточными напряжениями, неоднородностью микроструктуры и физико-механических свойств в областях шва, зоны термического влияния и основного металла [1]. В результате влияния этих факторов в материалах со сварными соединениями в условиях эксплуатации могут происходить многоуровневые процессы деформации и накопления повреждений, которые в итоге приводят к разрушению конструкции.

В нормативных документах установлены требования к качеству сварных соединений, причем особое внимание уделяются наличию и величине дефектов. Например, согласно ГОСТ Р 52630–2012 и ГОСТ 23055–78 для стальных сосудов и аппаратов наиболее распространенных групп (1–3) при толщине основного металла 16 мм максимально допустимый размер поры или включения в шве равен 1,5 мм (по 4-му классу дефектности). При этом даже для наименее опасного 7-го класса указанная величина не превышает 3 мм, что составляет порядка 20 % толщины свариваемых элементов. При проведении очередной диагностики опасных технических устройств с обнаруженными дефектами сварного шва встает проблема принятия решения о возможности дальнейшей эксплуатации объекта, поскольку несмотря на наличие в изделии дефекта с размерами, превышающими допустимые по нормативам значения, конструкции безаварийно эксплуатировалась в течение межремонтного периода, несмотря на присутствие в конструкции сварочных дефектов с момента изготовления. Таким образом, возникает необходимость экспериментальных и расчетных исследований фактической прочности ослабленных сварных соединений.

Существующие нормативные документы, основанные на инженерных методиках или накопленном опыте эксплуатации сварных конструкций с различными дефектами, позволяют оценивать их остаточный ресурс, но они в ряде случаев предъявляют завышенные требования, запрещая эксплуатацию опасных технических устройств, которые могли бы успешно эксплуатироваться в течение значительного срока. Следовательно, актуальной является проблема создания и развития методов анализа сварных конструкций с имеющимися дефектами форм или сварного соединения.

Авторы статьи [2] проводили исследования на растяжение до разрушения плоских образцов сварного соединения, содержащих дефекты в сварном шве. Проведенные эксперименты показали, что металл сварного шва прочнее основного металла на 15 %. Действительное снижение прочности сварного соединения наблюдается при размере внутреннего дефекта свыше 30% толщины свариваемых деталей. При этом, согласно нормативным документам, это значение не должно превышать 20 %. Таким образом, оценку допустимости отмеченных дефектов для уже эксплуатируемых объектов рационально вести с использованием данных о критическом размере несплошности, наличие которой действительно приводит к снижению прочности конструкции. По мнению авторов статьи пропорциональное снижение прочности металла шва с увеличением размера дефекта, а также вязкий характер разрушения наплавленного металла свидетельствуют о нечувствительности материала сварного соединения к дефектам несплошности типа «сквозная несплошность металла шва». Дефект выступал в качестве фактора, уменьшающего рабочее сечение детали, а не как острый концентратор напряжений [3]. В свою очередь, в сварных соединениях, не чувствительных к дефектам, ослабление сечения шва может быть восполнено высотой валика усиления. Вследствие этого прочность таких изделий при размерах дефекта ниже некоторой величины будет определяться прочностью основного металла.

В работе [4] сделана попытка выработать универсальный критерий, позволяющий достаточно точно оценить реальную опасность дефекта, не прибегая к сложному численному упругопластическому моделированию напряженно-деформированного состояния (НДС) конструкции в зоне дефекта в каждом конкретном случае. Предполагалось, что разрушение конструкции, содержащей дефект сварного соединения, произойдет в случае, если действующие напряжения σ от внешних нагрузок превысят некоторое критическое значение $\sigma_{кр}$. численное значение этой величины должно определяться в зависимости от механических свойств материала и относительного размера несплошности, Для оценки опасности несплошности в сварном шве по мнению авторов достаточно информации о относительном размере дефекта и данных о стандартных прочностных характеристиках ($s_т$ и $s_в$) основного и наплавленного металла в чистом виде.

Развитие методов конечно-элементного моделирования и возможностей компьютерной техники привело к попыткам их использования для оценки влияния дефектов сварных соединений на статическую и циклическую прочность. В статье [5] проведен численный конечно-элементный анализ напряженно-деформированного состояния в зоне двух вариантов дефектов сварного шва вертикального цилиндрического резервуара в рамках деформационной теории упругопластичности (смещение кромок сварного шва и угловатость) и определены значения коэффициента концентрации напряжений в зависимости от величины дефекта и уровня нагрузки, которые сравниваются с данными, обобщающими результаты инженерных методик. Авторы использовали ряд допущений: выбиралось сечение в месте максимального смещения кромок вертикального сварочного шва резервуара, решалась задача о плоско-деформированном состоянии в рамках теории малых упругопластических деформаций. Зависимость значения коэффициентов концентрации напряжений от величины дефекта, полученная в ходе расчетов, качественно совпадала с кривыми натурных экспериментов, причем расчетные значения обычно оказывались ниже экспериментальных.

В статье [6] проведено моделирование нестационарных процессов в сварном соединении трубопровода и рассмотрено изменение напряженно-деформированного состояния в кольцевых сварных швах трубопровода. Максимальные значения напряжений создаются на границе перехода основного металла к усилению корня шва. Теоретический коэффициент концентрации напряжений равен 1.8, который необходимо учитывать при расчете на циклическую прочность линейной части трубопроводов.

Использование метода 2D компьютерного моделирования позволило определить влияние дефектов стыкового сварного соединения с односторонним сварным швом на характер разрушения и изменение диаграммы «удлинение образца – усилие растяжения». Наибольшее снижение величины деформации, при котором начиналось разрушение, характерно для появления подрезов у облицовочного шва. Моделированием показано, что в зоне усиления шва напряжения значительно ниже, чем в остальных участках сварного шва [7].

Значительно меньшее внимание при моделировании уделяли изучению влиянию структурно-механической неоднородности сварного соединения, которая должна привести к неоднородности распределения упругопластических характеристик сплава по ширине сварного соединения, определяющих его прочность при механическом нагружении. В связи с этим интерес представляют исследования взаимосвязи структурной неоднородности и распределения значений упругих характеристик, а также создание методик расчета напряженно-деформированного состояния с учетом этих неоднородностей. В статье сотрудников Института машиноведения УрО РАН [8] методами компьютерного моделирования определены характеристики напряженно-деформированного состояния в разных зонах сварного соединения термически упрочняемого алюминиевого сплава 01420 с учетом изменения упругих свойств, обусловленных структурной неоднородностью. Исходные данные для моделирования были получены в результате исследования сваренных газовым CO_2-лазером листовых заготовок толщиной 1.5 мм из сплава 01420Т в состаренном состоянии.

В материалах со сварными соединениями особую роль играют границы раздела. В работе [9] методами моделирования исследованы процессы эволюции пластического течения в сварных образцах с градиентным и скачкообразным изменением механических свойств в зоне термического влияния и показано, что зарождение и развитие макролокализованной пластической деформации в сварных образцах зависит от соотношения концентраций напряжений, обу-

словленных геометрической кривизной поверхности образца и разницей механических свойств в зонах шва, термического влияния и основного металла. В случае сварного соединения, характеризующегося скачкообразным изменением механических свойств в зоне термического влияния, геометрически обусловленные напряжения у захватов заметно превышают напряжения в зоне сварного шва. Это является причиной зарождения пластических сдвигов и формирования фронтов Людерса в области закругления галтелей. В случае плавного изменения механических свойств зоны термического влияния уровень напряжений вблизи границы с зоной переплава сравним с напряжениями в зоне закругления галтелей, и первые пластические сдвиги зарождаются в этих областях одновременно. Однако при последующем нагружении макроскопические фронты локализованной пластической деформации формируются на границе «зона термического влияния – основной металл», в то время как пластическое течение вблизи галтелей практически прекращает свое развитие.

Разработка методов оптимизации структуры и свойств сварных соединений, позволяющих минимизировать опасный уровень концентрации напряжений вблизи границ раздела, является актуальной инженерной и научной проблемой, требующей теоретических и экспериментальных исследований.

В настоящей работе приведены результаты компьютерного моделирования изменения напряжений и деформаций в цилиндрических сварных сосудах с кольцевым механически неоднородным сварным соединением в условиях нагружения постепенно повышающимся внутренним давлением.

Моделирование процесса трехосного растяжения цилиндрических сосудов с внутренним диаметром ø151 мм с кольцевым сварным швом методом конечных элементов проводилось с использованием модуля Abaqus/Explicit программного комплекса SIMULIA/Abaqus. Расчет проводился с использованием модели Мизеса. Для обеспечения необходимой точности расчетов размер сторон кубической ячейки конечно-элементной сетки в цилиндрических деталях сосуда и тетраэдрических ячеек в крышках сосуда выбирался равным 0,5 мм. При моделировании свойств цилиндрических деталей сосуда, крышек, одностороннего шва с узкой разделкой (угол разделки 15°) и зоны термического влияния (ЗТВ) использовались значения, полученные при экспериментальном исследовании свойств однородного сварного соединения из стали 15Х5М [10, 11]. Упрочнение стали в процессе пластического деформирования учитывали по кривым упрочняемости (рис. 1).

Толщина стенок цилиндрических деталей сосудов и криволинейных крышек составляла 10 мм. Толщина зоны термического влияния – 5 мм. Радиус галтели в зоне соединения крышек с цилиндрическими деталями сосудов – 20 мм. При соединении цилиндрического сосуда с крышкой используется вариант Tie, при котором прочность равна прочности соединяемых материалов. Размеры деталей сосудов при различных вариантах моделирования приведены в таблице и на рис. 2.

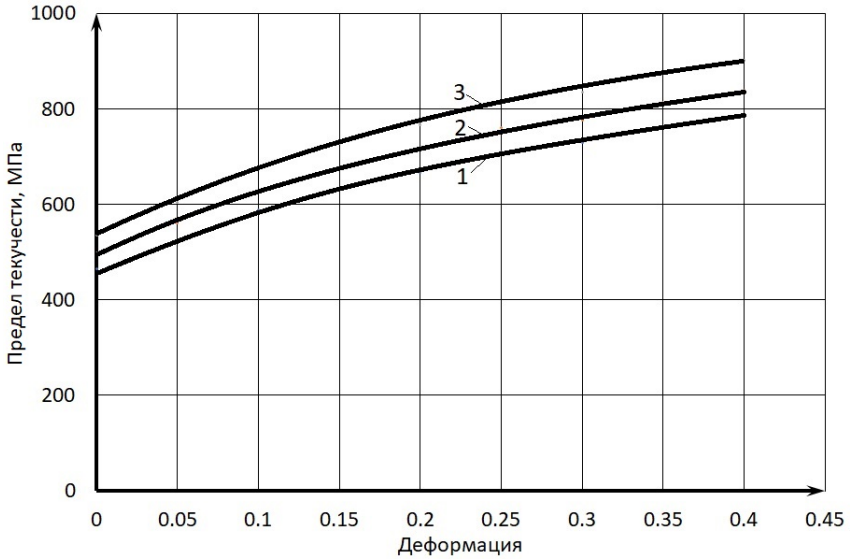


Рис. 1. Кривые упрочняемости стали 15Х5М в различных участках сварного соединения:
1 – основа; *2* – ЗТВ; *3* – шов

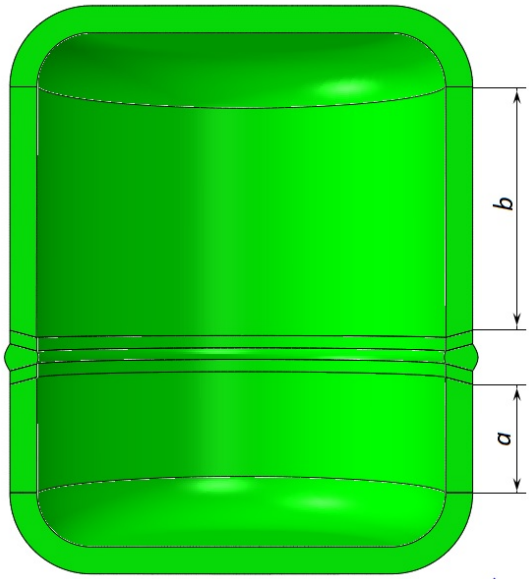
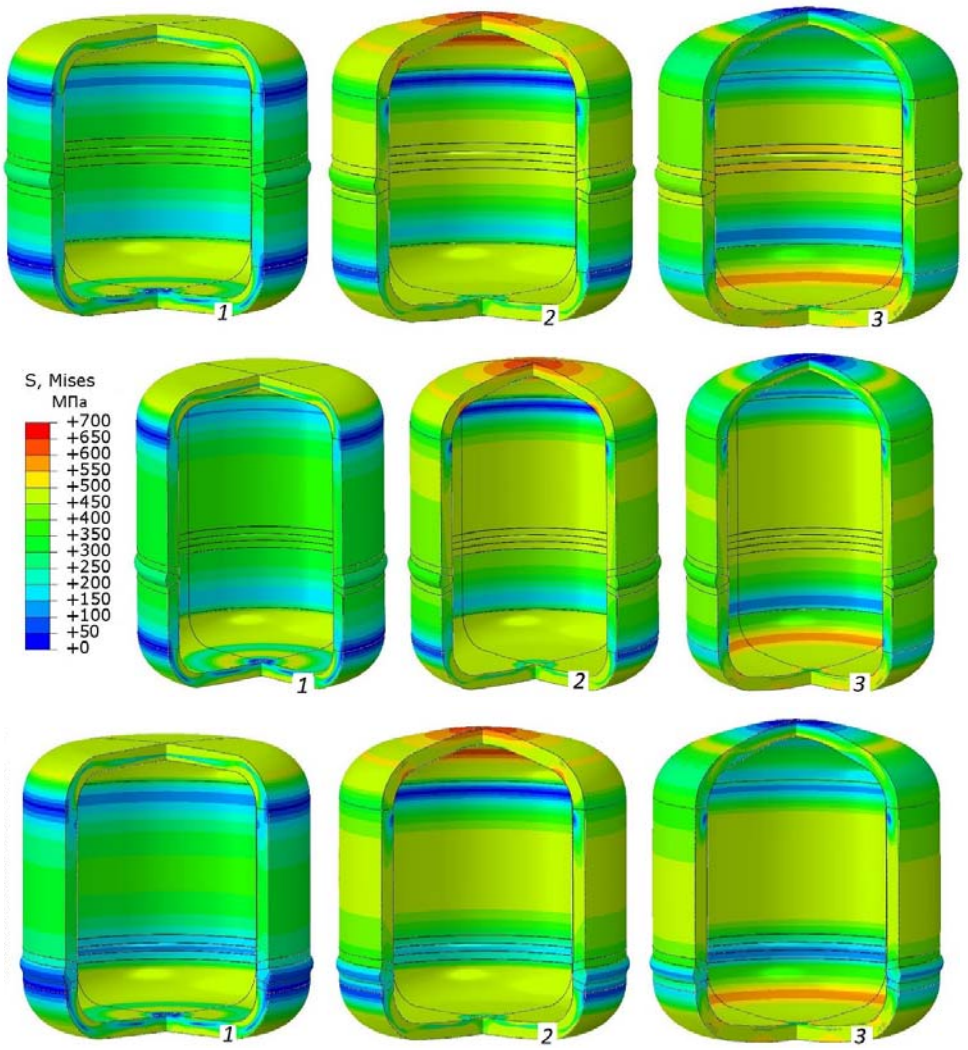


Рис. 2. Размеры цилиндрических деталей сосуда при различных вариантах моделирования

Размеры цилиндрических деталей сосуда при различных вариантах моделирования

Размер, мм	Вариант моделирования		
	1	2	3
a	40	90	90
b	40	40	0

В процессе моделирования давление внутри сосуда поднималось до 21 МПа. В процессе моделирования фиксировалось изменение напряжений и пластических деформаций в различных участках сосуда при варьировании внутреннего давления. Визуализация полученных при моделировании распределений напряжений Мизеса в стенках трех вариантов сосуда при приложенных давлениях 9,0; 15,0 и 21 МПа показана на рис. 3.



а

б

в

Рис. 3. Визуализация распределений напряжений Мизеса в стенках различных вариантов сосуда:
а – вариант *1*; *б* – вариант *2*; *в* – вариант *3*; при приложенных давлениях 9,0 (*1*); 15,0 (*2*) и 21 МПа (*3*)

Как видно на рис. 3, максимальные величины распределений Мизеса находятся в зоне галтелей верхних и нижних крышек сосудов, что вероятно связано с высокой жесткостью этой зоны. При 15МПа крышки сосудов начинают пластически деформироваться что приводит перераспределению напряжений. Во всех моделируемых вариантах в зонах цилиндрических стенок, примыкающих к нижней и верхней крышкам, формируются кольцевые пояса с пониженным уровнем напряжений. Визуализация напряжений при всех вариантах моделирования показывает, что напряжения в сварном соединении (шве, ЗТВ и исходном металле вблизи ЗТВ) практически не отличаются по окраске от напряжений в близьлежащих стенках цилиндрических деталей сосудов. При большем масштабе увеличения визуализации видно, что распределение напряжений в сварном шве неоднородно: наименее нагруженной является усиление сварного шва, особенно в варианте моделирования *3*, наибольшие напряжения в варианте *1* сосуда в ЗТВ вблизи внутренней поверхности (рис. 4, 5). Повышенный уровень напряжений в ЗТВ привел к развитию пластических деформаций в корне сварного шва в первом варианте моделируемого сосуда (рис. 6). В варианте *3*, когда сварной шов соединяет цилиндрическую стенку сосуда с крышкой пластическая деформация в сварном соединении отсутствовала.

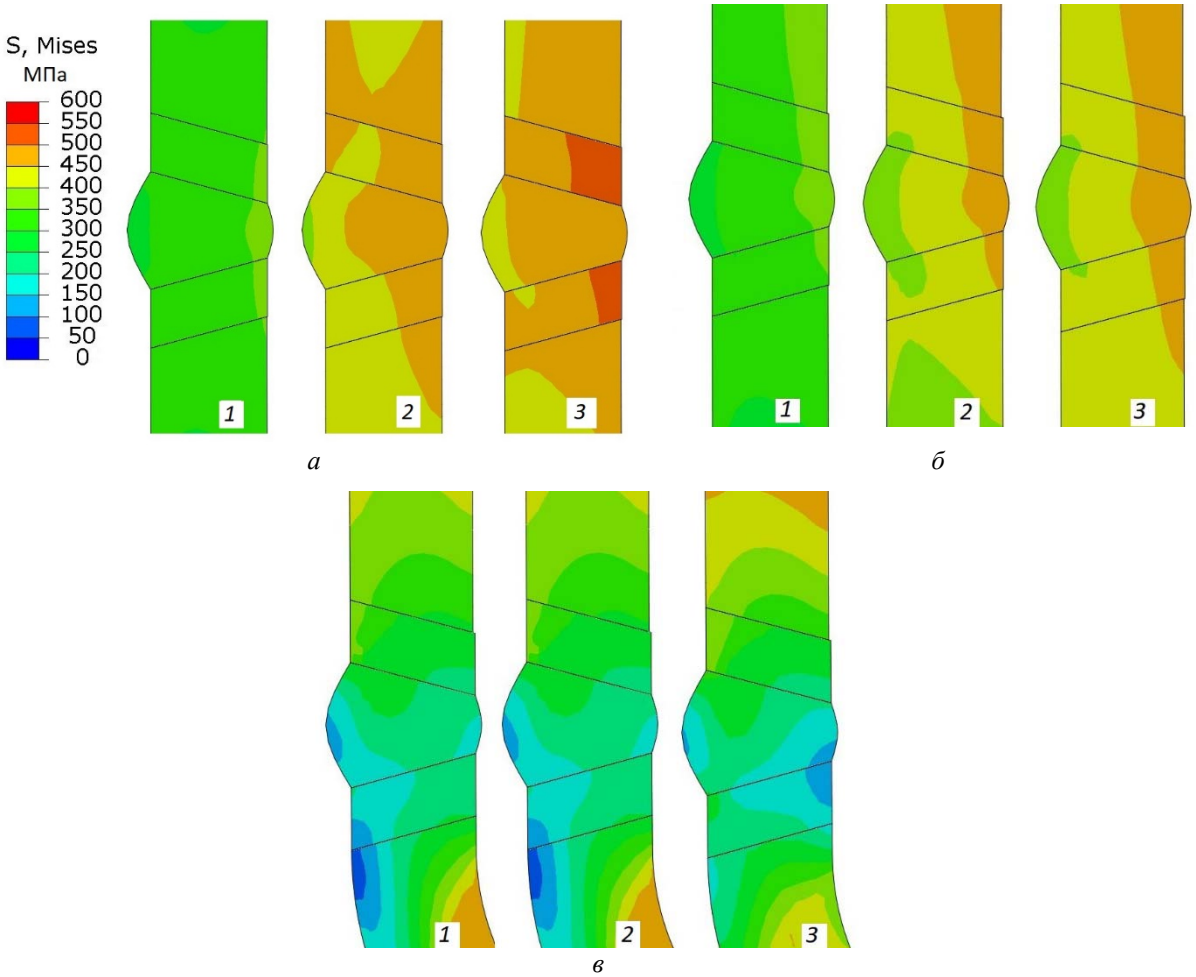
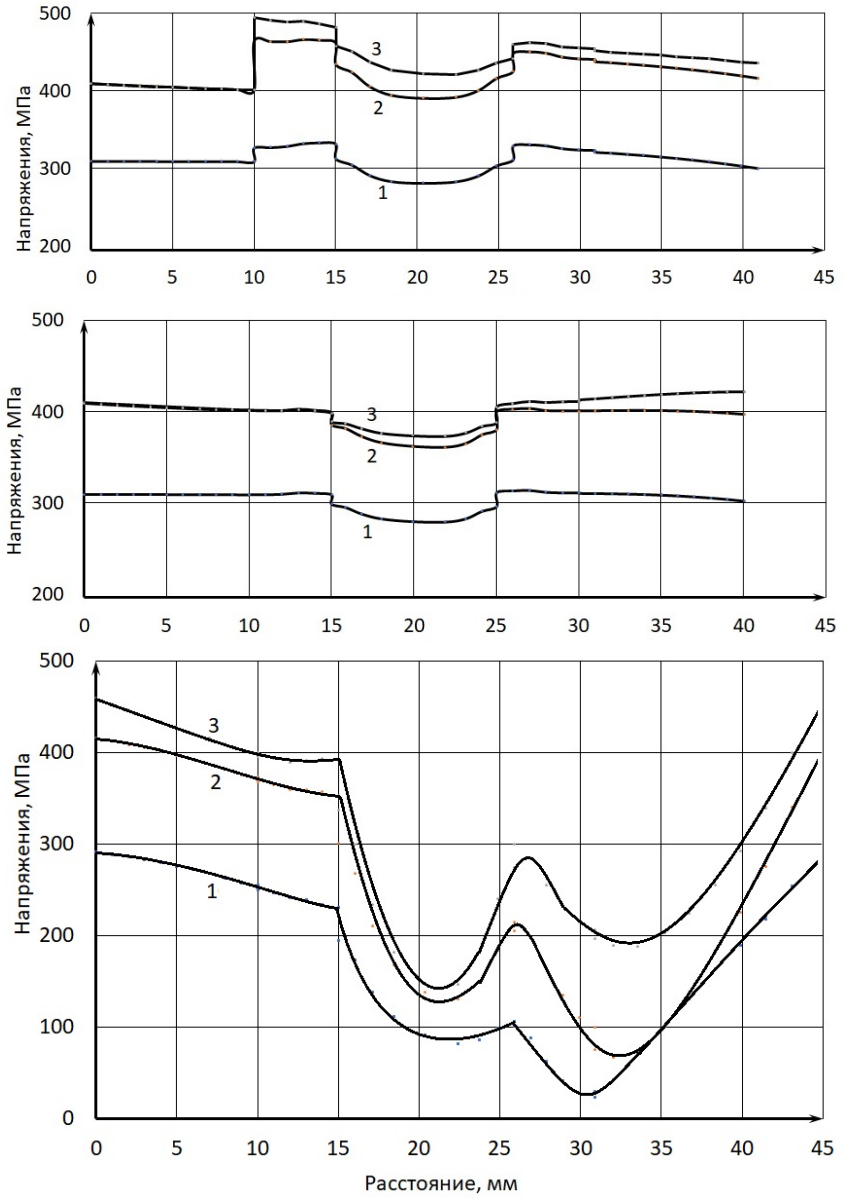


Рис. 4. Визуализация распределений напряжений Мизеса в сварном соединении различных вариантов сосуда: *а* – вариант *1*; *б* – вариант *2*; *в* – вариант *3*; при приложенных давлениях 9,0 (*1*); 15,0 (*2*) и 21 МПа (*3*)

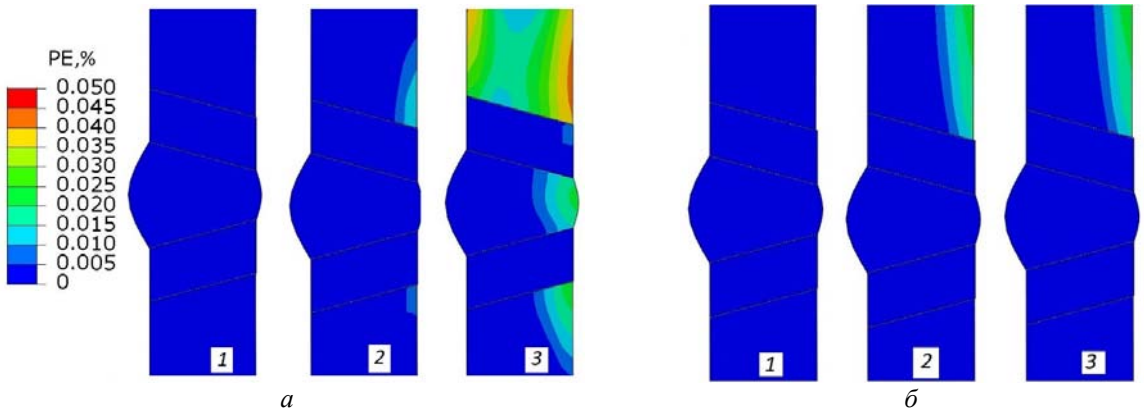


а

б

в

Рис. 5. Распределение напряжений Мизеса на внешней поверхности сварного соединения при различных вариантах сосуда:
а – вариант *1*; *б* – вариант *2*; *в* – вариант *3*; при приложенных давлениях 9,0 (*1*); 15,0 (*2*) и 21 МПа (*3*)



а *б*

Рис. 5. Визуализация распределений пластических деформаций в сварном соединении первого (*а*) и второго (*б*) вариантов сосуда при приложенных давлениях 9,0 (*1*); 15,0 (*2*) и 21 МПа (*3*)

Выводы

1. Проведенное компьютерное моделирование изменения напряжений и деформаций в цилиндрических сварных сосудах из стали 15Х5М с кольцевым механически неоднородным сварным соединением в условиях нагружения постепенно повышающимся внутренним давлением показало, что наибольший уровень напряжений, приводящих к развитию пластических деформаций, развиваются в крышках сосуда. Уровень напряжений в сварном соединении не превышают напряжений в кольцевых стенках сосуда.

2. Изменение осевых размеров деталей сосуда при постоянстве его радиуса и толщины стенок приводит к значительным изменениям уровня напряжений в сварном шве при постоянстве приложенного внутреннего давления. Наиболее разгружен сварной шов, соединяющий цилиндрические стенки сосуда с галтелью в крышке.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Плешанов, В. С.* Мезомасштабный механизм локализации деформации при растяжении поликристаллов низкоуглеродистой стали с линейными концентраторами напряжений / В. С. Плешанов, В. Е. Панин, С. А. Кобзева, Н. А. Лебедева, А. В. Козлов // Физическая мезомеханика. – 2001. – Т. 4. – № 6. – С. 95–104.

2. *Захаров, М. Н.* Экспериментальное моделирование поведения сварных соединений с дефектами несплошности при критических нагрузках / М. Н. Захаров, В. А. Насонов // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. – 2014, № 2. – С. 65–71.

3. Проектирование сварных конструкций в машиностроении / под ред. С. А. Куркина. – М. : Машиностроение, 1975. – 376 с.

4. *Захаров, М. Н.* Критерий разрушения сварных стыковых соединений с внутренними дефектами / М. Н. Захаров, В. А. Насонов // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. – 2014. – № 7 (652). – С. 76–82.

5. *Смирнова, И. Н.* Численное моделирование дефектов стыковых сварных соединений типа угловатость и депланация / И. Н. Смирнова, Р. Ю. Банников // Вестник ПГТУ. Механика. – 2009. – № 1. – С. 72–78.

6. *Шестаков, А. П.* Моделирование нестационарных процессов в сварном соединении трубопровода / А. П. Шестаков [и др.] //Сетевое издание «Нефтегазовое дело». – 2011. – №. 5. – С. 376–387.

7. *Гуревич, Л. М.* Моделирование разрушения сварного соединения при растяжении / Л. М. Гуревич, В. М. Букин, А. А. Григорян // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 12 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – С. 83–87.

8. *Смирнов, С. В.* Структурная неоднородность сварного соединения алюминиевого сплава и моделирование его упругой деформации / С. В. Смирнов [и др.] // Физическая мезомеханика. – 2014. – Т. 17. – №. 1.

9. *Романова, В. А.* Моделирование зарождения и развития локализованной пластической деформации в стальных образцах со сварными соединениями / В. А. Романова, Р. Р. Балохонов // Физическая мезомеханика. – 2008. – Т. 11. – №. 5.

10. *Тришкина, И. А.* Микроструктуры хромомолибденовых сталей, используемых в нефтепереработке / И. А. Тришкина, Л. Е. Ватник, Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич // Прочность неоднородных структур : тез. Евразийской науч.-практ. конф. – М., 2006. – С. 36.

11. *Ватник, Л. Е.* Структура хромомолибденовых сталей змеевиков технологических печей нефтеперерабатывающих установок / Л. Е. Ватник, И. А. Тришкина, Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич // Ремонт, восстановление, модернизация. – 2007. – № 5. – С. 48–53.

ВОПРОСЫ СВАРКИ, ЛИТЬЯ, МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

УДК 621.791.927.5
DOI: 10.35211/1990-5297-2020-4-239-43-48

И. В. Зорин, Ю. Н. Дубцов, Г. Н. Соколов, В. И. Лысак, Ю. В. Андриянов, О. А. Слепов, А. А. Тазов

ВЛИЯНИЕ ЧАСТИЦ ТУГОПЛАВКИХ ХИМИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ НА ПЕРЕНОС МЕТАЛЛА В СВАРОЧНОЙ ДУГЕ ПРИ НАПЛАВКЕ КОМПОЗИЦИОННОЙ ПРОВОЛОКОЙ*

Волгоградский государственный технический университет
e-mail: naplavka34@yandex.ru

Показано, что введение в составе наполнителя композиционной проволоки (КП) микроразмерных частиц тугоплавких соединений TiB_2, ZrB_2, CeO_2 способствует повышению качества массопереноса металла в сварочной дуге. Установлено, что под влиянием частиц рассмотренных компонентов плавящиеся разнородные по теплофизическим свойствам компоненты наполнителя КП более активно формируются в металлическую каплю, а ее перегрев снижается. Это способствует повышению качества переноса электродного металла в сварочной дуге и увеличению коэффициентов перехода легирующих элементов в наплавленный металл.

Ключевые слова: композиционная проволока, частицы тугоплавких соединений, сварочная дуга, металлическая капля, поверхностное натяжение, массоперенос, наплавленный металл.

I. V. Zorin, Yu. N. Dubtsov, G. N. Sokolov, V. I. Lysak, Yu. V. Andriyanov, O. A. Slepov, A. A. Tazov

EFFECT OF PARTICLE REFRACTORY CHEMICAL COMPOUNDS ON METAL TRANSFER IN THE ARC IN SURFACING COMPOSITE WIRE

Volgograd State Technical University

It is shown that the introduction of micro-sized particles of refractory compounds TiB_2, ZrB_2, CeO_2 in the composition of the filler of the composite wire (CW) contributes to an increase in the quality of mass transfer of metal in the welding arc. It was found that under the influence of particles of the considered components, melting components of the CW filler, heterogeneous in terms of thermophysical properties, are more actively formed into a metal drop, and its overheating decreases. This helps to improve the quality of transfer of the electrode metal in the welding arc and to increase the conversion factors of alloying elements into the weld metal.

Keywords: composite wire, particles of refractory compounds, welding arc, metal drop, surface tension, mass transfer, deposited metal.

Введение

Повышение качества плавления проволок с порошковым и композиционным наполнителем для сварки и наплавки высоколегированных специальных сплавов представляет приоритетную задачу современного сварочного производства [1–3]. В этой связи особую актуальность приобретает использование в процессах сварки и наплавки в аргоне композиционных проволок (КП), обеспечивающих формирование термо- и износостойкого наплавленного металла на основе интерметаллида Ni_3Al [4]. Характерной особенностью существования сварочной дуги на торце такой проволоки является периодичность, с которой анодное пятно дуги существует сначала на свободном вылете тугоплавкого сердечника, а затем, в результате расплавления компонентов наполнителя и оболочки, на поверхности металлической капли [5]. В процессе наплавки это дает возможность дифференцировать тепловое воздействие дуги во времени на формирующийся расплав капли,

© Зорин И. В., Дубцов Ю. Н., Соколов Г. Н., Лысак В. И., Андриянов Ю. В., Слепов О. А., Тазов А. А., 2020.

* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Администрации Волгоградской области в рамках научного проекта № 19-48-340010.

предотвращая ее перегрев. Вместе с тем многостадийность кинетики расплавления КП [4], обусловленная наличием компонентов со значительно отличающимися температурами плавления, повышает чувствительность формирующегося на торце расплава к случайным колебаниям величины сварочного тока и напряжения на дуге в процессе наплавки. По этой причине отделение капли от торца КП может происходить преждевременно, когда она еще не сформировалась или с запозданием, что приводит к замыканию дугового промежутка каплей большого объема. Вследствие этого коэффициент перехода легирующих элементов в наплавленный металл непостоянен и химическая однородность наплавленного металла нарушается.

Проблему повышения качества расплавления и переноса электродного металла в дуге, как правило, успешно решают посредством наложения на нее импульсов тока определенной частоты. Однако в случае использования композиционных проволок, как и порошковых, управление частотой отрыва капли электродного металла требует обеспечения синхронности расплавления оболочки и сердечника (наполнителя), что в практике применения импульсно-дуговых процессов возможно лишь при использовании проволок малого диаметра [6]. Также имеет значение и то обстоятельство, что значительная доля серийного оборудования для автоматизированной наплавки в защитных газах проволоками диаметром до 3,2 мм традиционно комплектуется сварочными выпрямителями, не имеющих возможности формировать импульсы тока. Другим актуальным способом целенаправленного воздействия на процесс расплавления электродной проволоки является создание на его поверхности тонких покрытий, содержащих т.н. активирующие компоненты на основе щелочных, щелочноземельных металлов и галогенидов [7–9]. Действие этих компонентов основано на изменении электрофизических характеристик сварочной дуги, вследствие чего изменяются размеры активного пятна на торце электродной проволоки и соответственно условия теплопередачи от дуги к ней. Таким образом, изменяя концентрацию активатора, становится возможным управлять скоростью расплавления электродного материала и частотой переноса капель в дуге. Подобный прием позволяет реализовать и конструкция композиционной проволоки с тем отличием, что для расположения «активирующих» компонентов технологически выгодно использовать внутреннюю поверхность оболочки на этапе изготовления КП. Очевидно, что при выборе таких компонентов для наплавки сложнолегированного металла необходимо учитывать не только поверхностно-активные свойства веществ, но и возможное влияние их на структурно-фазовое состояние металла. Целью работы является повышение качества переноса электродного металла в процессе электродуговой наплавки с использованием композиционной проволоки.

Материалы и методы исследований

При наплавке в качестве плавящегося электрода использовали композиционные проволоки диаметром 3 мм, содержащие в наполнителе вольфрамовую (диаметром 0,5 мм) и молибденовую (диаметром 0,45 мм) проволоки, конструктивно отделенные от никелевой оболочки слоем алюминия и порошковой составляющей наполнителя (хром, тантал и молибден) (рис. 1). Такая конструкция КП обеспечивает в наплавленном металле стехиометрическое соотношение между массами никеля и алюминия, соответствующее интерметаллическому соединению γ'-Ni_3Al. Вольфрамовый сердечник выполняет функцию тугоплавкого расходуемого электрода, обеспечивающего пространственную устойчивость дуги в парогазовой среде, образующейся при смешивании аргона с парами металлов из наполнителя КП. Характерная для композиционного строения неоднородность в распределении теплофизических свойств в поперечном сечении, компенсируется наличием хорошего электрического контакта между поверхностями компонентов КП, что обеспечивает быстрый их нагрев теплом сварочной дуги и Джоулевым теплом на вылете проволоки.

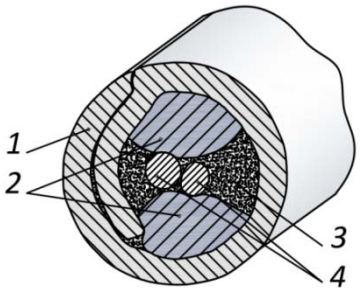


Рис. 1. Схематичное изображение электродной композиционной проволоки:
1 – никелевая оболочка; *2* – деформированные в процессе волочения КП алюминиевые проволоки; *3* – порошковая составляющая наполнителя; *4* – вольфрамовая и молибденовая проволоки

Таблица 1

Содержание в КП							
основных элементов						Компонентов активаторов	
Al	W	Mo	Cr	Ta	Ni	TiB_2 / ZrB_2	CeO_2
10,5–12	4,5–5,5	3,2–4,2	5,5–6,6	3,0–3,5	база	0,45–0,8	0,05–0,1

В наполнитель КП вводили дозированное количество (0,1–1,0 масс.%) микродисперсного порошка диборидов титана TiB_2 и циркония ZrB_2, а также диоксида церия CeO_2. При выборе частиц диборидов полагали, что бор, образующийся при диссоциации соединения TiB_2 и ZrB_2 в сварочной дуге, уменьшит межфазное поверхностное натяжение на границе металлический расплав – парогазовая смесь, что должно оказать влияние на характер формирования металлической капли. В свою очередь образующийся в небольших количествах титан микролегируя металл, наряду с танталом и вольфрамом участвует в формировании термически стабильной γ'-фазы. Вследствие близких атомных радиусов алюминия и титана, по сравнению с другими электроположительными переходными металлами, обеспечивается максимальная растворимость титана в γ'-фазе, что стабилизирует ее [10]. Выбор диоксида церия в качестве компонента "активатора" обусловлен способностью церия нейтрализовывать влияние поверхностно-активной серы в процессе кристаллизации наплавленного металла и при длительных высокотемпературных нагревах.

Процесс автоматизированной наплавки осуществляли на установке A2 Mini Master (ESAB). Изменение силы сварочного тока I и напряжения на дуге U в процессе наплавки регистрировали с частотой дискретизации 5 кГц с использованием аналого-цифрового преобразователя (АЦП) LA-20USB. Для измерения текущих значений сварочного тока один из входных каналов АЦП подключали к измерительному шунту, который на номинальном токе 1 кА обеспечивает падение напряжение 60 мВ. На второй входной канал АЦП через делитель напряжения, подавали уменьшенный в 34 раза сигнал текущего значения напряжения на дуге. Визуализацию аналоговых сигналов с АЦП в виде осциллограмм и их последующую обработку производили в специализированной программе PowerGraph 3.3 Professional. Количественную оценку изменения напряжения на дуге и сварочного тока в процессе наплавки экспериментальными КП производили посредством расчета коэффициента вариации количества замыканий дугового промежутка f.

Результаты и их обсуждение

Экспериментально установлено, что введение в составе КП частиц диборидов способствует созданию условий, при которых плавящиеся разнородные по теплофизическим свойствам оболочка и компоненты наполнителя более активно формируются в металлическую каплю. Вследствие этого уменьшается размер капель и повышается частота их отделения (с 3–4 до 7–9 капель в секунду) с торца КП, что сопровождается увеличением периодичности, с которой анодное пятно дуги перемещается между торцом тугоплавкого сердечника и поверхности металлической капли (рис. 2). В результате перегрев капли уменьшается, а коэффициенты перехода легирующих элементов в наплавленный металл увеличиваются (рис. 3).

Выявлено, что при введении в наполнитель диборидов TiB_2 и ZrB_2 более 0,8 масс. % содержание бора в наплавленном металле достигает значений, очевидно, близких к критическим (≥ 0,05 %), при которых бор может образовать с никелем легкоплавкие эвтектики, что приводит к охрупчиванию наплавленного металла. Частота переноса капель электродного металла в этом случае увеличивается до значений 11–15, что уменьшает время необходимое для формирования однородного химического расплава капли на торце КП. Вследствие этого в наплавленном металле образуются ликвационные участки с химической неоднородностью. При введении в наполнитель TiB_2 менее 0,45 масс. % частота отделения капель электродного металла снижается до 4–5 в секунду, что уменьшает коэффициент перехода легирующих элементов, в первую очередь легкоплавкого алюминия ($k_п \leq 0,65$) в наплавленный металл.

С целью более эффективного воздействия на формирование расплава на торце КП в состав наполнителя вводили кислородосодержащее соединение диоксида церия CeO_2. Совместный анализ изменения тока и напряжения на дуге и видеофиксации дугового процесса показал отличия в характере формирования капель

электродного металла под влиянием этого соединения (рис. 2, *б*). При введении частиц диоксида церия в количестве 0,05–0,1 масс.% на торце КП при наплавке образуются капли большего размера по сравнению с каплями, формирующимися под влиянием частиц диборидов. Время существования на торце таких капель увеличено в 2–3 раза, что хотя и способствует более полному протеканию стадии растворения тугоплавких компонентов в объеме металлической капли, но повышает степень ее перегрева. Вследствие этого уменьшается коэффициент перехода в металл преимущественно легкоплавкого алюминия (рис. 3). Вместе с тем расплавление КП характеризуется полным отсутствием выбега тугоплавкого сердечника относительно капли и соответственно замыкания дугового промежутка отсутствуют.

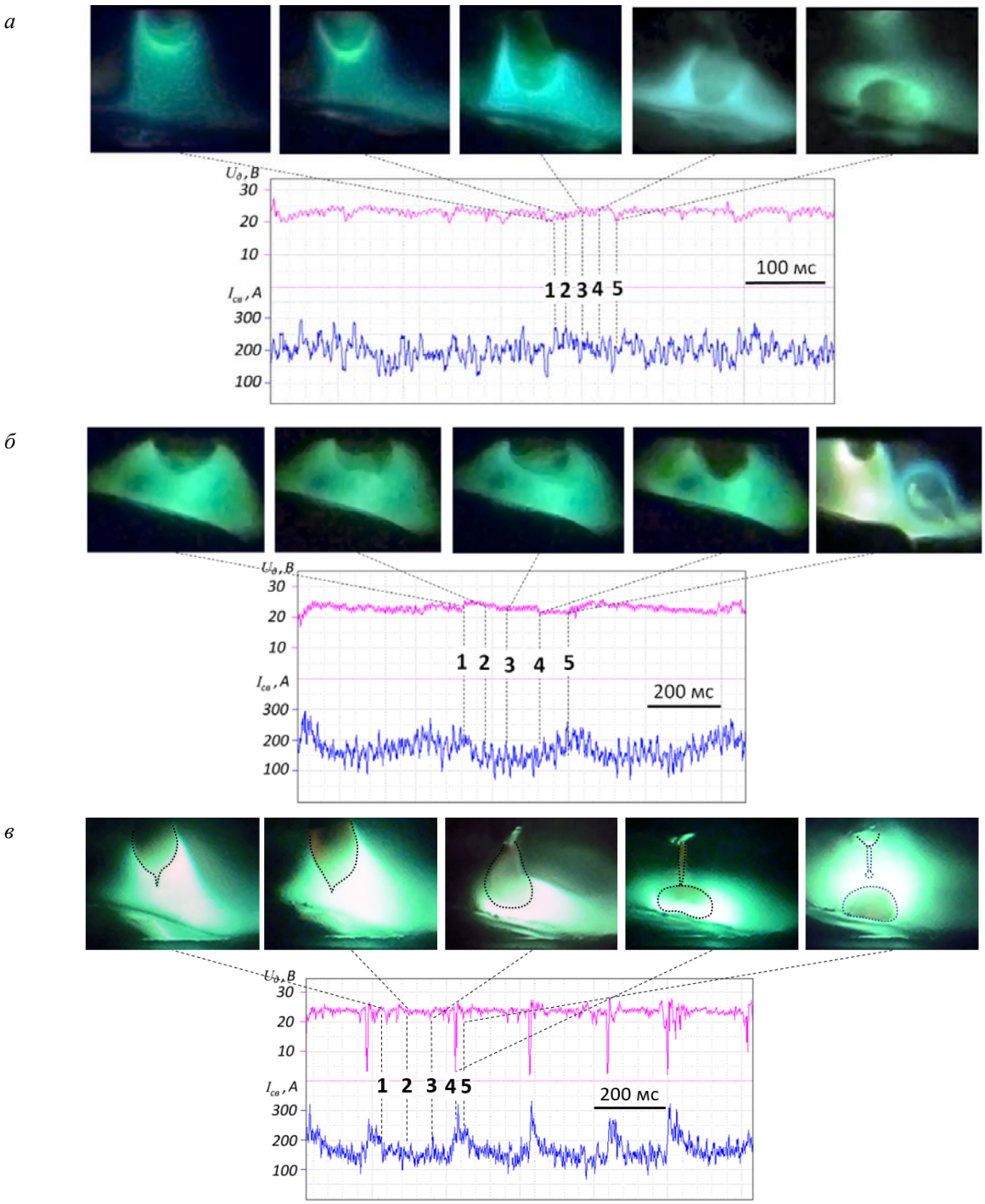


Рис. 2. Характер формирования капли электродного металла и изменения тока и напряжения на дуге при наплавке с использованием в наполнителе КП частиц TiB_2 (*а*), CeO_2 (*б*) и без них (*в*)

Отмеченные особенности формирования капель под влиянием CeO_2, вероятно, связаны с образованием при его диссоциации до 75 % кислорода O_2, который более эффективно снижает поверхностное натяжение на границе расплав-парогазовая смесь. Поэтому с увеличением содержания CeO_2 до 0,3–0,5 масс.% размер капель уменьшается, но их частота отделения увеличивается, что нарушает однородность химического состава капли.

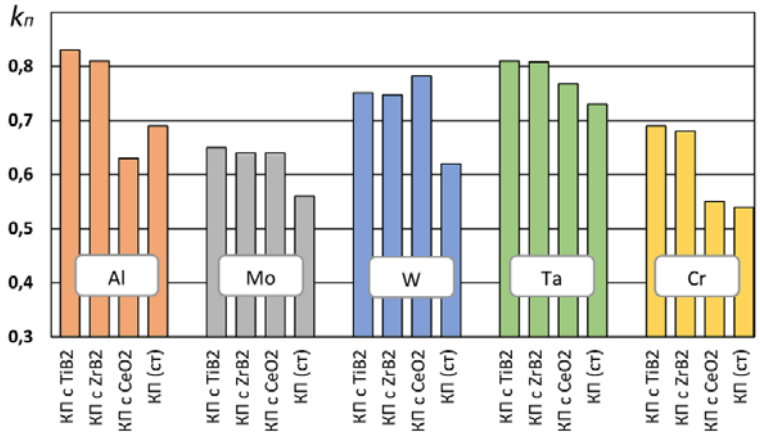


Рис. 3. Распределение коэффициента перехода основных легирующих элементов в металл, наплавленный с использованием КП с частицами TiB_2, ZrB_2, CeO_2 и без них КП(ст)

Проведенная количественная оценка полученных в процессе наплавки осциллограмм по показателю частоты замыканий дугового промежутка *f* (табл. 2) позволяет сделать вывод, что введение в наполнитель КП частиц TiB_2, ZrB_2, CeO_2 способствует уменьшению величины *f* на один порядок по сравнению с процессом наплавки КП, не содержащей в своем составе компонентов активаторов.

Таблица 2

Влияние частиц тугоплавких компонентов на качество переноса электродного металла в сварочной дуге

Частицы	Частота замыканий дугового промежутка, *f* (Гц)	Коэффициент вариации количества замыканий дугового промежутка
TiB_2	0,0926	0,72
ZrB_2	0,297	0,378
CeO_2	0	0
без частиц	1,78	0,565

Однако уменьшение величины *f* сопровождается значительным уменьшением значений соответствующего вариативного показателя до нулевых значений только в случае использования частиц CeO_2, что указывает на повышенную стабильность установившегося режима переноса металла отдельными каплями. Таким образом, при использовании в составе КП частиц TiB_2, ZrB_2, CeO_2 можно прогнозировать улучшение качества массопереноса металла при наплавке.

В металле, наплавленном с использованием композиционной проволоки не выявлены дефекты в виде пор, опасных неметаллических включений, трещин. Микролегирования металла (Ti, Zr, Ce, B) не повлияло на соотношение между содержанием в структуре легированного γ-твердого раствора и легированной γ'-фазы (Ni_3Al). Элементный и морфологический анализ этих фаз является предметом отдельного исследования.

Вывод

Установлено, что введение через наполнитель композиционной проволоки частиц тугоплавких соединений TiB_2, ZrB_2, CeO_2 способствует активированию процессов формирования расплава на торце КП вследствие снижения поверхностного натяжения на границе расплав-парогазовая смесь под влиянием поверхностно

активных бора и кислорода. Результатом такого воздействия на расплав является повышение качества переноса металла в сварочной дуге, что увеличивает значения коэффициентов перехода туго- и легкоплавких легирующих элементов в наплавленный металл.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Разработка порошковых проволок для дуговой металлизации жаростойких покрытий на основе нейросетевого моделирования / Ю. С. Коробов, С. В. Невежин, В. С. Верхорубов, Г. А. Ример // Сварка и диагностика. – 2014. – № 5. – С. 18–22.

2. Определение технологических характеристик плавления порошковой проволоки с сердечником из порошка тугоплавких металлов / В. А. Ерофеев, А. В. Масленников, О. И. Зайцев // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. – 2014. – № 11–1. – С. 15–21.

3. Non-wetting behaviour of tungsten carbide powders in nickel weld pool: new loss mechanism in GMAW overlays S. D. Guest, J. Chapuis, G. Wood and P. F. Mendez // Science and Technology of Welding and Joining. – 2014. – Vol. 19. № 2. – P. 133–141.

4. Наплавка трубопрошивных оправок сплавом на основе Ni_3Al с использованием композиционной проволоки / И. В. Зорин, Г. Н. Соколов, Ю. Н. Дубцов, В. И. Лысак, Ан. С. Бобков // Сварка и Диагностика. – 2016. – № 2. – С. 20–23.

5. Thermal- and wear-resistant alloy arc welding depositions using composite and flux-cored wires with TiN, TiCN, and WC nanoparticles / Г. Н. Соколов, И. В. Зорин, А. А. Артемьев, С. К. Елсуков, Ю. Н. Дубцов, В. И. Лысак // Journal of Materials Processing Technology. – 2019. – Vol. 272. – P. 100–110.

6. Оценка параметров импульсно-дуговой сварки высокохромистой порошковой проволокой / Ю. С. Давыдов, Н. М. Разиков, Ю. С. Коробов и т. д. // Сварочное производство. – 2017. – № 6. – С. 14–20.

7. Влияние активирования на перенос металла при сварке в углекислом газе / И. К. Походня, Л. Н. Орлов, А. М. Бейниш // Автоматическая сварка. – 1975. – № 1. – С. 4–6.

8. Влияние покрытия сварочной проволоки на технологические свойства дуги в защитных газах / В. А. Ленивкин, Н. Г. Дюргеров, П. И. Петров, Е. Н. Варуха // Сварочное производство. – 1978. – № 5. – С. 8–10.

9. Исследование сварочных проволок с нанокомпозиционными покрытиями на никелевой матрице при сварке в среде защитных газов / С. Г. Паршин, А. С. Майстро // Сварка и диагностика. – 2015. – № 3. – С. 12–16.

10. Структура и свойства интерметаллидных материалов с нанофазным упрочнением : монография / Ю. Р. Колобов [и др.] ; под науч. ред. Е. Н. Каблова и Ю. Р. Колобова. – М. : МИСиС, 2008. – 326 с.

УДК 621.793
DOI: 10.35211/1990-5297-2020-4-239-48-52

Н. А. Кидалов[1], В. А. Гурьев[2], В. Н. Томов[3], Ю. В. Гребнев[1], Е. В. Фомина[1]

ОСОБЕННОСТИ ТЕРМОДИФФУЗИОННОГО ЦИНКОВАНИЯ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ДЕФОРМИРУЕМЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

[1] Волгоградский государственный технический университет
[2] ООО «Волнар»
[3] ООО «Протек»

e-mail: lp@vstu.ru

Разработан состав насыщающей порошковой смеси для термодиффузионного цинкования изделий из деформируемых алюминиевых сплавов. Предлагаемый состав насыщающей порошковой смеси позволяет интенсифицировать процесс формирования защитных покрытий с высокими коррозионными свойствами.

Ключевые слова: алюминиевые деформируемые сплавы, окисная пленка, термодиффузионное цинкование, насыщающая порошковая смесь, цинковый порошок, активатор, инертный наполнитель, защитное покрытие, диффузионный слой.

N. A. Kidalov[1], V. A. Guriev[2], V. N. Tomov[3], Yu. V. Grebnev[1], E. V. Fomina[1]

SPECIFICS OF THERMO-DIFFUSION ZINC COATING OF ITEMS MADE FROM ALUMINUM WROUGHT ALLOYS

[1] Volgograd State Technical University
[2] OOO «Volnar»
[3] OOO «Protek»

The composition of saturating powder blend meant for thermo-diffusion zinc coating of items made from aluminum wrought alloys has been developed. The present composition of saturating powder blend allows for boosting the formation process of protective coatings with high corrosion-resistant properties.

Keywords: aluminum wrought alloys, oxide film, thermo-diffusion zinc coating, saturating powder blend, zinc powder, activator, inert filler, protective coating, diffusion layer.

© Кидалов Н. А., Гурьев В. А., Томов В. Н., Гребнев Ю. В., Фомина Е. В., 2020.

Введение

Проблеме снижения веса ряда ответственных конструкций различного функционального назначения, при сохранении требуемого комплекса физико-химических и механических свойств используемых материалов, уделяется большое значение. Данная проблема наиболее актуальна для таких стратегически важных отраслей, как авиа- и судостроение, а также ракетная техника, где вес изделий имеет одно из решающих значений в увеличении грузоподъемности, снижении расхода топлива и улучшении маневренности летательных аппаратов и водного транспорта.

В настоящее время для снижения веса различных конструкций, а значит, повышения их экономичности и увеличения эксплуатационной эффективности используются различные алюминиевые сплавы, которые при достаточно низкой плотности характеризуются рядом уникальных физико-механических свойств. Однако неудовлетворительная коррозионная стойкость в агрессивных средах (например, морская вода, морская атмосфера) ограничивает массовое применение данных сплавов в авиа- и судостроении. Поэтому разработка новых технологических методов повышения коррозионной стойкости изделий из алюминиевых сплавов имеет большие перспективы.

Среди многочисленных технологий нанесения защитных покрытий на стальные, чугунные и медные детали с целью повышения их коррозионной стойкости особое место занимает термодиффузионное цинкование в порошковых смесях [1].

Однако до настоящего времени в различных российских и зарубежных фирмах попытки получить качественные поверхностные слои при термодиффузионном цинковании алюминиевых сплавов с использованием насыщающей порошковой смеси, в состав активатора и инертного наполнителя которых входят компоненты, традиционно используемые для термодиффузионного цинкования железоуглеродистых сталей и сплавов, например, хлорид аммония, оксид кремния или оксид алюминия [2], не увенчались успехом. В лучшем случае, на поверхности изделий выявлялись разрозненные фрагменты цинкосодержащего покрытия толщиной, не более 10мкм. Данный факт можно объяснить наличием на поверхности изделий из алюминиевых сплавов исходной прочной окисной пленки, препятствующей контактному взаимодействию частиц порошка цинка, а также газовой его фазы, образующейся при температуре цинкования непосредственно с поверхностью алюминиевого сплава, что и является основной причиной отсутствия проникновения цинка в его кристаллическую решетку. Особая сложность состоит в том, что после механического или химического удаления окисной пленки, она восстанавливается через несколько секунд. Указанный процесс значительно интенсифицируется при высоких температурах, в том числе и при термодиффузионном цинковании. Сказанное выше объясняет отсутствие систематизированных научных сведений или практических рекомендаций по данной теме.

Целью настоящей работы является разработка насыщающей порошковой смеси для интенсификации процесса формирования защитных покрытий при термодиффузионном цинковании изделий из алюминиевых сплавов за счет полного разрушения окисной пленки и предотвращения ее образования на поверхности деталей при высоких температурах обработки.

Методика проведения исследований

Нанесение защитных покрытий на образцы, изготовленные из алюминиевого сплава АМг6, осуществляли на производственной базе ООО «Протек» (г. Копейск) в печи фирмы «Distec».

В процессе экспериментов изменяли процентное содержание компонентов активатора, а также соотношение ингредиентов в разработанной насыщающей порошковой смеси.

Испытание на коррозионную стойкость проводили в камере нейтрального соляного тумана [3].

Толщину диффузионного слоя определяли металлографическим методом на микроскопе ЛОМО МЕТАМ РВ-21.

Определение содержания цинка на поверхности защитного покрытия проводили на электронном микроскопе VERSA-3D.

Результаты исследований и их обсуждение

В результате многочисленных производственных экспериментов и комплексных лабораторных исследований разработана насыщающая порошковая смесь для термодиффузионного цинкования изделий из алюминиевых сплавов, которая состоит из цинкового порошка ПЦР-1 [4], активатора и инертного наполнителя. В состав активатора были включены сле-

дующие компоненты: фторид натрия, хлорид лития, хлорид аммония, хлорид цинка, хлорид калия. В качестве инертного наполнителя использовался прочный, пористый, тугоплавкий материал органогенного происхождения, состоящий из оксидов кремния, алюминия, железа, кальция, а именно, диатомит.

Выбор активатора проводился с учетом высокой химической активности летучих элементов, которые должны выделяться из его компонентов в процессе термодиффузионного цинкования. Было установлено, что именно летучие элементы оказывают одно из решающих влияний на предотвращение дальнейшего образования окисной пленки на поверхности изделий из алюминиевых сплавов при достаточно высоких температурах цинкования. Данный эффект оказывает положительное влияние на интенсификацию процесса формирования в поверхностном слое изделий качественных, равномерных по толщине двухфазных покрытий системы Al-Zn с высокими коррозионными свойствами.

Так, например, совместное действие хлоридов калия, лития, цинка и аммония, а также фторида натрия усиливает процесс растворения окислов на поверхности алюминиевого сплава и цинкового порошка, повышает термодинамическую активность цинка. При этом присутствие в активаторе хлорида аммония способствует созданию защитной атмосферы в реторте, которая препятствует восстановлению окисной пленки при высоких температурах обработки, как на поверхности алюминиевого сплава, так и цинковом порошке.

Предложенный в качестве инертного наполнителя диатомит, по сравнению с известными инертными наполнителями, например, оксидом алюминия (электрокорунд) или оксидом кремния характеризуется повышенными, адсорбционными и каталитическими свойствами, что в значительной степени, интенсифицирует процесс насыщения цинком кристаллической решетки алюминиевых сплавов. Адсорбционная способность инертного наполнителя обеспечивается его низкой плотностью и высокой пористостью, что гарантирует максимально возможное насыщение частиц диатомита цинком, а высокая их прочность способствует дополнительному разрушению окисной пленки при их механическом воздействии на поверхность алюминиевых сплавов. При этом наблюдается двойной эффект при термодиффузионном цинковании, а именно, химико-термический (насыщение поверхности алюминиевого сплава из газовой фазы) и механический – из твердой фазы (при непосредственном контакте порошка цинка и инертного наполнителя с поверхностью алюминиевого сплава).

В табл. 1 и 2 приведены результаты экспериментов по определению свойств защитного термодиффузионного цинкового покрытия на образцах из деформируемого алюминиевого сплава АМг6 в зависимости от процентного содержания в активаторе компонентов, а также от соотношения ингредиентов в насыщающей порошковой смеси соответственно.

Из табл. 1 видно, что наиболее предпочтительными, с точки зрения формирования защитных покрытий с максимальными значениями коррозионной стойкости, при постоянном содержании в насыщающей порошковой смеси порошка цинка и инертного наполнителя, являются составы *2* и *3*. Однако, использование активатора с составом *3* при повышенном процентном содержании в нем компонентов по сравнению с активатором состава *2*, и равноценными характеристиками защитного покрытия экономически не выгодно. Можно также отметить, что снижение процентного содержания компонентов в активаторе (состав *1*) сопровождается снижением коррозионной стойкости защитного покрытия.

Таблица 1

Влияние процентного содержания компонентов активатора в составе насыщающей порошковой смеси на свойства защитного покрытия

Состав активатора	Содержание компонентов, мас.%					Свойства защитного покрытия		
	фторид натрия	хлорид лития	хлорид аммония	хлорид цинка	хлорид калия	толщина слоя, мкм	содержание цинка, %	коррозионная стойкость, ч
1	12–15	17–20	8–10	12–15	ост.	35–40	11–12	не менее 480
2	17–20	22–25	12–15	15–17	ост.	50–55	27–28	не менее 720
3	22–25	28–30	17–19	19–21	ост.	50–55	27–28	не менее 720

Примечание: во всех вариантах содержание порошка цинка – 25 гр. на 1кг обрабатываемых изделий; инертного наполнителя – 35 % от количества насыщающей порошковой смеси.

Таблица 2

Влияние количественного содержания ингредиентов в составе насыщающей порошковой смеси на свойства защитного покрытия

Состав порошковой смеси	Содержание ингредиентов, мас. %			Свойства защитного покрытия			Характеристики защитного покрытия
	инертный наполнитель	активатор	цинковый порошок	толщина, мкм	содержание цинка, %	коррозионная стойкость, ч	
1	25–30	3–5	остальное	30–35	10–12	не менее 460	Равномерное гладкое, незначительная пористость
2	33–35	6–8	остальное	50–55	27–28	не менее 720	Равномерное гладкое, отсутствие пористости
3	37–40	10–15	остальное	60–72	32–35	не менее 310	Неравномерное шероховатое пористое

Примечание: во всех вариантах использовался активатор состава *2* (см. табл. 1).

Из табл. 2 видно, что использование насыщающей порошковой смеси, сбалансированной по ингредиентам (состав *2*), позволяет при термодиффузионном цинковании изделий из алюминиевого сплава формировать качественные защитные покрытия с высокими коррозионными свойствами.

В табл. 3 приведены сравнительные характеристики защитных покрытий, сформированных при термодиффузионном цинковании с использованием разработанной насыщающей порошковой смеси и порошковой смеси, включающей хлорид аммония и оксид алюминия.

Таблица 3

Сравнительные характеристики защитных покрытий

Насыщающая порошковая смесь	Свойства защитного покрытия			Характеристика защитного покрытия
	толщина, мкм	содержание цинка, %	коррозионная стойкость, ч	
Разработанная	50–55	27–28	не менее 720	равномерное, гладкое, отсутствие пористости
Сравнительная [2]	0–10	0–27	96–107	разрозненные участки цинкового покрытия

Из данных табл. 3 видно явное преимущество разработанной насыщающей порошковой смеси, используемой при термодиффузионном цинковании алюминиевых сплавов по сравнению с порошковой смесью, в состав которой традиционно входят хлорид аммония и оксид алюминия.

На рис. 1 приведен вид образца из алюминиевого сплава после коррозионных испытаний в камере нейтрального соляного тумана на базе 720 часов (поверхность *1* – цинковое покрытие, полученное после термодиффузионного цинкования с использованием разработанной насыщающей порошковой смеси; поверхность *2* – алюминиевый сплав без цинкового покрытия).

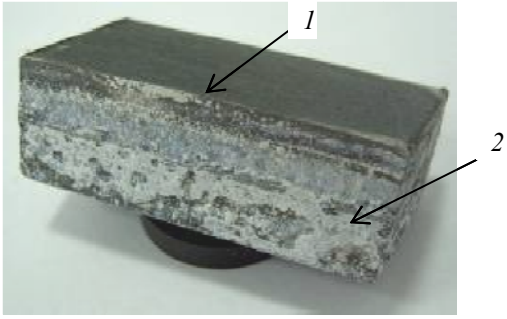


Рис. 1. Вид образца после коррозионных испытаний: *1* – коррозионные повреждения отсутствуют; *2* – хлопьевидные продукты коррозии

Рис. 2. Центральный блок опреснительной установки после термодиффузионного цинкования

На рис. 2 приведен вид одного из основных конструктивных элементов опреснительной установки обратного осмоса – центрального распределительного блока, изготовленного из деформируемого алюминиевого сплава АМг6 после термодиффузионного цинкования с использованием разработанной насыщающей порошковой смеси..

Внедрение термодиффузионного цинкования позволило заменить ранее применяемую для изготовления центрального блока более дорогостоящую сталь 12Х18Н10Т, значительно снизить расход металлообрабатывающего инструмента, а также понизить вес установки в целом, без снижения коррозионной стойкости материала.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. ГОСТ 9.316–2006 Единая система защиты от коррозии и старения. Покрытия термодиффузионные цинковые. Общие требования и методы контроля. – М. : Стандартинформ, 2006. – 12 с.

2. *Проскуркин, Е. В.* Цинкование. Справочник / Е. В. Проскуркин, В. А. Попович, А. Т. Мороз. – М.: Металлургия, 1988. – 528 с.

3. ГОСТ 9.308–85 Единая система защиты от коррозии и старения. Покрытия металлические и неметаллические неорганические. Методы ускоренных испытаний. – М. : Издательство стандартов, 1985. – 31 с.

4. ГОСТ 12601–76 Порошок цинковый. Технические условия. – М. : Издательство стандартов, 1976. – 20 с.

УДК 669.141.24.046.5
DOI: 10.35211/1990-5297-2020-4-239-52-58

Г. В. Бабин, Д. В. Руцкий, Н. А. Зюбан, М. В. Кириличев, А. Ю. Агарков

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ СОСТАВА ОКСИДНЫХ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ НА ЭТАПАХ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПЕРЕДЕЛА

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

В работе с помощью методов оптической и электронной микроскопии проведено исследование загрязненности углеродистой стали марки С45Е неметаллическими включениями в пробах, отобранных на всех этапах металлургического передела, а также определены химические составы неметаллических включений. Выплавка осуществлялась по следующей технологии: получение полупродукта в дуговой сталеплавильной печи → обработка расплава на установках внепечной обработки → вакуумирование стали → непрерывная разливка.

С помощью методов пересчета данных EDS-спектра, с использованием программного комплекса Thermocalc, определены фазовые составы неметаллических включений проб металла, отобранных на каждой стадии металлургического передела. Было установлено, что комплексные оксидные включения, обладающие шлаковым составом, с каждым последующим этапом увеличиваются в размерах и к финальным стадиям обработки полностью удаляются из металла. В то же время включения алюминатов кальция наоборот уменьшаются в размерах и вместе с включениями корунда, остающимися практически неизменными на протяжении всей обработки, являются основным типом оксидов, попадающим в готовый металл.

Ключевые слова: неметаллические включения, раскисление, оксиды, алюминаты кальция, внепечная обработка.

G. V. Babin, D. V. Rutskii, N. A. Zyuban, M. V. Kirilichev, A. Yu. Agarkov

STUDY OF CHANGES IN THE COMPOSITION OF OXIDE NON-METALLIC INCLUSIONS AT THE STAGES OF THE METALLURGICAL PROCESS

Volgograd State Technical University

Using optical and electron microscopy methods, a study was made of the contamination of C45E carbon steel with non-metallic inclusions in samples taken at all stages of the metallurgical process, and the chemical compositions of non-metallic inclusions were determined. Smelting was carried out according to the following technology: production of an intermediate in an arc steel-smelting furnace → melt processing at out-of-furnace processing →vacuum treatment of steel → continuous casting.

Using the methods of recalculation of the EDS-spectrum data, using the Thermocalc software, the phase compositions of non-metallic inclusions of metal samples determined at each stage of the metallurgical process are determined. It was found that complex oxide inclusions with a slag composition are increase in size with each subsequent step and are completely removed from the metal by the final stages of the treatment. At the same time, inclusions of calcium aluminates, on the contrary, decrease in size and, with inclusions of corundum, which remain almost unchanged throughout the treatment, are the main type of oxide that enters the finished metal.

Keywords: non-metallic inclusions, deoxidation, oxides, calcium aluminates, out-of-furnace treatment.

© Бабин Г. В., Руцкий Д. В., Зюбан Н. А., Кириличев М. В., Агарков А. Ю., 2020.

Загрязненность стали неметаллическими включениями напрямую влияет на качество готовой продукции, ее технологические и эксплуатационные свойства. Степень такого влияния определяется размером, количеством и составом включений. Немалую роль играет их морфология. Определяющим фактором образования НВ, помимо вводимых добавок в расплав, являются температурные области существования образующихся соединений.

В процессе раскисления стали различными раскислителями в основном образуются оксидные неметаллические включения типа Al_2O_3 [1], однако, также образуются и комплексные соединения типа $CaO{\cdot}Al_2O_3$. Ни для кого не секрет, что полное удаление всех неметаллических включений из расплава недостижимо. В этом ключе, в процессе металлургического передела, в расплав добавляются различные модификаторы, с целью изменения фазового состава неметаллических включений. Изменение фазового состава приводит к изменению формы включений. Как правило, температура плавления модифицированных соединений часто ниже температуры металлургического процесса (~1600 °С). Это означает, что обозначенные соединения пребывают в металле в жидком состоянии, что облегчает их удаление из расплава в шлак.

На производстве, как правило, для раскисления металла используется алюминий. Это обусловлено его низкой стоимостью, при том, что он является одним из наиболее сильных раскислителей. Алюминий, введенный в избытке, может взаимодействовать не только с кислородом, растворенным в металле, но и с оксидами более слабых раскислителей (MnO, SiO_2). Высокие значения межфазного натяжения на границе металл-включение (корунд), т. е. малая смачиваемость металлом, облегчают процесс отделения этих включений от металла [2].

В настоящей работе было проведено исследование образцов металла, взятых при производстве стали марки С45Е, с каждого этапа металлургического предела по схеме:

ДСП → ПК-А → ПК-Б → ВКР → УНРС

Идентификация включений, проводилась методами оптической (Leica DMi8 C) и электронной микроскопии (FEI Versa 3D). Определение фазового состава включений, проводилось при помощи пересчета данных EDS, с использованием программного комплекса Thermocalc.

На ПК-А проводили окончательное раскисление и десульфурацию, на ПК-Б – доводку по хим. составу (легирование), на установке ВКР – проводили вакуумирование стали и модифицирование неметаллических включений. Химический состав полученной стали соответствует марке С45Е согласно требованию DIN EN 10083-2:2006-10 [3] приведен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав стали марки С45Е [3]

Содержание элементов, %											
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Ti	Sn	Ca	Al
Согласно DIN EN 10083-2:2006-10											
0,42–0,5	<0,4	0,5–0,8	<0,03	<0,035	<0,4	<0,4	<0,1	–	–	–	–
Фактическое											
0,47	0,28	0,73	0,009	0,0242	0,13	0,11	0,013	0,018	0,095	0,002	0,022

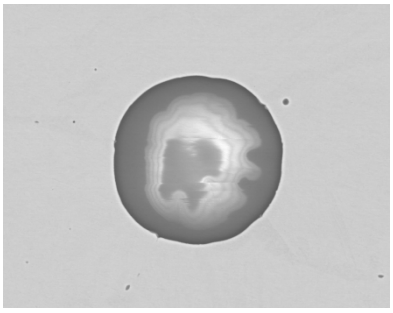
Как уже было отмечено ранее, важную роль в эволюции включений по мере продвижения металла по металлургическому циклу играют вводимые в расплав добавки: раскислители, шлакообразующие, модификаторы и т. п. Перечень всех добавок, которые были введены в исследуемую сталь при производстве, приведен в табл. 2. С каждого агрегата было отобрано по два образца для более подробного изучения влияния количества и состава вводимых добавок на состав и размеры образующихся неметаллических включений.

Таблица 2

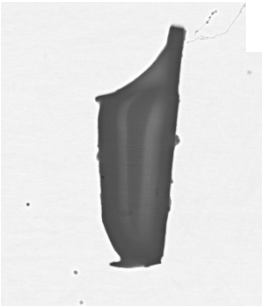
Количество вводимых материалов при выплавке стали С45Е

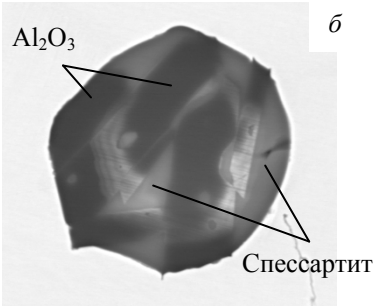
Наименование	Агрегат					
	ПК-А	ПК-А	ПК-Б	ПК-Б	ВКР	ВКР
Известь, кг	372	–	–	–	–	–
FeSiMn 18, кг	–	188	83	65	–	–
FeSi 65, кг	–	113	93	167	–	–
Антрацит, кг	–	309	–	–	–	–
Графит (пров.), кг	–	–	–	236	–	–
Al (пров.), кг	–	–	–	52	–	9
SiCa, кг	–	–	–	–	70	39
Рисовая лузга, кг	–	–	–	–	270	–
FeTi 30, кг	–	–	–	–	–	165

После выпуска металла из ДСП в печь-ковш «А» была добавлена известь в качестве шлакообразующего. Наиболее крупные НВ, обнаруженные в металле на этом этапе, представляют собой спессартит $3MnO{\cdot}Al_2O_3{\cdot}3SiO_2$, иногда являющегося оболочкой включений корунда. Средний размер этих включений на данном агрегате составляет ~19 мкм. Далее в расплав были добавлены FeSiMn18 и FeSi65, а также антрацит. Анализ крупных включений, обнаруженных в образце, взятом на этой стадии, не выявил существенного изменения фазового состава неметаллических включений. Основная их масса по-прежнему представлена спессартитом, однако, теперь являющимся оболочкой корундовых включений. Также были обнаружены отдельные включения корунда, к этому времени, очевидно, уже получившие достаточное развитие. Средний размер включений корунда и спессартита составляет 24 мкм и 20 мкм, соответственно. Характерный вид включений на этапе обработки металла на ПК-А представлен на рис. 1.



1





2

Рис. 1. Характерный вид неметаллических включений на ПК-А после введения шлакообразующего (*1*), после введения FeSiMn18, FeSi65 и антрацита (*2*):
а – корунд; *б* – корунд в оболочке спессартита

Вначале обработки металла на ПК-Б в металл были проведены повторные добавки в меньших количествах FeSiMn18 и FeSi65. В результате включения спессартита в расплаве были растворены с образованием родонита $MnO{\cdot}SiO_2$ и монотектическим выделением SiO_2, а вокруг корундовых включений образовались оболочки различного состава. Об этом свидетельствуют размеры вновь образованных включений: средний размер корундов составляет ~10 мкм, а родонита – 42 мкм.

Далее в расплав были добавлены, помимо порций FeSiMn18 и FeSi65, графит и алюминий в виде проволок. На данном этапе произошло перераспределение элементов во включениях таким образом, что большая их часть трансформировалась в алюминаты кальция, преимущественно $CaO{\cdot}Al_2O_3$, в некоторых случаях содержащие в «ядре» алюмо-магниевую шпинель $Al_2O_3{\cdot}MgO$. Кальций, который не вводился в металл в качестве модификатора на предыдущих стадиях, вероятно, мог появиться из

включений волластонита ($CaO{\cdot}2SiO_2$). Эти включения несмотря на то, что были обнаружены ранее в металле, все же не получили достаточного распространения на предшествующих этапах. Помимо алюминатов кальция в металле образовались комплексные включения типа мелилита ($2CaO{\cdot}Al_2O_3{\cdot}SiO_2$+$2CaO{\cdot}MgO{\cdot}2SiO_2$). Размеры этих включений (~59 мкм для алюминатов кальция и ~55,5 мкм для комплексных включений) свидетельствуют о том, что их образование происходило путем ассимиляции элементов из введенных добавок и перераспределением их внутри уже имеющихся включений. Характерный вид неметаллических включений на ПК-Б представлен на рис. 2.

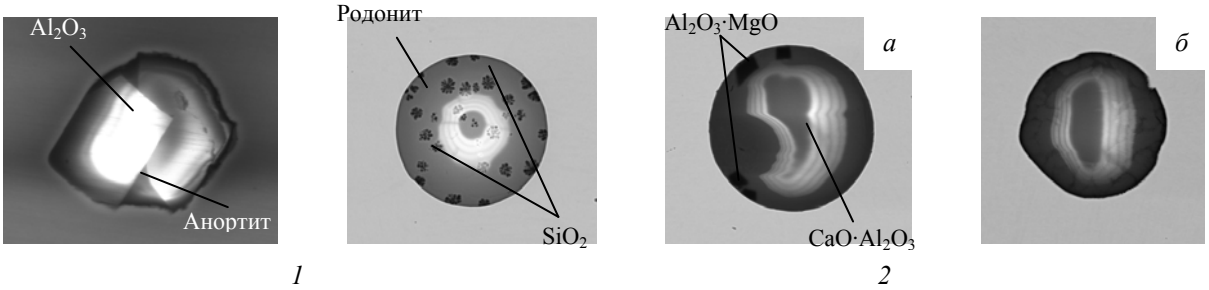


Рис. 2. Характерный вид неметаллических включений на ПК-Б в начале обработки (*1*), после введения графита и алюминия (*2*):
а – один из типов алюминатов кальция; *б* – мелилит

На этапе ВКР в металл был добавлен SiCa с целью модификации имеющихся неметаллических включений, а также рисовая лузга для утепления зеркала металла. Включения родонита на данном этапе не претерпели фазовых изменений, а лишь увеличились в размерах, средний показатель которых среди самых крупных обнаруженных составляет, приблизительно, 72 мкм. Дополнительное введение SiCa, а также FeTi30 в процессе обработки на данном агрегате способствовало изменению фазового состава, а также размеров алюминатов кальция. Включения типа $CaO{\cdot}Al_2O_3$ ($T_{пл}$ = 1600 °С), иногда содержащие в своем составе шпинель, вероятно, были частично растворены из-за колебания температуры металла на данном этапе. В результате чего их размеры резко уменьшились в 2 раза (~28 мкм), а образовавшиеся соединения типа $CaO{\cdot}6Al_2O_3$ оказались в 3,5 раза (~16 мкм) меньше, чем алюминаты кальция на предыдущем этапе. Характерный вид неметаллических включений на ПК-Б представлен на рис. 3.

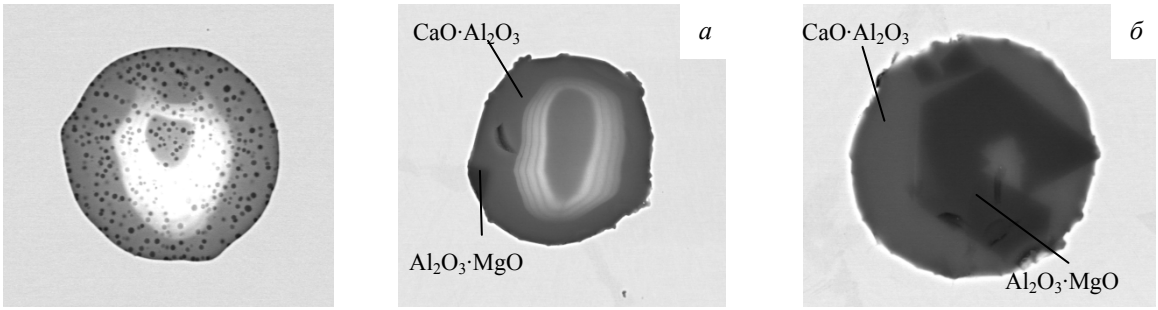


Рис. 3. Характерный вид неметаллических включений на ВКР вначале обработки (*1*), после введения дополнительного SiCa и FeTi (*2*):
а – $CaO{\cdot}Al_2O_3$; *б* – $CaO{\cdot}6Al_2O_3$)

Анализ проб металла, взятых на УНРС, показал, что наибольшее распространение здесь получили включения корунда, иногда являющиеся своего рода оболочками вокруг оксида титана. Хотя FeTi был добавлен в расплав на предыдущей стадии обработки, очевидно, что такие включения получили достаточное развитие лишь на данном этапе металлургического передела. Помимо корундовых включений были обнаружены алюминаты кальция $CaO{\cdot}Al_2O_3$, иногда содержащие в своем составе шпинель. Других типов включений обнаружено не было,

что говорит об их эффективном удалении из расплава. Размеры корундовых НВ и алюминатов составляют, в среднем, 19 мкм и 13 мкм, соответственно. Характерный вид неметаллических включений на УНРС представлен на рис. 4.

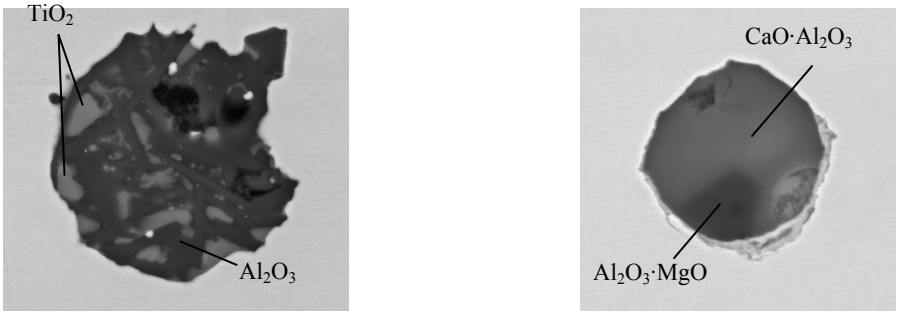


Рис. 4. Характерный вид неметаллических включений на УНРС

Таблица 3

Характерные типы НВ на всех этапах выплавки стали С45Е

Агрегат	Тип включения	Формула	Ср. размер, мкм
ПК-А(1)	Спессартит	$3MnO{\cdot}Al_2O_3{\cdot}3SiO_2$	19,05
ПК-А(2)	Корунд	Al_2O_3	23,9
	Корунд+Спессартит	$Al_2O_3+3MnO{\cdot}Al_2O_3{\cdot}3SiO_2$	19,57
ПК-Б(1)	Корунд	Al_2O_3	9,54
	Родонит+ SiO_2	$MnO{\cdot}SiO_2+SiO_2$	41,72
ПК-Б(2)	Алюминат кальция(+Шпинель)	$CaO{\cdot}Al_2O_3(+Al_2O_3{\cdot}MgO)$	58,64
	Мелилит	$2CaO{\cdot}Al_2O_3{\cdot}SiO_2+2CaO{\cdot}MgO{\cdot}2SiO_2$	55,52
ВКР(1)	Родонит+ SiO_2	$MnO{\cdot}SiO_2+SiO_2$	72,28
ВРК(2)	Алюминат кальция(+Шпинель)	$CaO{\cdot}Al_2O_3(+Al_2O_3{\cdot}MgO)$	28,33
		$CaO{\cdot}6Al_2O_3(+Al_2O_3{\cdot}MgO)$	16,08
УНРС	Корунд+Рутил	$Al_2O_3+TiO_2$	18,79
	Алюминат кальция(+Шпинель)	$CaO{\cdot}Al_2O_3(+Al_2O_3{\cdot}MgO)$	12,98

Перечень наиболее крупных и характерных типов неметаллических включений, обнаруженных на всех стадиях металлургического передела, а также их средние размеры представлены в табл. 3.

На рис. 5 представлено сопоставление данных, полученных в ходе исследования образцов, взятых в процессе производства стали С45Е, с данным замеров температуры в ходе ее выплавки. Изменением цвета точек включений шлакового состава на диаграмме показывает изменение химического и, как следствие, фазового состава этих включений. Из рисунка, а так же данных табл. 4, видно, что данные включения находятся в металле в жидком состоянии. Их размер увеличивается по мере продвижения по производственной линии и в итоге они полностью удаляются из металла.

Включения алюминатов кальция же, напротив, с каждым следующим этапом имеют меньший размер, чем на предыдущем. Это связано, вероятно, с тем, что включения, достигая некоего критического размера, удаляются из металлического расплава в виду сравнительно низкой плотности. В то же время более мелкие включения сталкиваются друг с другом, тем самым увеличиваясь в размерах и меняя состав [4, 5]. При продувке аргоном в ковше укрупнение НВ за счет столкновений значительно интенсифицируется [6, 7], увеличивается доля крупных включений, и при отсутствии достаточного времени для их удаления перед разливкой они могут стать причиной дефектов в готовом изделии [8].

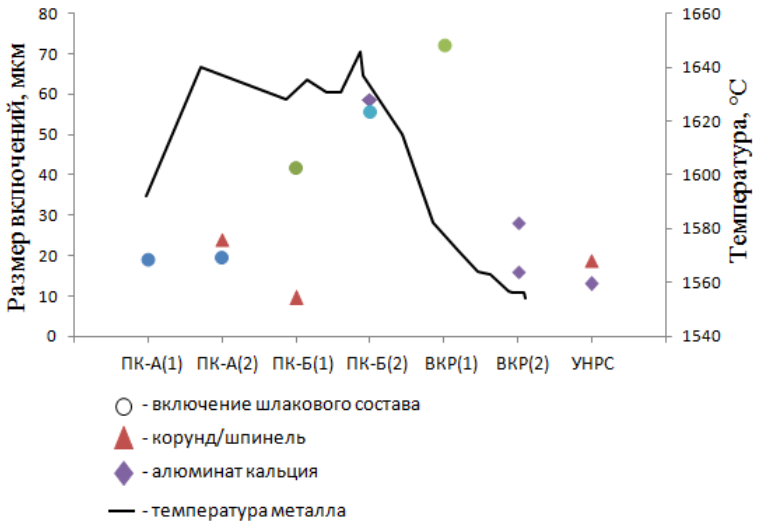


Рис. 5. Изменение типов и размеров неметаллических включений в ходе выплавки стали С45Е

Таблица 4

Фазовые составы и температуры плавления различных соединений

Название	Формула	$T_{пл.}$, °С
Анортит	$CaO{\cdot}Al_2O_3{\cdot}2SiO_2$	1553
Корунд	Al_2O_3	2050
Мелилит	р-р геленита[1] и окерманита[2]	
[1]Геленит	$2CaO{\cdot}Al_2O_3{\cdot}SiO_2$	1593
[2]Окерманит	$2CaO{\cdot}MgO{\cdot}2SiO_2$	1454-1458
Родонит	$MnO{\cdot}SiO_2$	1245
Рутил	TiO_2	1840
Спессартит	$3MnO{\cdot}Al_2O_3{\cdot}3SiO_2$	1195
Шпинель	$MgO{\cdot}Al_2O_3$	2135
–	$CaO{\cdot}Al_2O_3$	1600
–	$CaO{\cdot}6Al_2O_3$	1850

Включения корунда, как видно из рис. 5, не претерпевают сильных изменений размеров. Как правило эти включения, достигая некоего критического размера, из-за низкой смачиваемости легко переходят в шлак, либо заключаются в оболочки из легкоплавких соединений различного состава и удаляются вместе с ними.

Выводы

Таким образом, проведенное исследование показало, что неметаллические включения претерпевают различные изменения в ходе проведения операций внепечной обработки стали. Включения, обладающие шлаковым составом, полностью удаляются из металла уже на стадии вакуум-кислородного рафинирования. В то же время включения алюминатов кальция $CaO{\cdot}Al_2O_3$, получающие распространение примерно в это же время, остаются в металле. Их размеры по мере продвижения металла по технологической линии выплавки уменьшаются. Это связано с удалением более крупных включений в шлак в виду их агрегатного состояния, низкой плотности, а также температурного режима. Однако, мелкие алюминаты кальция, наряду со включениями корунда, остающиеся в металле в виду своих размеров, являются основными оксидами, попадающими в кристаллизатор и, как следствие, в готовый металл.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Ефимов, В. А.* Технологии современной металлургии / В. А. Ефимов, А. С. Эльдарханов. – М. : Новые технологии, 2004. – 784 с.

2. *Кудрин, В. А.* Металлургия стали / В. А. Кудрин. – М. : Металлургия, 1989. – 560 с.

3. DIN EN 10083-2:2006-10. Стали для закаливания и отпуска. Часть 2. Основные технические условия поставки для нелегированных сталей. – введ. 2006-10-01. – DEUTSCHE NORM, 2006. – 39 с.

4. *Zhang L.* Nucleation and Growth of Alumina Inclusions During Steel deoxidation // 85th Steelmaking Conference, Mar.10-13, 2002, Nashville, TN, Vol.85, ISS, Warrendale, PA, 2002, pp 463–476.

5. *Zhang L.* Nucleation, Growth, Transport, and Entrapment of Inclusions During Steel Casting // JOM, Vol. 65, No. 9, 2013, DOI: 10.1007/s11837-013-0688-y_ 2013 TMS

6. *Zhang L., Thomas B. G.* Inclusion nucleation, growth, and mixing during steel deoxidation // UIUC, Continuous Casting Report No. 200206, March, 2002, Rev. Sept. 2003., pp 1–19.

7. *Martín A., Brandaleze E.* Study about downgrading variables by inclusionary cleanliness in the ladle furnace at ternium siderar // 7th Clean Steel Conference Proceedings. – Balatonfüred, Hungary, 2007. – June. – pp. 203–211.

8. *Казаков, А. А.* Неметаллические включения и природа дефектов холоднокатаного листа. Часть 1. Дефект «Плена» / А. А. Казаков, П. В. Ковалев, А. Л. Мясников, А. А. Дробинин, С. Д. Зинченко // Черные металлы. – 2006. – № 2. – С. 32–37.

УДК 669.13.256: 669.29.693.
DOI: 10.35211/1990-5297-2020-4-239-58-63

Д. В. Руцкий, С. А. Гузенков, Н. А. Зюбан, М. С. Никитин, Р. М. Войтенко

ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ СТАЛИ 45 НА ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ И ЗАГРЯЗНЕННОСТЬ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИМИ ВКЛЮЧЕНИЯМИ

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

В статье приведены результаты исследования по влиянию модифицирования на химический состав и загрязненность неметаллическими включениями по длине и сечению слитков модифицированных тонкодисперсной смесью порошков. Установлено, что ввод модификатора способствует снижению неоднородности строения литой структуры. Изменяется химический и фазовый состав неметаллических включений, уменьшается их размер.

Ключевые слова: модифицирование, тонкодисперсные смеси порошков, слиток, неметаллические включения, макро- и микроструктура, конструкционная прочность стали.

D. V. Rutskii, S. A. Guzenkov, N. A. Zyuban, M. S. Nikitin, R. M. Voitenko

INFLUENCE OF MODIFICATION OF STEEL 45 ON THE CHEMICAL COMPOSITION AND CONTAMINATION WITH NON-METALLIC INCLUSIONS

Volgograd State Technical University

The article presents the results of research on the effect of modification on the chemical composition and contamination by non-metallic inclusions along the length and cross-section of ingots modified with a fine mixture of powders. It was found that the introduction of a modifier reduces the heterogeneity of the cast structure structure Changes the chemical and phase composition of non-metallic inclusions, reduces their size.

Keywords: modification, fine powder mixtures, ingot, non-metallic inclusions, macro and microstructure, structural strength of steel.

Введение

Разработка новых месторождений в арктических условиях, строительство трубопроводов для транспортировки углеводородов, совершенствование и разработка сталей для атомной энергетики, требуют получения сталей с высокими показателями уровня механических и специальных (коррозионная стойкость, стойкость к сероводородному растрескиванию и т. д.) свойств. Одним из основных показателей, определяющих уровень заданных свойств, является химический состав и в большей степени содержание вредных примесей (серы, фосфора, цветных металлов), а также неметаллических включений. В настоящее проблема получения стали с низким и ультранизким содержанием серы и фосфора решена и достигается путем последовательной внепечной обработки на агрегатах внепечной обработки, при этом содержание S и P можно снизить до 0,0005 % каждого. Снижение содержание цветных примесей в стали решается путем подбора и последующего переплава чистых по цветным примесям шихтовым материалам [1–4]. Проблема получения сталей с низким содержанием неметаллических включений является сложной

© Руцкий Д. В., Гузенков С. А., Зюбан Н. А., Никитин М. С., Войтенко Р. М., 2020.

задачей, так как развитие процессов внепечной обработки наряду с увеличением частоты стали по примесям неметаллическим, приводит к образованию нового типа неметаллических включений [5–7], наличие которых приводит к снижению значений ударной вязкости [7], ухудшению коррозионной стойкости, за счет увеличения количества коррозионно-активных неметаллических включений [5, 8] и т. д. В настоящее время неметаллические включения являются одним из основных составляющих металлургической наследственности, влияющей на качество металла. Получить сталь с полным отсутствием неметаллических включений невозможно. Авторами [9] утверждается, что сталь считается «супер» чистой если соблюдаются следующие условия:

– количество неметаллических включений в ней на 1 см^2 не превышает 500 шт;

– максимальный размер включений не более 10 мкм;

– количество включений размером 5–10 мкм составляет менее 10 % от общего количества включений

В настоящее время для уменьшения количества неметаллических включений в стали, широко распространены и успешно используются способы последовательной внепечной обработки на агрегатах ковш-печь → установках вакуумирования. Последовательная внепечная обработка стали позволяет значительно уменьшить загрязненность неметаллическими включениями, а также изменить их химический, фазовый состав и морфологию. Однако получить «супер» чистую сталь по неметаллическим включениям невозможно, например в работах [9–11] показано, что при последующей разливке возможно увеличение загрязненности стали неметаллическими включениями, вызванное вторичным окислением струи металлического расплава, продуктами зарастания погружных разливочных стаканов, включениями попавшими из ШОС во время нарушения стабильности разливки и т. д.

При затвердевании стали, включения оставшиеся в металле являются гетерогенными центрами для образования на их основе кристаллизационных третичных включений, таким образом положительный эффект, полученный на стадии выплавки и внепечной обработки может быть частично, а в некоторых случаях полностью утрачен, что в свою очередь приводит к ухудшению механических и физико-химических свойств.

Для уменьшения отрицательного воздействия неметаллических включений используются методы модифицирования [12–14, 17], позволяющие управлять фазовым составом, формой и размером неметаллических включений.

В последние годы большое внимание уделяется исследованиям в области введения ультрадисперсных порошков тугоплавких химических соединений, размеры которых не превышают 0,1 мкм [14].

Несмотря на значительное количество работ, посвященных увеличению эксплуатационных свойств при введении ультрадисперсных порошков, при реализации метода остается много нерешенных проблем [15]. Возникают трудности при их введении в жидкий металл с последующим равномерным их распределением в затвердевающем объеме, что не позволяет гарантированно получать высокую прочность и трещиностойкость изделий. Поэтому, наиболее перспективным по достигаемому эффекту воздействия на процесс затвердевания представляется их модифицирование в форме дисперсными порошками (ДП) тугоплавких соединений в составе смеси, содержащий восстановитель и флюсующую добавку.

Настоящая работа посвящена изучению влияния модифицирования тонкодисперсной смесью (ТДС) порошков на состав неметаллических включений [16], а также возможность повышения прочностных свойств углеродистых марок стали.

Материал и методика проведения исследований

В качестве тонкодисперсной смеси использовали: маршалит SiO_2 (природный минерал, средний размер частиц - 11,8 мкм, удельная поверхность – 1950 см²/г, плотность – 2,6 г/см³) и графит кристаллический марки ГЛ – 1 (средний размер частиц – 11,1 мкм, удельная поверхность – 2440 см²/г, плотность – 2,2 г/см³). Компоненты смешивали в соотношении равном стехиометрическому по реакции образования карбида кремния. Приготовленную ТДС расфасовывали на навески из расчета ввода смеси в количестве 2,5–3,0 кг/т жидкого металла.

Сталь 45 для отливки модельных бесприбыльных слитков массой 0,7 т диаметром 145 мм и высотой 600 мм выплавляли в дуговой печи ДСП двушлаковым процессом с раскислением в ковше алюминием в количестве 0,8 кг/т. При отливке слитки модифицировали ТДС путем ее ввода в струю заливаемой в форму.

Для комплексного исследования качества литого металла от плавки были отобраны два слитка (один – модифицированный, второй – без добавок), каждый из которых был разрезан на пять поперечных темплетов через каждые 100 мм от низа слитка.

Идентификация неметаллических включений, проводилась методами оптической (Leica 8 C) и электронной микроскопии (FEI Versa 3D). Определение фазового состава включений, проводилось при помощи пересчета данных EDS анализа с помощью программного комплекса Thermocalc. Анализ загрязненности неметаллическими включениями проводился автоматизированным подсчетом с помощью программного обеспечения Axalit Soft. Выявление микроструктуры литого металла, проводили путем травления в 10 %-ном растворе HNO_3. Механические свойства поперечных образцов, вырезанных из темплетов после термообработки (закалка + высокий отпуск) определяли: при растяжении – по ГОСТ 1497, при ударном изгибе – по ГОСТ 9454, на вязкость разрушения – по ГОСТ 25. 506. С ударных образцов после их разрушения снимали угольные реплики для электронографического анализа.

Результаты исследования и их обсуждение

Распределение элементов по высоте и поперечному сечению слитков идентично. Исключением является содержание углерода, которое в модифицированном металле в среднем выше на 0,03 %.

Макроструктура сравнительного слитка в основном (~70 %) состоит из крупных столбчатых кристаллитов с ярко выраженной на темплетах осевой пористостью (рис. 1, *а, б*).

В верхней части слитка наблюдается характерная скелетная форма дендритов и наличие развитой усадочной раковины (рис. 1, *а*). Модифицирование стали резко изменяет макроструктуру слитка (рис. 1, *в, д*). Практически полностью устраняется крупнодендритная форма кристаллитов. По всему сечению темплетов металл приобретает однородное зернистое строение. В верхней части слитка имеется компактно расположенная усадочная раковина, занимающая около 1 % площади темплета (рис. 1, *в*).

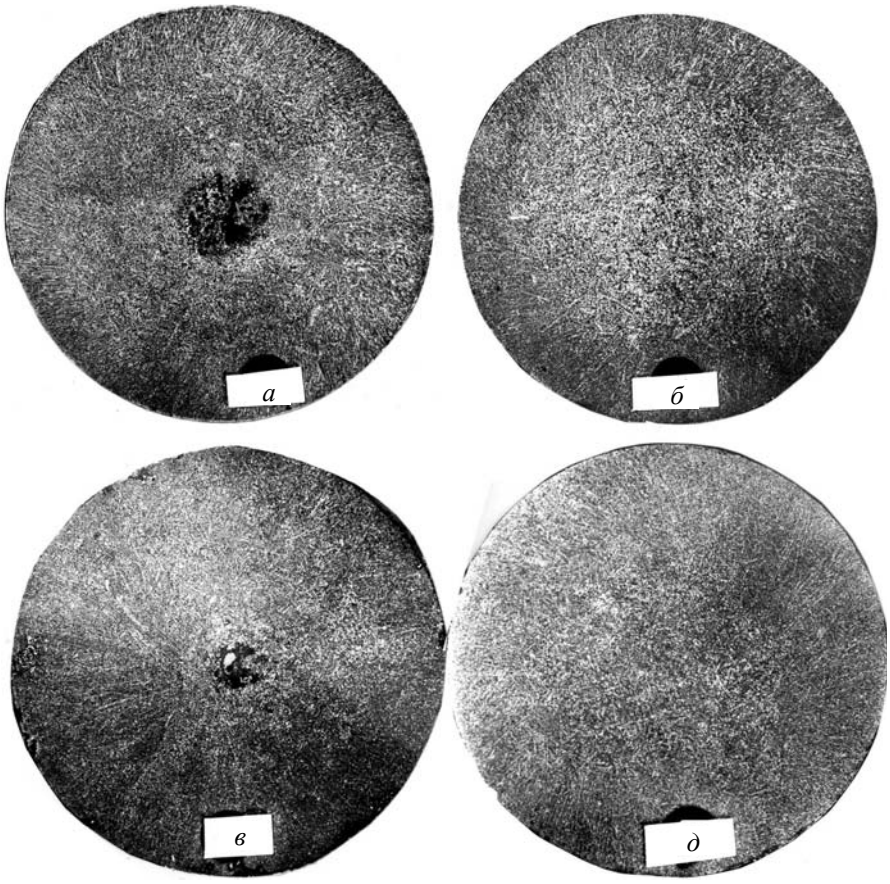


Рис. 1. Макроструктура слитков:
а, б – верхний и нижний горизонт сравниваемого слитка;
в, д – верхний и нижний горизонт модифицированного слитка

На рис. 2 представлены серные отпечатки в сравниваемых слитках.

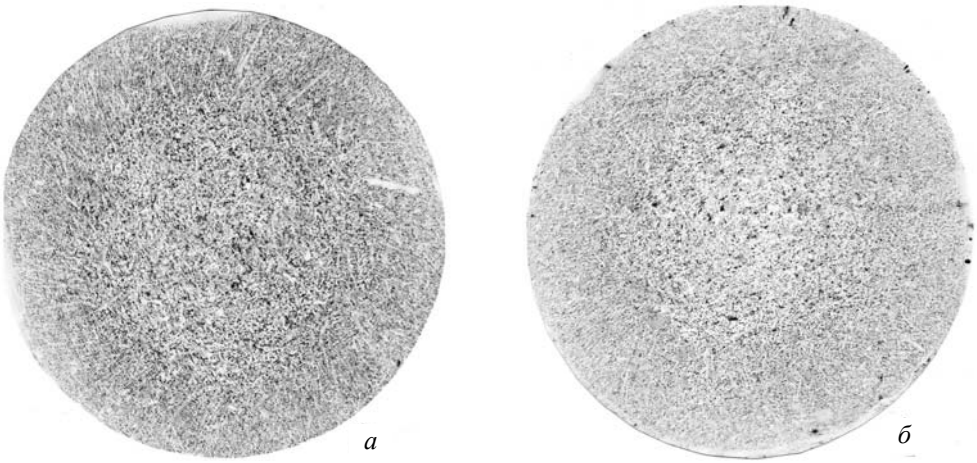


Рис. 2. Серные отпечатки слитков:
а – сравниваемый слиток; *б* – модифицированный слиток

Анализ серных отпечатков показал уменьшение количества и размеров сульфидов, а также их более равномерное распределение, в модифицированном слитке (рис. 2, *б*), чем в сравнительном (рис. 2, *а*).

Изучение неметаллических включений (табл. 1 и 2) выявлено большое разнообразие форм и размеров алюмосиликатных и сульфидных включений. В корковой зоне сравнительного слитка сульфиды – мелкие, тонкие игловидные частички. От края к центру слитка форма сульфидов изменяется. В зоне столбчатых кристаллитов в большом количестве появляются дендридовидные включения MnS с примесью FeS, которые при смещении к центру слитка постепенно утолщаются и укрупняются. В модифицированном слитке во всех его зонах наблюдаются мелкие сульфиды неправильной формы, иногда располагающиеся цепочками.

Таблица 1

Количество и химический состав силикатных НМВ*

Слиток	Количество силикатов x10^{-4}, % об.	Состав силикатов, %					
		SiO_2	Al_2O_3	CaO	MgO	FeO	MnO
Модифицированный	56	3,3	1,0	1,5	2,4	10,6	1,2
Без добавок	42	1,0	57,0	0,9	1,8	18,3	1,0

*Примечание: среднее содержание в слитке по результатам анализа образцов от пяти темплетов.

Таблица 2

Металлографический анализ содержания НМВ*

Слиток	Содержание НМВ x 10^{-3}, % об.			
	Оксисульфиды	Оксиды	Сульфиды	ΣНВ
Модифицированный	50,0	2,4	156,6	209,0
Без добавок	2,5	1,2	290,8	294,5

*Примечание: исследование проводилось на трех образцах, вырезанных из каждого темплета, при увеличении x400 в 300-х полях зрения.

Как видно из данных табл.1, 2 количество оксидных включений в модифицированном слитке возросло незначительно. Однако на порядок увеличилось содержание оксисульфидов и в 1,5 раза уменьшилось количество сульфидов. При этом практически в 2 раза снизилось

содержание закиси железа в составе силикатных неметаллических включений. Возросла также их дисперсность: более 50 % силикатов имеют размеры 10–15 мкм, тогда как их характерный размер в сравнительном слитке составляет 30–35 мкм.

Оценка микроструктуры показала, что структурные составляющие более однородны по форме и размерам: практически отсутствуют игольчатые выделения феррита, происходит измельчение цементита, его глобулязация, уменьшение в перлите межпластинчатого расстояния. Общий эффект измельчения величины литого зерна составил 2 балла.

Механические испытания металла слитков после термообработки, приведены в табл. 3.

Таблица 3

Результаты испытаний механических свойств металла слитков

Слиток	Номер темплета	Механические свойства				
		$\sigma_т / \sigma_в$	δ, %	ψ, %	$KCU^{+20°C}$ / $KCU^{-50°C}$, Дж/см^2	$K1c^{-50°C}$, МПа·√М
Модифицированный	1	660 / 880	11,6	25,0	46 / 24	73,3
	3	620 / 830	12,0	23,0	44 / 22	70,6
	5	620 / 820	10,2	22,0	45 / 20	71,2
Сравнительный	1	560 / 760	6,0	17,0	42 / 16	52,2
	3	500 / 650	6,4	13,0	43 / 10	47,8
	5	500 / 640	4,2	14,0	40 / 8	45,4

Образцы вырезались из темплетов, соответствующих донной (№ 1), средней (№ 2) и верхней (№ 5) частям слитков. Из данных таблицы видно, что у модифицированного металла на 18 % возросли прочностные и на 37–50 % пластические свойства (δ, φ). Испытания образцов при отрицательных температурах (–50 ºС) показали, что трещиностойкость (Кıс) и ударная вязкость (KCU) металла с модифицирующей добавкой в 1,5–2 раза выше, чем у исходной стали. При этом снизился порог хладноломкости стали 45 с +5 ºС до –15 ºС.

Исследование структуры с помощью методов электронной микроскопии, выявило наличие в нем включений размером 0,3–1,0 мкм, которые идентифицировались как β-SiO_2 (см. рис. 3). При этом включения располагаются как внутри зерен, так и по их границам. Объемное содержание таких включений составляет около 0,01 %.

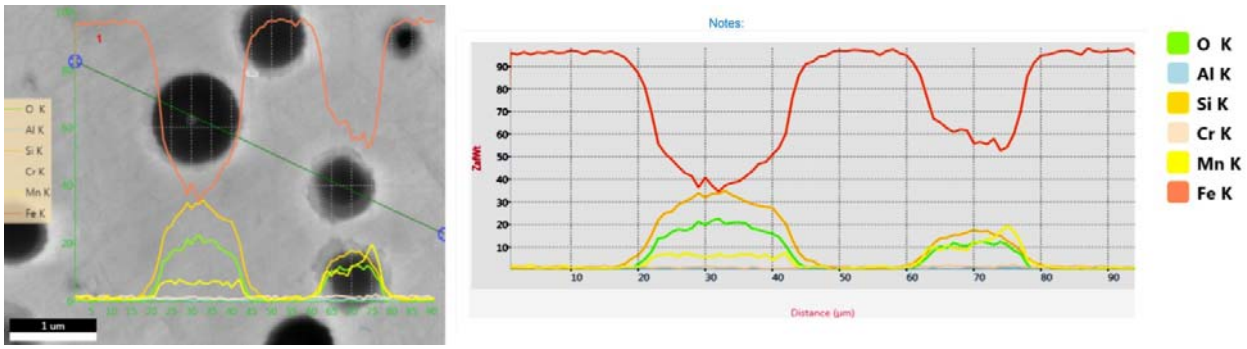


Рис. 3. Включения β-SiO_2, выявленные х 10000

Вышеизложенное позволяет предположить механизм воздействия модифицирования на структуру и свойства углеродистой стали. С термодинамической точки зрения при введении модифицирующей добавки в струю металла наиболее вероятно протекание следующей реакции:

Из теории гетерогенного затвердевания известно [3], что существование карбида кремния в расплаве носит ярко выраженный термовременный характер. Оно возможно в условиях некоторого пересыщения содержания углерода в зоне вокруг твердых частиц («подложек») кремнезема. По мере снижения температуры

металла и исчезновения зон пересыщения происходит разложение карбида кремния (SiC). При полной раскисленности стали алюминием кремний взаимодействует с оксидом железа (FeO), входящего в состав силикатов, с образованием высокодисперсных включений кремнезема, являющихся в дальнейшем центрами кристаллизации при формировании структуры металлической матрицы.

Именно описанными выше процессами можно объяснить полученные в настоящей работе результаты: изменение морфологии и содержания сульфидных и силикатных включений, наличие и расположение в структуре опытного слитка ультрадисперсных частиц β-SiO_2, измельчение литого зерна и улучшение структуры металла.

Заключение

Исследованием установлено, что введение модификатора в струю расплава при заливке жидкого металла в форму, оказывает инокулирующее воздействие на затвердевающий металл. При этом происходит диспергирование и изменение морфологии неметаллических включений: снижается содержание сульфидов, а также (FeO) в силикатах, одновременно растет содержание оксисульфидных и оксидных включений. После термообработки металла по режиму улучшения эффект модифицирования усиливается за счет дополнительной активации синтезированных дисперсных частиц. В результате этого образуется микроструктура металла с более мелким зерном и благоприятной формой ее структурных составляющих, что позволяет одновременно повысить прочностные свойства и трещиностойкость (вязкость разрушения), т. е. конструкционную прочность металлоизделий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Коростелев, А. А.* Использование горячебрикетированного железа при выплавке стали в дуговой сталеплавильной печи / А. А. Коростелев, А. Е. Семин, Г. И. Котельников [и др.] // Черные металлы. – 2018. – № 3. – С. 18–23.

2. *Коростелев, А. А.* Повышение эффективности производства электростали при использовании ГБЖ в завалке / А. А. Коростелев, Н. С. Съемщиков, А. Е. Семин [и др.] // Сборник трудов XV конгресса сталеплавильщиков. – Тула, 2018. – С. 224–234.

3. *Гузенков, С. А.* Производство особо ответственных кованых изделий из высокочистой стали / С. А. Гузенков, К. Ю. Бод, С. И. Жульев // Металлургия и металловедение в машиностроении : сб. науч. тр. / под ред. С. И. Жульева. – Волгоград, 2006. – С. 67–73.

4. *Жульев, С. И.* Разработка рациональных технологий производства особочистой стали в условиях машиностроительных заводов / С. И. Жульев, С. А. Гузенков, Е. Х. Шахпазов // Сталь. – 2003. – № 1. – С. 62–64.

5. *Родионова, И. Г.* Влияние неметаллических включений новых типов на качество непрерывнолитых заготовок и проката из высокопрочных низколегированных сталей / И. Г. Родионова, А. И. Зайцев, А. И. Ковалев [и др.] // Металлург. – 2016. – № 7. – С. 48–53.

6. Optimization of the Composition and Amount of Nonmetallic Inclusions in a Continuously Cast Billet Based on the Deoxidation of the Melt with Aluminum and Calcium Carbide / Д. В. Руцкий, Г. В. Бабин, С. Б. Гаманюк, В. В. Морозов, Ю. Л. Корнев // Metallurgist. – 2019. – Vol. 63, Issue 3–4 (July). – P. 356–365.

7. *Дуб, А. В.* Влияние неметаллических включений на свойства и коррозионную стойкость низколегированных трубных сталей / А. В. Дуб, С. И. Макаров, Т. В. Морозова [и др.] // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2009. – № 4. – С. 36–42.

8. *Амежнов, А. В.* Влияние химического и фазового состава немеатллических включений на коррозионную стойкость углеродистых и низколегированных сталей в водных растворах, характерных для условий эксплуатации нефтепромысловых трубопроводов / А. В. Амежнов, Т. Г. Родионова // Металлург. – 2019. – № 7. – С. 45–52.

9. *Samara, A.* Effect of calcium in Al-Ca-killed «clean» steel // 7 European Electric Steelmaking Conference // Milano, 2002, Vol.2. P. 101–110.

10. Optimization of the Composition and Amount of Nonmetallic Inclusions in a Continuously Cast Billet Based on the Deoxidation of the Melt with Aluminum and Calcium Carbide / Д. В. Руцкий, Г. В. Бабин, С. Б. Гаманюк, В. В. Морозов, Ю. Л. Корнев // Metallurgist. – 2019. – Vol. 63, Issue 3–4 (July). – P. 356–365.

11. Влияние карбида кальция в качестве раскислителя на химический состав и загрязненность неметаллическими включениями / Д. В. Руцкий, Н. А. Зюбан, И. В. Неклюдов, А. Ю. Агарков // Черные металлы (Chernye Metally). – 2019. – № 5 (1049). – С. 15–21.

12. Модифицированный стальной слиток / В. Е. Неймарк. – Москва : Металлургия, 1977. – 200 с.

13. Влияние комплексного модифицирования на загрязненность неметаллическими включениями судостроительной стали / В. А. Голубцов, В. Г. Милюц, В. В. Цуканов // Тяжелое машиностроение. – 2013. – № 1. – С. 2–5.

14. *Молотилов, В. В.* Нанотехнологии – новое направление в прецензионной металлургии / В. В. Молотилов // Сталь. – 2005. – № 1. – С. 97–100.

15. *Сидельников, В. В.* Влияние ультрадисперсных порошков на форму кристаллов и свойства кристаллизующихся систем / В. В. Сидельников, В. И. Гурдин // Металлургия машиностроения. – 2004. – № 6. – С. 24–26.

16. Пат. 2311257 РФ, МПК B22D7, B22D27/04 Способ производства слитков и устройство для его осуществления / С. А. Гузенков, Д. Н. Федоров. – 2007.

17. Инокулирующее модифицирование высококачественных чугунов – направление повышения конкурентоспособности отливок / Н. И. Бестужев [и др.] // Литейное производство. – 2005. – № 5. – С. 8–12.

УДК 669.716.621.785
DOI: 10.35211/1990-5297-2020-4-239-64-68

О. Б. Крючков, А. Ф. Трудов, Д. А. Мордвинцева, Ю. Ю. Турапин, А. А. Бочинская

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННЫХ ФАКТОРОВ НА СТУКТУРУ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АД31 СИСТЕМЫ Al-Mg-Si

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

Приведены результаты исследования макро- и микроструктуры, размеров зерен и их дисперсии, а также степени трансформации α- и β-железистых фаз, в цилиндрических заготовках диаметром 0,203 м и длиной 6,4 м из алюминиевого сплава АД31 системы Al-Mg-Si, полученного по технологии: выплавка, полунепрерывная разливка, механическая обработка, гомогенизационный отжиг при температурах 560, 570 и 590 ^{o}C с последующей выдержкой в течение 0,5 ч и охлаждением: вместе с печью, вентилятором, спрейером и в воде. Установлено, что наиболее высокая скорость охлаждения и наименьшие средний размер зерна и дисперсия наблюдаются в сторону уменьшения для сред: вода, спрейер, вентилятор, печь. Выявлено, что высокотемпературный отжиг при температуре 590 °C более эффективен, чем отжиг при температурах 560 и 570 °C, что связано со снижением количества железистых фаз с одновременным увеличением доли трансформировавшихся включений.

Ключевые слова: гомогенизационный отжиг, алюминиевый сплав системы Al-Mg-Si–АД31, интерметаллидные включения типа α-AlFeSi и β-$Al_5(FeMn)_2Si$, величина зерна, дисперсия.

O. B. Kryuchkov, A. F. Trudov, D. A. Mordvintseva, Yu. Yu. Turapin, A. A. Bochinskaya

STUDY OF INFLUENCE OF TEMPERATURE-TIME FACTORS ALUMINIUM ALLOY STUCTURE АД31 Al-Mg-Si SYSTEM

Volgograd State Technical University

The results of the study of macro and microstructure, grain sizes and their dispersion, as well as the degree of transformation of α and β iron phases, in cylindrical blanks with diameter of 0.203 m and length of 6.4 m from aluminium alloy АД31 Al-Mg-Si system obtained according to the technology: Melting, semi-continuous casting, mechanical treatment, homogenization annealing at temperatures of 560, 570 and 590 oC with subsequent holding for 0.5 h and cooling together with furnace, fan, sprayer and in water. It has been found that the highest cooling rate and lowest average grain size and dispersion are observed downwards for media: water, sprayer, fan, oven. It has been found that high temperature annealing at a temperature of 590 ° C is more effective than annealing at temperatures of 560 and 570 ° C, which is due to a decrease in the number of iron phases with a simultaneous increase in the proportion of trans-formed inclusions.

Keywords: homogenization annealing, aluminium alloy of Al-Mg-Si -АД31 system, interthallide inclusions of α-AlFeSi and β-Al5 (FeMn) 2Si type, grain size, dispersion.

Алюминиевые сплавы системы Al-Mg-Si (АД31, АД33, АД35 ГОСТ 4784-97), называемые авиалями, ввиду высокой штампуемости и свариваемости, а также обрабатываемости резанием при сравнительно высоких прочности и коррозионной стойкости в термически упрочненном состоянии, находят широкое применение в авиационной промышленности, ракетостроении, судостроении, а также железнодорожном и автомобильном транспорте. В качестве исходной заготовки для прессования используются слитки [1] сортового профиля простой формы, полученные непрерывной или полунепрерывной разливкой, которые подвергаются разрезке на мерные заготовки, гомогенизационному отжигу, необходимому для придания слиткам из алюминиевого сплава однородной структуры, и охлаждению. Далее заготовки нагреваются, прессуются и подвергаются закалке и старению.

Температура гомогенизационного отжига [2–5] влияет на соотношение в алюминиевом сплаве долей благоприятных компактных интерметаллидных включений типа α-AlFeSi и менее благоприятных – β-$Al_5(FeMn)_2Si$.

Скорость охлаждения после термической обработки является очень важным элементом технологического процесса [2], способствующая уменьшению времени технологического процесса, но не должна быть слишком большой во избежание возникновения опасных термических напряжений, которые могут вызвать нарушение сплошности или коробление заготовок.

© Крючков О. Б., Трудов А. Ф., Мордвинцева Д. А., Турапин Ю. Ю., Бочинская А. А., 2020.

В настоящей работе исследовалось влияние температуры гомогенезирующего отжига и последующей выдержки на уменьшение содержания β-фазы и перевод ее в более компактную и благоприятную α-фазу, а также – влияние различных способов охлаждения образцов из сплава системы Al–Mg–Si на величину зерна и разнозернистость.

Материал исследования

В качестве **материала для исследования** был выбран цилиндрический слиток из сплава АД31 системы Al-Mg-Si диаметром 0,203 м и длиной 6,4 м, от которого отрезались поперечные диски толщиной 25 мм, на одном из которых исследовалась макроструктура литого металла, а второй – подвергался разрезке на образцы для исследования. Химический состав сплава АД31 по ГОСТ 4784–74 [6] приведен в табл. 1, поперечный диск и схема его разрезки на образцы для исследования – на рис. 1.

Таблица 1

Химический состав сплава АД31 ГОСТ 4784–74

Содержание химического элемента, %						
Mg	Si	Fe	Zn	Mn	Cu	Al
0,45–0,9	0,2–0,6	<0,5	<0,2	<0,1	<0,1	≈98

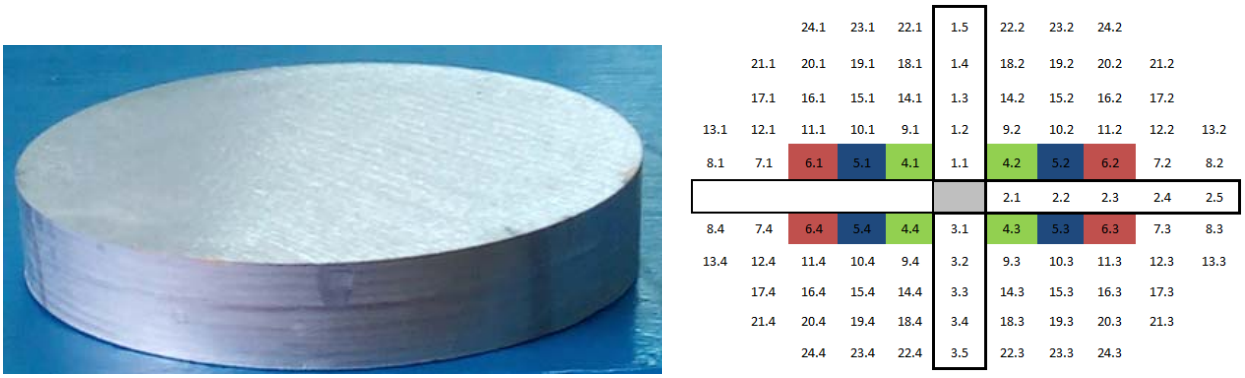


Рис. 1. Поперечный диск цилиндрического слитка из сплава АД31 и схема вырезки образцов

При проведении экспериментов для создания одинаковых условий нагревов образцы вырезались из одинаковых зон поперечного диска: 4,1; 4,2; 4,3 4,4; 5,1; 5,2; 5,3 5,4 и 6,1; 6,2; 6,3 6,4 (рис. 1). В процессе нагрева образцов проводили замеры в них температуры с использованием термопар ТХА, представленных на рис. 2.

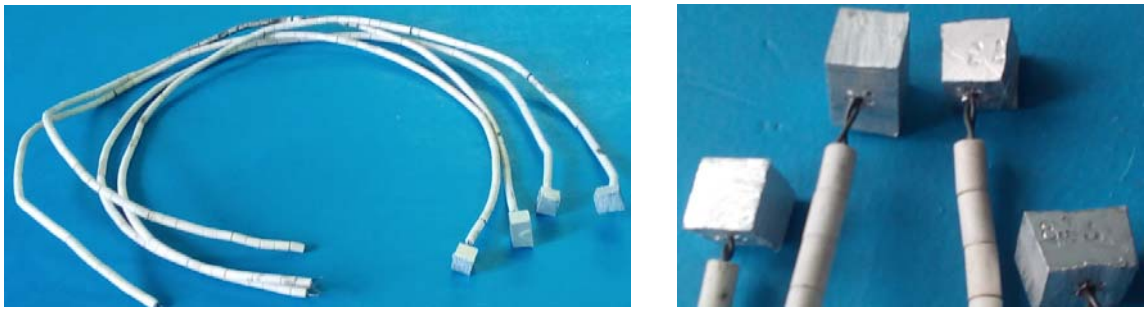


Рис. 2. Исследуемые образцы с закрепленными в них термопарами ТХА

В качестве печи для нагрева использовалась лабораторная муфельная электропечь сопротивления типа СНОЛ-1, 6.2, 5/I-II-MI, ТУ 16-531. 408-72 и 8-и точечный регистрирующий потенциометр марки ЭПР-09 М3, ГОСТ 7164-66. Лабораторная муфельная электропечь сопротивления с нагреваемыми образцами и термопарами представлена на рис. 3.

Рис. 3. Электрическая муфельная печь с образцами и термопарами

Методика исследования

Макроструктура литого слитка [7, 8] до проведения гомогенизирующего отжига исследовалась на поперечном диске-темплете, торцевая поверхность которого протачивалась и травилась в 15–20 % растворе гидроокиси натрия с последующим осветлением в 30 % водном растворе азотной кислоты. На макрошлифах определяли плотность и однородность структуры слитка, наличие раковин, трещин, расслоений, пористости, шлаковых, окисных и других посторонних включений. Внешний вид деталей и поверхностей деформации фиксировали цифровой фотокамерой при естественном освещении.

Оценку структуры [8] исследуемых образцов проводили на травленых шлифах путем замеров линейным методом размеров зерен и определения степени трансформации железистых фаз. Исследованию подвергались образцы в термообработанном состоянии по трем вариантам: нагрев вместе с печью четырех образцов с закрепленными в них термопарами до температур 560; 570 и 590 ^{o}C с последующей выдержкой в печи течение 0,5 ч. После выдержки в печи образцы охлаждались: один – в воде, второй под вентилятором, третий – подвергали спрейерному охлаждению водой, а четвертый образец охлаждался вместе с печью.

После охлаждения образцов до комнатной температуры на одинаково ориентированных поверхностях изготавливались шлифы, которые на части шлифа подвергались травлению с помощью реактива Келлера. Микроструктура [9,10] на поверхности шлифов исследовалась на микроскопе «Olympus» BX61.

Результаты исследования

На первом этапе была исследована макроструктура темплета из сплава АД31, представленного на рис. 4, которая не выявила пористости, подкорковых пузырей, крупнозернистой зоны, трещин, расслоений, шлаковых и других посторонних включений. Макроструктура по всему сечению исследуемого металла плотная и однородная.

Рис. 4. Макроструктура темплета из сплава АД31

Зеренная структура в образцах из алюминиевого сплава АД31 после гомогенизационного отжига при различных температурах, охлаждения в различных средах и последующего травления, представлены на рис. 5. Средние результаты замеров размеров зерен и расчетов дисперсии представлены в табл. 2.

Результаты табл. 2 показывают, что наибольший размер зерна наблюдается на образцах, охлаждаемых вместе с печью. При охлаждении образцов в воде, а также при использовании спрейера и вентилятора, размер зерна уменьшается. Причем, использование воды и спрейера в качестве охлаждающей среды более эффективно, чем охлаждение с помощью вентилятора. На рис. 6 приведены экспериментальные кривые охлаждения образцов из сплава АД31 с температуры 590 ^{o}C, что подтверждает результаты таблицы 2: малые скорости охлаждения образцов (в печи и с помощью вентилятора) способствуют большей величине зерна. Одновременно результаты замеров большого количества зерен на исследуемых образцах показали, что наилучшая дисперсия наблюдается на образцах, охлажденных после гомогенизирующего отжига в воде и с помощью спрейера.

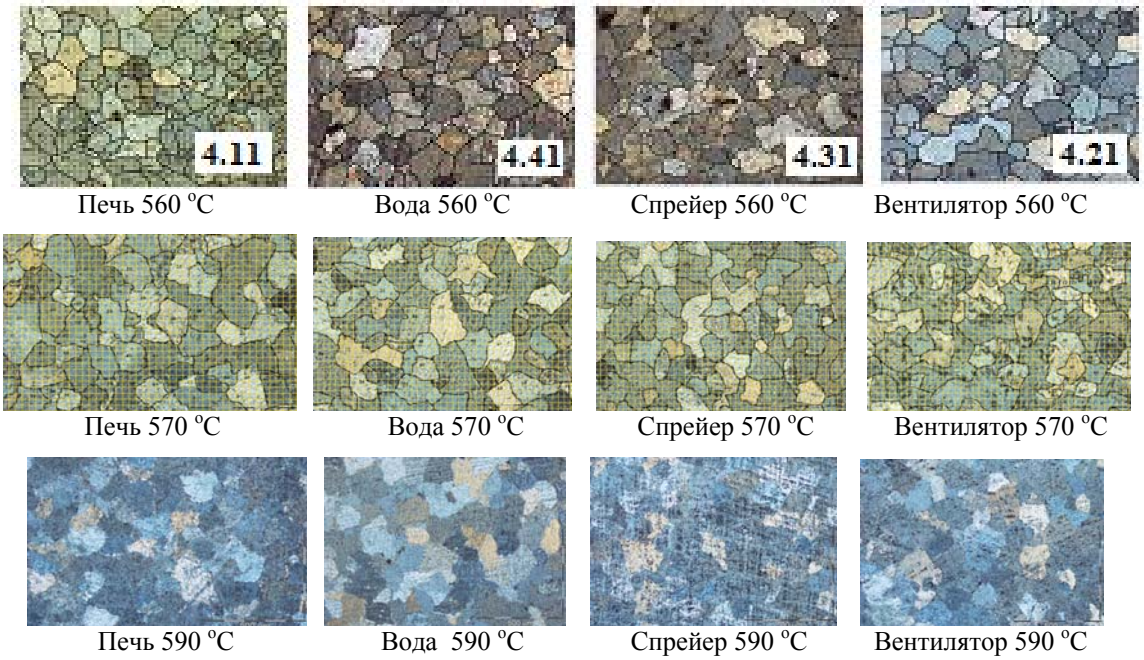


Рис. 5. Зерна в образцах после гомогенизационного отжига при различных температурах, охлаждения в различных средах и последующего травления

Таблица 2

Средние размеры величин зерен и дисперсий в образцах из алюминиевого сплава АД31 в зависимости от способов охлаждения

№ образца	Количество замеров	Температура отжига, °С	Способ охлаждения	Средняя величина зерна, мкм	Дисперсия
4.4; 6.4; 5.2	1096	560; 570; 590	с печью	168	4,90
4.1; 6.1; 5.1	1592		в воде	129	3,02
4.3; 6.3; 5.3	1523		спрейером	143	2,85
4.2; 6.2; 5.4	1315		с вентилятором	152	3,52

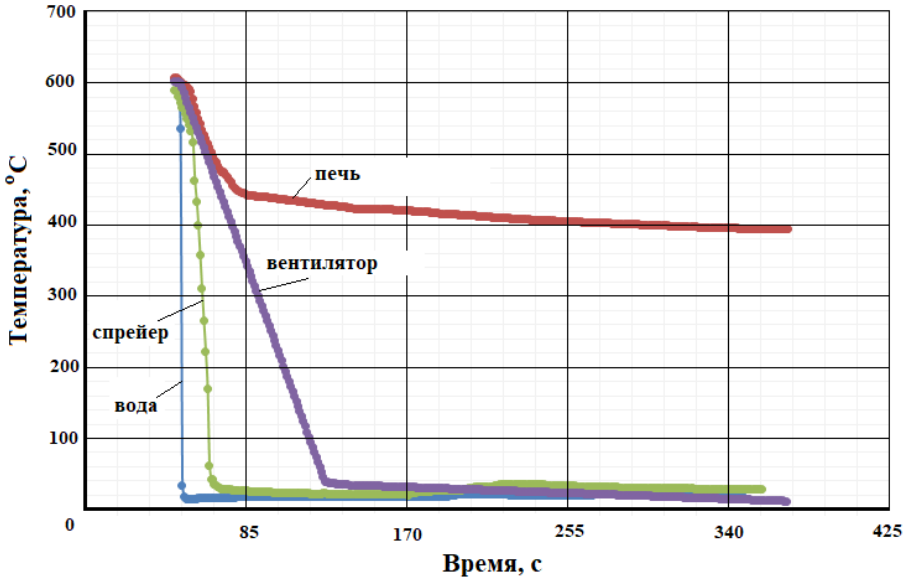


Рис. 6. Изменение температуры образцов из сплава АД31 при различных вариантах охлаждения с температуры 590 °С

С целью изучения влияния температуры гомогенизационного отжига на степень трансформации железистых фаз, а именно уменьшение содержания β-фазы и перевод ее в благоприятную α-фазу, имеющую на порядок меньшие размеры, были проведены отжиги при температурах: 560, 570 590 °С. Результаты оценки степени трансформации железистых фаз в зависимости от температуры отжига представлены в табл. 3.

Таблица 3

Оценка степени трансформации железистых фаз в зависимости от температуры отжига

Температура отжига, °С	Количество трансформировавшихся включений, %
560	78
570	90
590	96

После проведения гомогенизирующего отжига основными интерметаллидными включениями в различных участках слитков сплава АД31, выделившимися вдоль границ дендритных ветвей, являются близкие к равноосным компактные включения α-AlFeSi. Исходя из данных табл. 3 видно, что с увеличением температуры отжига с 560 до 590 °С, увеличилась доля трансформировавшихся включений. Так, доля вытянутой с отношением длина/толщина ≥ 5 β- $Al_5(FeMn)_2Si$ –фазы после отжига при 560 °С составила 22 %, после отжига при 570 °С – 10 %, а после отжига при 590 °С – всего 4 %. Высокотемпературный нагрев способствует реализации процессов трансформации и сфероидизации железосодержащих фаз. Чем выше температура, тем интенсивнее происходят эти процессы, даже при малых выдержках.

Заключение

1. Наиболее высокая скорость охлаждения, наименьшие средний размер зерна и дисперсия на образцах из алюминиевого сплава АД-31 в сторону уменьшения наблюдаются для сред: вода, спрейер, вентилятор, печь.

2. Установлено, что высокотемпературный отжиг при температуре 590 °С более эффективен, чем отжиг при температурах 560 и 570 °С, что связано со снижением количества железистых фаз с одновременным увеличением доли трансформировавшихся включений: доля вытянутой с отношением длина/толщина ≥ 5 β- $Al_5(FeMn)_2Si$-фазы после отжига при 560 °С составила 22 %, после отжига при 570 °С –10 %, а после отжига при 590 °С – всего 4 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. ГОСТ 19437–81 Слитки алюминиевые цилиндрические. Технические условия. – М. : ИПК Издательство стандартов, 2003.

2. Исследование и оптимизация режимов термической обработки слитков сплавов системы Al-Mg-Si: автореферат дис. … канд. техн. наук научный руководитель профессор, д-р техн. наук В. С. Золоторевский. – Москва, 2007.

3. *Гуревич, Л. М.* Изменение микроструктуры деформируемых алюминиевых сплавов производства филиала «ВГАЗ-СУАЛ» при гомогенизационном отжиге / Л. М. Гуревич, Л. В. Рагозин, А. Н. Богомолов, В. В. Плотников, А. Н. Жоров, О. С. Киселев // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 15 (118) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – С. 118–123.

4. Оптимизация режимов гомогенизации слитков из алюминиевых деформируемых сплавов / Э.В.Седов, О. П. Бондарева, Л. В. Палаткина, И. С. Тарасов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – С. 1–4.

5. Влияние химического состава на структуру и свойства сплава системы Al–Mg–Si / А. О. Кузнецов, М. С. Оглодков, А. А. Климкина / Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации] / Труды ВИАМ № 7 (67), 2018.

6. ГОСТ 4784–74 Межгосударственный стандарт. Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые. – ИПК Издательство стандартов. – Москва, 1997. – 10 с.

7. Инструкция «Макроконтроль слитков алюминиевых цилиндрических (ГОСТ 419437–81) [7], ОАО «СУАЛ» филиал «ВгАЗ-СУАЛ».

8. Методические указания к лабораторным работам по дисциплине «Литейное материаловедение». Раздел «Изучение макро- и микроструктуры металлов и сплавов» для студентов специальности 12.03 / сост.: В. Г. Борщ, П. В. Доценко. – Одесса : ОПИ, 2015. – 32 с.

9. ГОСТ 21073.1–75 Межгосударственный стандарт / Металлы цветные. Определение величины зерна методом сравнения со шкалой микроструктур. – М. : ИПК Издательство стандартов, Москва, 2002.

10. Металловедение алюминия и его сплавов : справ. изд. / А. И. Беляев [и др.]. – М. : Металлургия, 1983. – 280 с.

УДК 621.793.6
DOI: 10.35211/1990-5297-2020-4-239-69-75

В. А. Тельдеков[1], Л. М. Гуревич[2]

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ФОРМИРУЮЩИХСЯ В РАСПЛАВАХ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ БОРИДНЫХ И КАРБИДНЫХ ПОКРЫТИЙ

[1] ОАО «ВНИИТМАШ», Волгоград
[2] Волгоградский государственный технический университет
e-mail: mv@vstu.ru

Получены качественные многокомпонентные диффузионные боридные и карбидные слои при обработке сталей 40Х, 20ХН3А и цементованной стали 25ХГТ в расплавах на основе буры и добавок ферросплавов при 950 °С и длительности от 3 до 6 часов. В качестве легирующих элементов использованы хром, ванадий и титан. Проведены сравнительные испытания теплостойкости и коррозионной стойкости полученных диффузионных покрытий. Наибольшую величину теплостойкости имели образцы с карбидными покрытиями Cr+V и Cr+V+Ti. Наилучшую сопротивляемость коррозии при длительных испытаниях в 10 %-ном растворе HCl показали образцы с диффузионным слоем на основе боридов железа и легирующих элементов.

Ключевые слова: сталь, расплав, диффузия, бориды, карбиды, хром, ванадий, титан, микроструктура, микротвердость, коррозионная стойкость.

V. A. Teldekov[1], L. M. Gurevich[2]

STRUCTURE AND PROPERTIES MULTICOMPONENT BORIDE AND CARBIDE COATINGS FORMED IN MELTS

[1] OAO «VNIITMASH», Volgograd
[2] Volgograd State Technical University

High-quality multicomponent diffusion boride and carbide layers on steel 40Cr and 25CrMnTi cemented steel were obtained by processing from 3 to 6 hours at 950 ° C in melts. The melts contained borax and ferroalloy additives. Chrome, vanadium and titanium were alloying elements. Comparative tests of heat resistance and corrosion resistance of diffusion coatings are carried out. Samples with carbide coatings Cr + V and Cr + V + Ti had the highest heat resistance. Samples with a diffusion layer based on iron borides and alloying elements showed the best corrosion resistance during long-term tests in a 10% HCl solution.

Keywords: steel, melt, diffusion, borides, carbides, chromium, vanadium, titanium, microstructure, microhardness, corrosion resistance.

Повышение стойкости деталей машин и инструмента за счет диффузионного насыщения поверхности металлов и сплавов различными химическими элементами является актуальной задачей современного материаловедения. Широкое промышленное применение получили традиционные процессы насыщения: азотирование, цементация, нитроцементация, цианирование, борирование, в ходе которых происходит насыщение одним или двумя элементами (углерод, азот, бор). Наиболее эффективные антикоррозионные, эррозионностойкие, жаростойкие и т. д. многокомпонентные диффузионные слои еще не нашли сколько-нибудь широкого промышленного применения [1, 2]. Особенности кинетики одновременного многокомпонентного диффузионного насыщения стали обусловлены, главным образом, характером взаимодействия между насыщающими элементами, а также между ними и насыщаемым сплавом. При этом возможно образование твердых растворов с ограниченной и неограниченной области гомогенности химических соединений, а также отсутствие какого-либо взаимодействия между отдельными элементами. Считается, что для получения наиболее износостойких покрытий следует отдавать предпочтение диффузионным слоям со структурой металлоподобных соединений, которые формируются в двух случаях:

один из элементов диффузантов является исходным металлом, а другой неметаллом (углерод, азот, бор, кремний);

оба насыщающих элементов к взаимодействию неспособны, а результат обработки зависит от взаимодействия каждого из них с основным элементом (углерод-азот, углерод-бор, бор-крем-ний и другие).

© Тельдеков В. А., Гуревич Л. М., 2020.

В первом случае образуется диффузионный слой, характерный для насыщения стали одним элементом, а другой растворяется в образовавшихся избыточных фазах. Примерами такого характера формирования диффузионного слоя может служить насыщение сплавов железа Cr и B, Mo и V, W и B, Ti и B, Nb и B. Все это объясняет результаты многих исследований, когда при борировании углерод оттесняется вглубь слоя за зону боридов, а многие легирующие элементы (Cr, W, Ti, Mo, V), не образуя собственных боридов, входят в состав боридов железа и способствуют повышению их твердости.

Технология совместного насыщение стали бором и некоторыми легирующими элементами (Al, Si, V, Mo, Cr, Ti) в настоящее время достаточно проработана и позволяет достигать повышения механических и служебных свойств диффузионного слоя по сравнению с борированием. Однако при борировании и борованадировании наилучшие результаты достигаются при использовании последовательного метода насыщения, что усложняет технологию упрочнения деталей [3].

Химико-термическая обработка с поверхностным насыщением стали одним или несколькими карбидообразующими легирующими элементами может производиться для формирования на поверхности обрабатываемых изделий структуры на основе карбидов легирующих элементов с повышенным уровнем механических свойств, конструктивной прочности и повышенной износостойкостью. При этом наибольшая эффективность упрочнения достигается при обработке высокоуглеродистых сталей, способных к образованию карбидов легирующих элементов. Такой принцип упрочнения реализуется при насыщении сталей хромом, ванадием, титаном, молибденом. Вместе с тем считается, что в диффузионном слое целесообразно получать более сложные карбидные фазы, представляющие собой твердые растворы двух и более переходных металлов. В этом случае их твердость, а также износостойкость, в соответствии с закономерностями Курнакова, должны быть экстремальными. Подобные результаты можно ожидать при совместном насыщение стали Cr+V, Cr+Ti.

Целью настоящей работы являлось исследование кинетики образования, структуры и свойств многокомпонентных боридных и карбидных покрытий, формирующихся на поверхности легированных сталей в расплавах на основе буры, содержащих карбидообразующие металлы.

Нанесение многокомпонентных боридных и карбидных покрытий на призматические образцы легированных сталей проводилось аналогично [4]. Металлографический анализ проводили на поперечных шлифах после травления ниталем при увеличениях ×100 и ×400. Микротвердость слоя определяли на поперечных и поверхностных шлифах с помощью твердомера ПМТ-3 при нагрузке 0,5 Н. Фазовый состав диффузионных слоев определяли рентгеноструктурным анализом на дифрактометре ДРОН-3 в Cr-излучении. Микрохрупкость диффузионных слоев оценивали по пятибалльной шкале с применением известной методики [5]. Испытание теплостойкости диффузионных слоев проводили путем сравнительного измерения микротвердости после отпуска при температурах 200,350, 500 и 650 ^{o}C. Коррозионную стойкость покрытий оценивали после обработки 10 %-ным раствором соляной кислоты в течение 65 ч. при комнатной температуре. Определение износостойкости при трении скольжения со смазкой по схеме «ролик-колодка» проводился с использованием машины трения СМЦ-2.

Экспериментальная проработка технологических условий формирования диффузионного слоя при насыщении стали бором, углеродом и легирующими элементами проводилась с использованием расплава состава А (50 % $Na_2B_4O_7$ + 10 % NaCl + 25 % B_4C + 15 % Na_2CO_3). Исследовали возможность одновременного насыщения стали бором (бором+углеродом) и другими элементами в расплаве на основе состава А по схемам (B+Cr), (B+V), (B+Cr+Ti), (B+Cr+V), (B+Cr+Ti+V). В отличие от известных данных по борохромированию в качестве хромосодержащего компонента использовали феррохром [1], а соотношение Cr и Ti в расплаве принимали как 2:1 согласно рекомендациям [6]

Экспериментальная проработка большого количества вариантов химико-термической обработки показала, что наилучшие результаты упрочнения реализуются при добавке в расплав состава А 2–4 % Cr или 2–4 % V и других условиях, показанных в табл. 1.

При необходимости использования тройных композиций могут быть использованы добавки 4 % Cr + 4 % V или 4 % Cr + 2 % V. Более сложное легирование диффузионного слоя достигается в случае дополнительно ввода в расплав для борирования 4 % Cr, 4 % V и 2 % Ti одновременно.

Таблица 1

Параметры обработки и характеристика упрочненного слоя (температура 950 °С, время насыщения 3 ч)

Марка стали	Схема насыщения	Толщина, мм		Максимальная микротвердость, ГПа
		общая	сплошных боридов	
40Х	B+Cr	0,138	0,100	16,0-17,0
20ХН3А	B+Cr	0,126	0,084	16,0-17,0
20ХН3А цементованная	B+Cr	0,086	0,080	16,0-17,0
40Х	B+V	0,136	0,096	17,0
20ХН3А	B+V	0,126	0,080	17,0
20ХН3А цементованная	B+V	0,084	0,076	17,0
40Х	B+Cr+V	0,130	0,090	17,0
20ХН3А	B+Cr+V	0,120	0,080	17,0
25ХГТ цементованная	B+Cr+V	0,090	0,074	17,0
40Х	B+Cr+Ti	0,128	0,088	17,0
20ХН3А	B+Cr+Ti	0,118	0,080	17,0
25ХГТ цементованная	B+Cr+Ti	0,088	0,074	17,0
40Х	B+Cr+V+Ti	0,120	0,086	17,0
25ХГТ	B+Cr+V+Ti	0,106	0,078	17,0
25ХГТ цементованная	B+Cr+V+Ti	0,080	0,074	17,0

Анализ качества диффузионных слоев показал, что при насыщении стали бором и хромом, а также бором и ванадием общая толщина сохраняется на прежнем уровне (табл. 1). Далее по мере увеличения количества компонентов рабочего состава ванны общая толщина слоя несколько снижается, что соответствует данным других авторов о влияние легирующих элементов на толщину боридного слоя.

При насыщении стали бором и хромом микроструктура слоя мало отличается от стро-ения боридного слоя [4], а с увеличением количества насыщающий компонентов «игольчатость» диффузионного слоя снижается. В микроструктуре просматриваются лишь отдельные слаборазвитые иглы борида FeB. Максимальная твердость упрочненного слоя при насыщении стали бором и легирующими элементами по всем исследованным вариантам находилась на уровне 17 ГПа, это подтверждает что основой слоя является борид железа Fe_2B. Более высокую твердость слоя по сравнению с Fe_2B можно объяснить присутствием в бориде Fe_2B легирующих элементов (хром, ванадий, титан) и образованием в этом случае боридов типа $(Fe,Cr)_2B$, $(Fe,V)_2B$. Близость параметров кристаллической решетки легированных боридов указанного типа к параметрам решетки Fe_2B усложнила возможность их достоверного выявления при использовании рентгеноструктурного анализа.

Следует отметить высокую пластичность упрочненного слоя (микрохрупкость не более 1 балла по пятибалльной шкале при всех указанных в таблице режимах насыщения.

При отработке процесса получения карбидных покрытий за счет поверхностного насыщения стали легирующими карбидообразующими элементами, исследования проводили с применением расплава буры технической и добавок различных компонентов в виде ферросплавов. Экспериментальная проработка технологических условий насыщения образцов показала возможность формирования качественных покрытий при обработке в жидкой ванне расплава с температурой 950 °С. Поверхностное насыщение стали хромом, ванадием или титаном может быть достигнуто в расплаве буры с добавками 2 3% Cr, V или Ti соответственно (таблица). При этом формируется диффузионный слой различной толщины (от 6 до 16 микрометров) с достаточно высокой твердостью (от 17 ГПа) при насыщении цементированной стали 25ХГТ хромом, до 34 ГПа при насыщении ванадием (таблица).

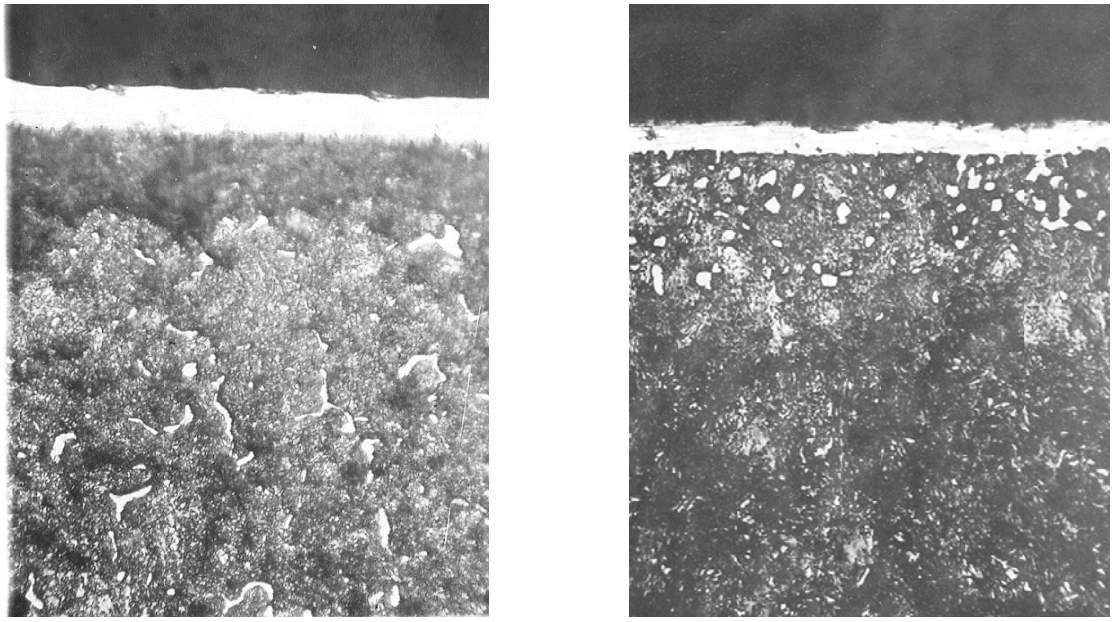
Таблица 2

Параметры обработки и характеристика карбидного слоя при насыщении карбидообразующими элементами в расплаве буры и ферросплавов (температура 950 °С)

Марка стали	Время обработки, ч	Насыщающие элементы	Толщина слоя карбидов, мкм	Максимальная микротвердость, ГПа	Фазовый состав
25ХГТ цементованная	3	Cr	16,0	17,0	Cr_7C_3
25ХГТ цементованная	3	V	12,0	34,00	VC
25ХГТ цементованная	3	Ti	6,0	22,0	TiC
25ХГТ цементованная	3	Cr+V	12,0	26,7-34,0	Cr_7C_3+ VC
25ХГТ цементованная	3	Cr+Ti	12,0	22,1-25,5	Cr_7C_3
25ХГТ цементованная	3	Cr+V+Ti	12,0	33,8-34,0	Cr_7C_3+ VC
40Х	3	Cr+V+Ti	6,0	24,1	Cr_7C_3+ VC
25ХГТ цементованная	6	Cr+V+Ti	20,0	25,6	Cr_7C_3+ VC
40Х	6	Cr+V+Ti	10,0	22,1	Cr_7C_3+ VC

Микроструктура таких покрытий (рис. 1) представляет собой структурно обособленные поверхностные слои, имеющие хорошее сцепление с основным металлом. Рентгеноструктурный анализ полученных слоев подтвердил присутствие карбидных соединений типа Cr_7C_3 и VC. Полученные результаты по твердости и фазовому составу покрытий полностью согласуются с известными данными, полученными при насыщении в порошковых смесях правда и в нашем случае формирование слоя при диффузии титана проходила медленне, чем для других элементов.

При насыщении стали двумя компонентами (Cr+V) или (Cr+Ti) выявлены технологические условия обработки (температура, длительность и состав ванны) для получения качественных слоев с высокой твердостью (табл. 2). По данным рентгеноструктурного анализа в этом случае формируются диффузионные покрытия на основе карбидов хрома и ванадия.



а *б*

Рис. 1. Микроструктура упрочненного слоя в стали 25ХГТ после цементации и насыщения карбидообразующим элементом при 950 °С в течение 3 ч (×400):
а – насыщение хромом; *б* – хромом и титаном

Опробование комплексного насыщения стали тремя компонентами (Cr+V+Ti) показало, что качественные диффузионные покрытия на основе карбидов хрома, ванадия и титана могут быть получены при обработке в расплаве буры с присадками около 2% хрома, ванадия и титана. Микроструктура этих покрытий имеет строения аналогичное ранее полученным карбидным слоям, при этом толщина и твердость слоя на стали 40Х заметно ниже, чем для цементованной стали 25ХГТ. Увеличение длительности обработки до 6 ч способствует повышению толщины слоя более чем на 50 %. По результатам рентгеноструктурного анализа фазовый состав диффузионного слоя в этом случае отвечает карбидам хрома, ванадия и титана. Полученные данные при трехкомпонентном насыщении подтверждают практическую возможность получения высокотвердых покрытий в результате комплексного насыщение стали легирующими элементами из жидких сред. Такие покрытия имеют высокую пластичность (микрохрупкость не более 1 балла) в сочетании с высокой твердостью, а расплав имеет высокую жидкотекучесть и легко смывается с поверхности обработанных образцов.

Диффузионные слои на основе боридов железо и легирующих элементов обладают повышенной твердостью, износостойкостью и коррозионной стойкостью, а в ряде случаев и жаростойкостью. Аналогичные свойства показывают покрытия на основе карбидов легирующих элементов, что делает предпочтительным их применение для деталей и инструментов, работающих в условиях износа, высоких температур и агрессивных сред. В связи с этим проводились сравнительные испытания образцов после различных схем химико-термической обработки на теплостойкость коррозионную стойкость, износостойкость. Оценка теплостойкости проводилась измерением микротвердости образцов после последовательной серии отпусков анализируемого образца при температурах от 200 до 650 ^{o}C. Режимы химико-термической обработки образцов, подвергнутых испытаниям теплостойкости и коррозионной стойкости, представлены в таблице.

Анализ результатов оценки твердости диффузионных покрытий дополнительно отпущенных образцов (рис. 2) показал, что наибольшее значение твердости (величину теплостойкости) имеют образцы с карбидными покрытиями Cr+V и Cr+V+Ti. На втором месте стоят борированные слои на основе боридов железа и легирующих элементов. Обычные слои на основе боридов железо FeB, Fe_2B имеют наименьшую для исследования диффузионных покрытий твердость. Закаленные цементованная и быстрорежущая стали показали в этих условиях несущественное снижение твердости и минимальную твердость после завершения всей серии отпусков.

Полученные данные позволяют предполагать, что получаемые в процессе хромирования структуры, содержащие карбиды или бориды легирующих элементов, способствуют сохранению высокой твердости при дополнительных нагревах вплоть до 650 ^{o}C. Вероятно, такая схема упрочнения наиболее пригодна для деталей машин и инструментов, работающих в условиях износа и высоких температур.

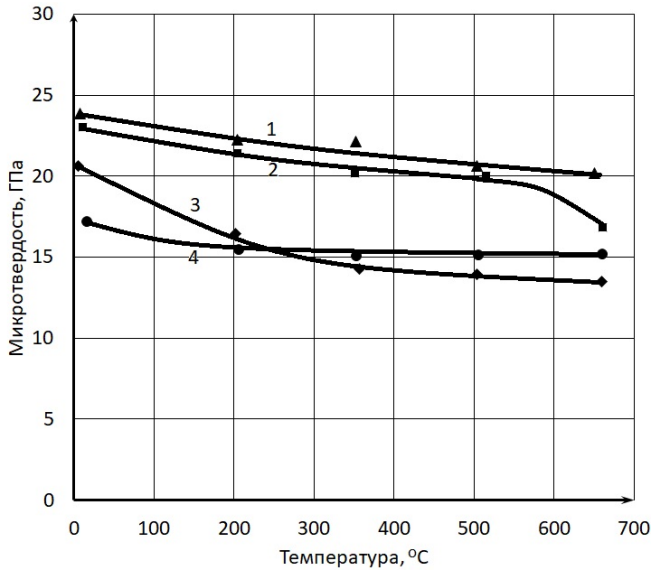


Рис. 2. Оценка величины теплостойкости карбидных слоев на стали 45Х при различных температурах отпуска:
1 – насыщение Cr+V; *2* – Cr+V+Ti; *3* – B; 4 – B+V

Коррозионная стойкость покрытий выявлялась в соответствии с ГОСТ Р 9.905-2007 в 10 %-ном растворе HCl. Результаты оценки показали различную сопротивляемость диффузионных покрытий воздействию агрессивной среды. Коррозионная стойкость (потеря массы образца на единицу площади в единицу времени) также различна (рисунок). Наивысшую коррозионную стойкость показали образцы после поверхностного комплексного насыщения B, Cr, V и Ti. Близкую к ним коррозионную стойкость имеет покрытие на основе бора, хрома и ванадия. Коррозионная стойкость покрытий на основе карбидов легирующих элементов несколько ниже, а цементованной закаленной стали 25ХГТ и улучшенной стали 40Х – минимальная относительно всех испытанных образцов. Полученные результаты показывают целесообразность дополнительного насыщения борированных слоев легирующими элементами с целью повышения коррозионной стойкости.

Таблица 3

Результат коррозионных испытаний в 10 %-ном HCl образцов, обработанных по различным режимам

Марка стали	Насыщающие элементы	Время испытаний, ч	Удельная потеря массы за время испытаний, г/м^2
40Х	B+Cr	65	63,5
	B+V		30,2
	B+Cr+V		17,2
	B+Cr+Ti		35,2
	B+Cr+V+Ti		16,7
25ХГТ цементация	Cr+Ti		31,1
	Cr+V+Ti		47,0

Процесс изнашивания контактирующих тел характеризуется постепенным разрушением поверхности с последующим изменением размеров и формы тела. Считается что решающее влияние на износостойкость деталей машин и инструментов оказывает состояние рабочей поверхности (твердость, микроструктура, шероховатость). Оценка сравнительной износостойкости проводилась на цементованной стали 25ХГТ (толщина слоя 1,4 1,5 мм), стали 40Х после насыщения бором и легирующими элементами (Cr, V, Ti) на толщине слоев 118 мкм и твердость 17 ГПа, а также стали 25ХГТ после насыщения Cr, V, Ti с толщиной слоя 10 мкм и твердостью 34 ГПа. Процесс трения скольжения со смазкой по схеме «ролик-колодка, из упрочненной по указанным выше вариантам стали» дала возможность получить количественные показатели износостойкости (ширина и глубина лунки износа в зависимости от времени испытаний, а также интенсивность изнашивания полученных диффузионных слоев в зависимости от среднего давления в зоне трения (рис. 3).

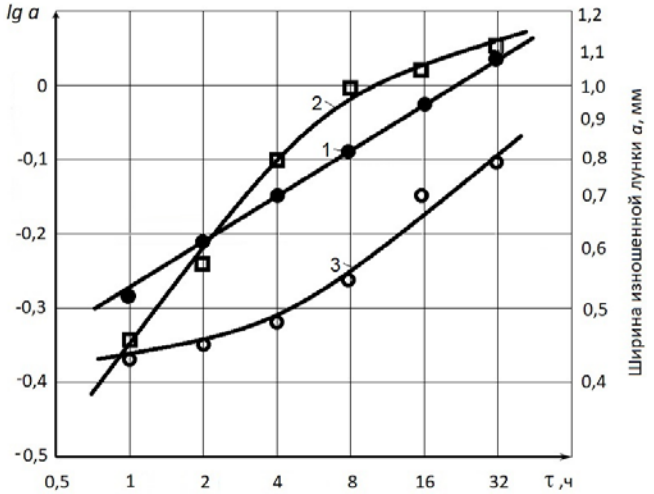


Рис. 3. Зависимость ширины изношенной лунки *a* плоских образцов с различными вариантами покрытия от продолжительности испытания τ (нагрузка 120 Н):
1 – цементация стали 25ХГТ на глубину 1,4–1,5 мм; *2* – сталь 40Х, борирование с насыщением Cr+V+T (118 мкм); *3* – сталь 25ХГТ после цементации и насыщения Cr+V+Ti (10 мкм)

Сопротивляемость износу образцов с диффузионным слоем на основе карбидов легирующих элементов значительно выше, чем у других исследованных вариантов упрочнения. Так время работы карбидного слоя до образования лунки износа шириной 0,8 мм составляет 32 ч, а для остальных образцов 4–6 ч, при этом глубина лунки износа карбидного слоя составляют лишь 3 микрометра, что достигается на цементованном и борированном слоях за 3,5–6 ч.

Количественные данные по интенсивности изнашивания образцов (рисунок) показывают, что в условиях трения скольжения со смазкой для деталей машин, работающих с постоянным контактом при повышенных давлениях до 30 МПа, наибольшую износостойкость имеют диффузионные слои на основе карбидов легирующих элементов.

Выводы

1. Установлено, что минимальное снижение твердости после отпусков при температурах 200–650 ^{o}C в течение 1,5 ч показали диффузионные слои на базе боридов железа и легирующих элементов. Максимальные значения твердости после отпуска при всех указанных температурах имеют покрытия на базе карбидов легирующих элементов, затем следуют диффузионные слои на базе борида железа и легирующих элементов.

2. При длительных испытаниях в 10 %-ном растворе HCl наилучшую сопротивляемость коррозии показали образцы с диффузионным слоем на основе боридов железа и легирующих элементов. Коррозионная стойкость карбидных покрытий несколько ниже, но превышает стойкость простых боридных слоев и закаленной инструментальной стали 25ХГТ.

3. Сравнительная оценка износостойкости закаленной инструментальной стали 25ХГТ и диффузионных слоев на основе боридов железо и легирующих элементов, карбидов легирующих элементов в условиях трения скольжения со смазкой показала существенное преимущество карбидных покрытий при комплексном насыщение стали хромом, ванадием и титаном.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Ляхович, Л. С.* Многокомпонентные диффузионные покрытия / Л. С. Ляхович, Л. Г. Ворошнин, Г. Г. Панич, Э. Д. Щербаков. – Минск : Наука и техника, 1974. – 288 с.

2. Диффузионные покрытия сталей и сплавов / А. М. Гурьев, С. Г. Иванов, И. А. Гармаева. – Барнаул, НИЦ «Системы управления». – 2013. – 221 с.

3. *Глухов, В. П.* Боридные покрытия на железе и сталях / В. П. Глухов. – Киев : Наукова думка, 1970. – 208 с.

4. *Тельдеков, В. А.* Структура и свойства боридных и карбоборидных покрытий, формирующихся в расплавах солей бора и углерода / В. А. Тельдеков, Л. М. Гуревич // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 2 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – С. 80–86.

5. *Глазов, В. М.* Микротвердость металлов и полупроводников / В. М. Глазов, В. Н. Вигдорович. – М. : Металлургия, 1969. – 224 с.

6. *Косс, Е. В.* Борохромоалитирование стали 45 / Е. В. Косс, И. М. Шевченко, И. И Андрющенко // Одесский политехнический институт. – Одесса, 1988. – 11 с.

УДК 621.74.02
DOI: 10.35211/1990-5297-2020-4-239-75-79

В. А. Гулевский, С. Н. Цурихин, С. В. Барабанов, Ю. В. Блинов, М. И. Попов

БОРИДНОЕ УПРОЧНЕНИЕ ПЕНОМЕТАЛЛА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

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

Показана возможность дополнительного упрочнения пеноалюминия боридами металлов, упрочняющими фазами, которые создают дополнительный упрочняющий каркас в матрице заливаемого алюминия. Увеличение прочности алюминиевого каркаса и всего композиционного материала в целом при введении боридной составляющей увеличивается в 1,4 раза.

Ключевые слова: пенометалл, пропитка алюминием, композиционный материал, боридное упрочнение.

V. A. Gulevsky, S. N. Tsurikhin, S. V. Barabanov, Yu. V. Blinov, M. I. Popov

BORIDE HARDENING OF FOAM METAL BASED ON ALUMINUM

Volgograd State Technical University

The possibility of additional hardening of foam aluminum by metal borides, hardening phases, which create an additional hardening frame in the matrix of cast aluminum, is shown. The increase in the strength of the aluminum frame and the entire composite material as a whole with the introduction of the boride component increases by 1.4 times.

Keywords: penometall, impregnation by aluminum, composite material, boridny hardening.

© Гулевский В. А., Цурихин С. Н., Барабанов С. В., Блинов Ю. В., Попов М. И., 2020.

Введение

В 21-м веке современным материалом, который прочно вошел в нашу жизнь является композиционный материал. Это многообещающий металл с уникальным сочетанием высоких механических и физических свойств, который подходит для авиа- и автомобилестроения, космонавтики, медицины, включая стоматологию, протезирование и строительство и др. [1].

Продолжением развития композиционного материала может стать перспективное направление разработки пенометаллов. Пенометаллы, новый класс материалов, который представляют собой структуру образованную твердой составляющей из металла (меди) и пор наполненные газом. Пенометаллы так же, как и композиционные материалы сочетают в себе такие качества, как прочность, легкость и доступность. Могут быть изготовлены из совершенно различных базовых материалов: никель, ферроникель, медь, железо, нихром, алюминий, фехраль, хромаль, нержавеющие стали и сплавы, бронзы, монель, кобальт, родий, платина, золото, серебро и их сплавы [2].

В настоящее время в мировой практике существует множество способов получения пористых металлов, в частности, пеноалюминия, но наиболее популярными являются два самостоятельных направления получения пеноалюминия: литейный метод (компания Cymat – Канада, Alcan – Канада, Norsk Hydro – Норвегия и др.) и порошковый метод (компании Fraunhofer Institute – Германия, ОАО ВИЛС – Россия и др.) [1, 2].

При получении пенометаллов их прочность в основном зависит от размера ячейки, ее формы и толщины стенок между ячейками. Получаемые в промышленности пенометаллы обычно изготавливают с различной размерностью структуры пор 1…5 мм и, соответственно, с различной плотностью пеноалюминия, влияющей на его прочность.

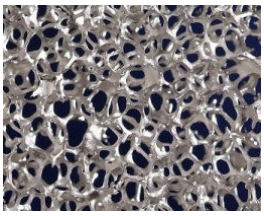
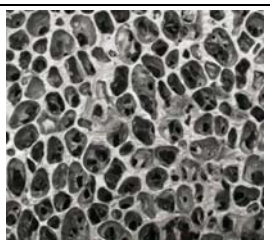
Целью настоящей работы является улучшение прочностных характеристик пеноалюминия боридным упрочнением.

Перспективы применения пенометалла

Пенометаллы, в отличие от других материалов, в зависимости от строения и размера пор обладают уникальными механическими свойствами: относительно высокой жесткостью и низкой плотностью. Они хорошо поглощают звук, шум, нетоксичны, коррозионностойки. Кроме того, обладают хорошим демпфирующим свойством, высокой жесткостью, теплопроводностью. Таким образом, они являются функциональными материалами и в зависимости от строения пор находят разное применение (табл. 1) [3, 4].

Таблица 1

Применение пенометаллов в зависимости от строения пор

Виды пористости	открытые		Функциональное применение	– теплообменные устройства, – огне- и пламяпреградители
	полуоткрытые			– шумопоглотители, – теплообменные и теплоотводящие устройства, – заполнители полостей и емкостей, – демпферы механических, акустических и ЭМ импульсов, – выравниватели газовых потоков, – несущие матрицы и регуляторы горения для твердых топлив, – сендвич-панели
	закрытые			– упрочняющие и демпфирующие элементы для автопрома, – шумозащитные экраны (для шоссе, аэропортов, мостов и др.), – звукопоглощающие панели (для кинотеатров, стадионов, жилых зданий и др.), – элементы акустических систем, – шумогасители при сбросе высокого давления, – сверхлегкие и термостойкие конструкционные элементы, трех- и двухслойные панели, композиционные материалы

Применение пенометаллов с полуоткрытым и закрытым строением пор включает в себя большую группу по функциональному применению и является более перспективной.

Наиболее распространенными, в применении на сегодняшний день, являются сэндвич-панели. Это композитный материал, применяемый в области строительства. Чаще всего сэндвич-панель представляет собой трехслойную структуру, состоящую из двух внешних панелей и внутреннего слоя между ними. Внешние панели чаще всего представляют собой листы цельного и достаточно прочного материала, играющего роль несущей структуры, а внутренний слой обычно выполняют из легких пенистых материалов, обеспечивающих изоляционные свойства сэндвич-панелей. Упрощенной версией такой конструкции в нашем случае может являться пеноалюминий с медным каркасом из сферических гранул [5].

Материал и методы исследования

Пеноподобный композит получали путем заливки алюминиевым расплавом (А0 ГОСТ 11069–2001) формы, заполненной пенополистероловыми шариками диаметром 4…8 мм, с внешней оболочкой из графита толщиной до 50 мкм и омеднением 300…500 мкм [5]. Получаемая плотность образцов пеноалюминия составила 1670 кг/м^3.

Для увеличения прочностных характеристик пеноалюминия вводили бориды титана, молибдена, хрома [6, 7] в виде порошков (табл. 2) в равных долях с соотношением один к трем, путем обмазки тонким слоем поверхности плакированной гранулы (табл. 3).

Таблица 2

Бориды металлов, применяемые для упрочнения

Компоненты		ГОСТ, ТУ	Размеры компонентов, мкм
Порошки	Борид титана	28377–89	20–40
	Борид хрома	28377–89	
	Борид молибдена	6–09–03–28–75	

Таблица 3

Состав получаемого металла матрицы

Образец	Содержание химического элемента в образце, %		
	Al	Si	Бориды металлов (TiB_2, Mo_2B_5, CrB_2)
1	93,02	6,98	0
2	91,52	6,98	1,0

Заливку алюминия осуществляли в заранее сформированный между двух медных пластин ряды порообразующих гранул в виде сфер (рис. 1) одного размера [8].

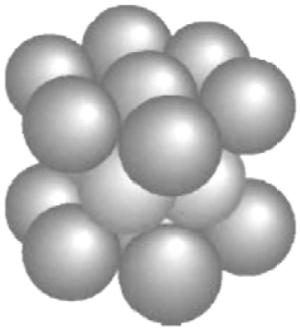


Рис. 1. Расположение плакированных порообразующих сфер [8]

Дюрометрические исследования образцов проводили на образцах размером 20×22×40 мм на приборах ТП-2 при нагрузке 150 кгс и ПМТ-3М при нагрузках 0,1 и 0,2 кгс. Прочность сплава при сжатии проводили на разрывной машине РМ-50 при настройке на нагрузку 10 кН.

Металлографические исследования производили на электролитически травленых образцах. Структуру, морфологию полученного композиционного материала изучали с помощью оптической (модульный цифровой микроскоп OLIMPUS BX61) и электронной (двухлучевой электронный сканирующий микроскоп SMA Versa 3D FEG) микроскопии.

Результаты и их обсуждение

Полученный композиционный материал представляет собой сотовую конструкцию сэндвич-панели с медным каркасом из сферических гранул. При разложении полиуретана газовые продукты должны были порвать медные оболочки. При расположении порообразующих сфер имеет место условный контакт с соседними окружающими ее сферами, при этом незаполненное пространство образует проходное сечение, для заливки алюминиевым расплавом создающий каркасное строение (рис. 2), дополнительно упрочненное боридами.

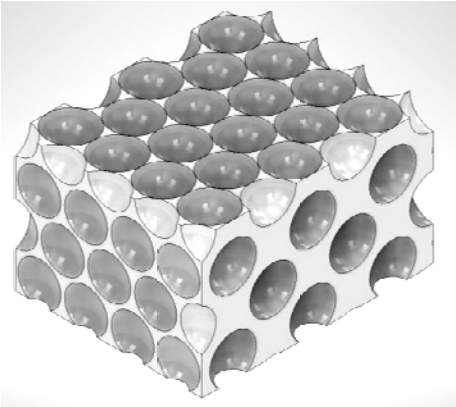


Рис. 2. Общий вид каркаса полученного порообразующими сферами [8]

Металлографическими исследованиями уставлено, что на срезе макрошлифов заполнение алюминиевым расплавом медных сфер в форме происходит максимально на 100 %. Между алюминиевым расплавом и медными сферами отсутствуют дефекты в виде горячих и холодных трещин (рис. 3).

Выявлено, что введение боридной составляющей способствует более качественному заполнению формы с каркасом в виде омедненых сфер, т. е. наблюдается полное заполнение формы с отсутствием недоливов.

Наблюдали также, что при заполнении аналогичных образцов алюминием технической чистоты без введения боридной составляющей ухудшалась заливка металла, появился его недолив.

Металлографический анализ показал, что боридная обмазка на поверхности гранул, в процессе пропитки конструкции из омедненных сфер частично легирует алюминиевую матрицу вблизи границы с медной оболочкой. Благодаря этому, матричный металл в указанной области приобретает мелкозернистую структуру, с равномерно распределенными по объему дисперсными частичками боридов (рис. 3), служащих в качестве упрочняющей фазы в металле матрицы. Такой упрочняющий пояс вокруг сферы служит вторичным дополнительным упрочняющим фактором для медной оболочки сферической поры, который образует первичный медный каркас в пеноподобном композите.

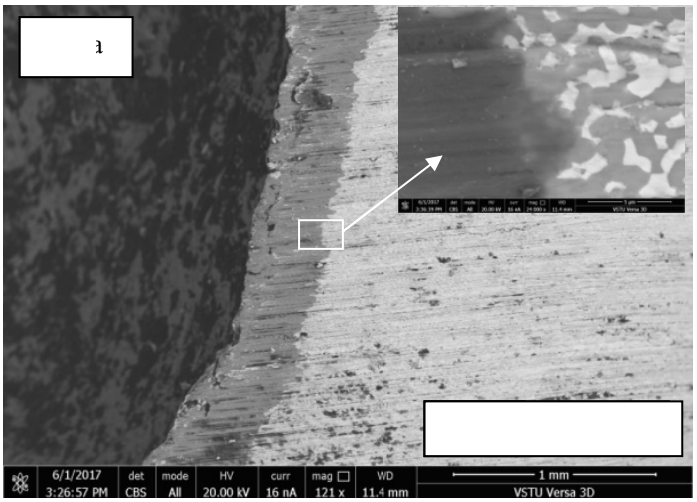


Рис. 3. Сечение порообразующей сферы после выгорания пенополистерола

Боридная составляющая в виде обмазки на плакированных медных сферах легировала алюминиевую матрицу в узкой зоне 100–140 мкм прилегания заливаемого расплава, оставляя центр матрицы нелегированной. При этом структура алюминия около медных сфер измельчалась, создавая каркас из боридного легирования алюминиевого расплава при относительно мягкой сердцевины матрицы.

Микротвердость алюминиевой матрицы со-

ставила 22 HB. В приграничной переходной зоне между медной сферой и матрицей заливаемого алюминия наблюдаются включений округлой формы от 90 до 97 мкм с микротвердостью 21–33 ГПа, что соответствует твердости боридной составляющей.

Монотонное испытание образцов продемонстрировало типичное поведение упруго-пластического пеноалюминия при сжатии (рис. 4). Образец с закрытыми порами, получаемый методом заливки формы алюминиевым расплавом и имеющий структурированный медный каркас, обладает при деформации сильно нелинейным поведением. Существует начальная линейная упругая область, которая сопровождается увеличением нагрузки при относительно малой деформации. При 0,2 % начинается текучесть пеноалюминия до 50 % деформации, так как материал не достиг полного сжатия. После того, как 50 % деформируется, все полые сферы деформировались сплющиванием, пеноалюминий начинает вести себя как обычный металл. Введение боридной составляющей способствует увеличению начального порога пластической деформации композиционного пеноалюминия в 1,4 раза.

Выводы

1. Полученный композиционный пеноалюминий имеет ряд преимуществ по сравнению со сплошным материалом, а именно, меньшую массу и большую прочность при сжимающих нагрузках.

2. Введение боридной составляющей увеличивает прочность алюминиевого каркаса и всего композиционного материала в целом в 1,4 раза.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Metal Foams: A Design Guide. M.F. Ashby, A.G. Evans, N.A. Fleck, L.J. Gibson, J.W. Hutchinson and H.N.G. Wadley, Butterworth Heinemann, 2000.

2. *Лапин, И. В.* Новые модификации металлов в современном производстве / И. В. Лапин, В. Г. Кузнецов, Г. А. Аминова // Изв. КГАСУ. Строительные материалы и изделия : сб. науч. ст. / КГАСУ. – Казань, 2017 – № 3. – С. 188–195.

3. *Кукарцев, В. А.* Процессы литья алюминиевых сплавов за рубежом : учеб.-метод. пособие / В. А. Кукарцев, Т. В. Трушкова. – Красноярск : Сиб. федер. ун-т, 2012. – 112 с.

4. *Оглезнева, С. А.* Материаловедение и технологии современных и перспективных материалов : учеб. пособие / С. А. Оглезнева. – Пермь : Изд-во Перм. нац. исслед. политехн. ун-та, 2012. – 307 с.

5. *Гулевский, В. А.* Исследование пенометалла с пропиткой медного каркаса алюминием / В. А. Гулевский, С. Н. Цурихин, С. В. Барабанов, Н. А. Кидалов // Заготовительные производства в машиностроении. – 2019. – № 5. – С. 7–10.

6. *Артемьев, А. А.* Исследование структуры и износостойкости наплавленного металла, упрочненного гранулами диборида титана / А. А. Артемьев, Ю. Н. Дубцов, Г. Н. Соколов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 4 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2010. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 4). – С. 141–144.

7. *Артемьев, А. А.* Влияние микрочастиц диборида титана и наночастиц карбонитрида титана на структуру и свойства наплавленного металла / А. А. Артемьев, Г. Н. Соколов, В. И. Лысак // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2011. – № 12. – С. 32–37.

8. Получение пенометалла на основе алюминия / В. А. Гулевский, С. Н. Цурихин, С. В. Барабанов, Н. А. Кидалов, Ю. В. Блинов, В. А. Лагутин, А. В. Новосельцев // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 7 (230) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2019. – (Серия «Металлургия»). – С. 38–40.

УДК 621.74.02
DOI: 10.35211/1990-5297-2020-4-239-79-84

В. А. Гулевский, С. Н. Цурихин, Н. Ю. Мирошкин, Н. В. Маркина, М. И. Попов

ОСОБЕННОСТИ РАЗРАБОТКИ КОМПОЗИТА УГЛЕГРАФИТ-СПЛАВ АЛЮМИНИЯ

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

Представлены результаты поиска в составе композита углеграфит-сплав алюминия карбида алюминия Al_4C_3 и возможность регулирования образования этой нежелательной фазы путем организации диффузионного переходного слоя. Показана задача и предложены пути ее решения для пропитки углеграфита алюминием или его сплавами. Для проведения исследования изготовлены образцы путем пропитки пористого углеграфитового каркаса литейным алюминиевым сплавом.

Ключевые слова: пропитка, карбид алюминия, легирующие элементы, композит.

© Гулевский В. А., Цурихин С. Н., Мирошкин Н. Ю., Маркина Н. В., Попов М. И., 2020.

V. A. Gulevsky, S. N. Tsurikhin, N. Yu. Miroshkin, N. V. Markina, M. I. Popov

FEATURES OF THE DEVELOPMENT OF THE COMPOSITE CARBON GRAPHITE-ALUMINUM ALLOY

Volgograd State Technical University

The search results of a carbon-graphite-aluminum alloy composite of aluminum carbide Al4C3 and the possibility of controlling the formation of this undesirable phase by organizing a diffusion transition layer are presented. The problem is shown and ways to solve it are proposed for the impregnation of carbon graphite with aluminum or its alloys. For the study, samples were made by impregnating a porous carbon-graphite frame with a cast aluminum alloy.

Keywords: impregnation, aluminum carbide, alloying elements, composite.

Введение

Для анализа процессов, происходящих при взаимодействии карбида алюминия Al_4C_3 в соединении углеграфит - сплав алюминия на границах зерен, воздействия на порошковые смеси карбидов с металлами, большое значение имеют представления о характере возможного химического взаимодействия между их компонентами. Наличие данной фазы Al_4C_3 нежелательно сказывается на свойствах материала. Происходит снижение коррозионной стойкости ввиду того, что карбид алюминия Al_4C_3 нестабилен в таких агрессивных средах, как вода, метанол, соляная кислота и других [1].

При использовании новых, малоизученных составов твердых сплавов подобная информация, как правило, отсутствует. В этих условиях приходится прибегать к проведению компьютерного термодинамического моделирования.

Для решения задач исследования твердых сплавов на основе карбидов и его взаимодействия на границах зерен, можно использовать программный комплекс Thermo-Calc фирмы Thermo-Calc Software AB (Швеция), основанный на расчетном методе CALPHAD, который по исходному химическому составу сплава проводит прогнозирующие расчеты по наиболее вероятному выделению в структуре нескольких типов фаз, их количества, а также химического состава фаз после кристаллизации (Thermo-Calc Software: [сайт]. URL: https://www.thermocalc.com/).

При взаимодействии углерода и углеродсодержащих соединений образуются карбидные соединения, которые входят в состав многочисленных керамических, огнеупорных, абразивных материалов в качестве как полезных, так и вредных структурообразующих фаз. Это приводит к выявлению закономерности образования фаз, формирования и стабилизации межфазных границ в углеродных, карбидных системах с целью сохранения высоких функциональных свойств материалов [2].

Несмотря на многочисленные исследования, остаются открытыми вопросы относительно очередности образования карбидных фаз, механизмов и температуры образования карбидов и их термической стабильности при высокотемпературном взаимодействии углерода со сплавом алюминия – неоднозначны [2].

Введение в структуру пластичных сплавов алюминия тугоплавких, высокопрочных и высокомодульных частиц карбидов (SiC, TiC, B_4C) оксидов (Al_2O_3), боридов (TiB_2) и др., которые армируют алюминиевый сплав, обеспечивают высокие механические свойства, в том числе в условиях действия повышенных температур (до 500 ^oC), при сохранении малого удельного веса и других свойств алюминия. Но при этом появятся дополнительные элементы легирования с более сложным поведением и непредсказуемым образованием карбидов.

Решение этих задач позволит осуществлять направленный синтез карбидных фаз и более эффективно использовать их при проектировании новых материалов.

Целью данной работы является исследование поверхности раздела композита углеграфит-алюминий (поиск карбида алюминия – Al_4C_3) и возможность регулировать образование этой нежелательной фазы.

Материалы и методы исследования

Приготовление исходных заготовок – образцов, производили путем пропитки пористого углеграфитового каркаса литейным алюминиевым сплавом АК12 (ГОСТ 1583–93, химический состав которого в масс. %: Si – 10–13; Mn – 0,01–0,5; Fe – 0,7, Al – основа).

В качестве пористой графитовой основы композита были выбраны:

– графитированный, крупнозернистый (размер зерен – 0,1–0,17 мм) углеграфитовый материал «АГ – 1500» с размером пор 10–80 мкм, и общей пористостью 18–20 % (открытая пористость – 14–15 %);

– графитированный, мелкозернистый (размер зерен 0,06–0,08 мм) углеграфитовый материал завода «Electrocarbon Topolcany» (Словакия), со сложной, разветвленной конфигурацией открытых пор размером 10–50 мкм, занимающих 20–45 об. %, при общей пористости – 20–25 % (открытая пористость – 16–19 %).

Из указанных углеграфитовых материалов изготовлены образцы размером 15×15×30 мм. Пропитку углеграфитовых образцов силумином проводили по специально разработанной безавтоклавной технологии при температуре 700 °С под давлением 5 МПа [3]. Приготовленные из пропитанных образцов шлифы были исследованы на оптическом микроскопе Olympus BX61. Микроструктуру полученного композита исследовали методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) на растровом электронном микроскопе с анализатором SMA-Quanta3DFEG. Тонкие исследования осуществляли с помощью энергодисперсионной спектрометрии (EDS), встроенной в SMA-Quanta3DFEG.

Результаты

При пропитке углеграфита алюминием или его сплавами образование карбида Al_4C_3 практически неизбежно [4]. Согласно [5], препятствовать взаимодействию компонентов на границе раздела в композитах с металлической матрицей можно путем организации диффузионного переходного слоя на внутренней поверхности пор, вводя в состав пропитывающего сплава специальные поверхностно-активные легирующие элементы. При этом матрица на фиксированное время может стать инертной по отношению к материалу каркаса или, наоборот, оказаться активной по отношению к нему. В данном случае переходный слой формируется из легирующих элементов, перераспределяющихся на границе раздела «жидкий расплав – твердый каркас» в процессе взаимодействия металла с углеграфитом. Такой прием позволяет, не нанося предварительно на поверхность поры специального переходного покрытия, добиться желаемой прочности сцепления компонентов на межфазной границе, только за счет целенаправленного подбора соответствующих поверхностно-активных легирующих элементов. Одновременно сплав приобретает повышенную жидкотекучесть и, как следствие, способность глубоко проникать в открытые микропоры, обеспечивая удовлетворительную степень пропитки даже при невысоком давлении. Согласно работе [6], желаемого результата в управлении характером взаимодействия компонентов на границе раздела углеграфит – алюминиевая матрица можно добиться путем легирования силумина никелем и хромом [7].

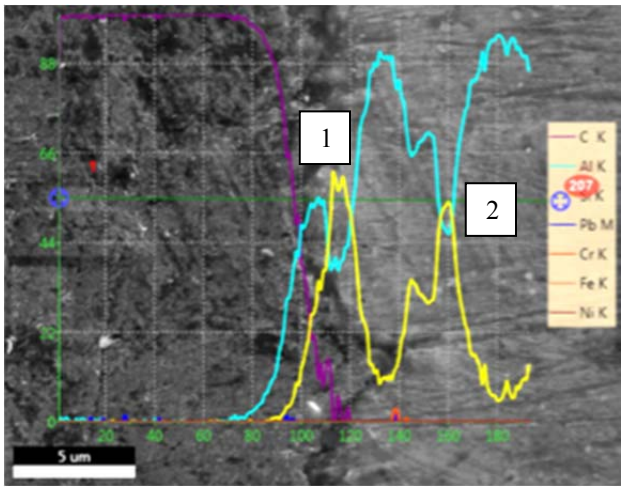
Установлено, что силумин, легированный никелем и хромом в условиях нарастающего пропитывающего давления, образует межфазный слой, который улучшает механические свойства композита. При этом отмечается снижение краевого угла смачивания расплава, способствующая глубокому проникновению металла в открытые поры углеграфитового каркаса, а усадка сплава при этом практически минимальна [8].

Исследования фазового состава с использованием программного комплекса Thermo-Calc позволили выявить аномальный характер изменения физико-химических свойств матричного сплава у границы раздела компонентов.

Наибольший интерес представляет в исследовании участок *1* на межфазной границе (рис. 2) и участок *2* в матричном сплаве. В алюминиевой матрице исследуемого образца были обнаружены легирующие добавки (элементы): Si, Cr, Fe, Ni, Pb.

Видно, что по мере смещения от межфазной границы (точка *1*) в алюминиевую матрицу содержание углерода быстро падает, а алюминий, соответственно, достигает максимальных значений. Поверхностно-активные элементы (Ni, Cr) в этой зоне практически отсутствуют, следы едва проявляются, а пик их активности наблюдается на межфазной границе (точка *1*).

Для выявления в составе структуры матричного сплава карбида алюминия Al_4C_3 по исходному химическому составу сплава проводили прогнозирующие расчеты по вероятному выделению в структуре тип фаз и их количества. Построено политермическое сечение фазовой диаграммы состояния на границе раздела между углеграфитовой основой и алюминиевым матричным сплавом с использованием программы Themo-Calc (рис. 2).



Точка *1*

Element	Al	Si	C	Cr	Fe	Ni	Pb
Wt %	16,0	30,7	52,3	0,2	0,3	0,2	0,3

Точка *2*

Element	Al	Si	C	Cr	Fe	Ni	Pb
Wt %	64,3	11,2	24	0	0,1	0	0

Рис. 2. Микроструктура межфазной границы раздела между углеграфитовой основой и алюминиевым матричным сплавом с энергодисперсионным анализом

Из расшифровки политермического сечения фазовой диаграммы состояния получено содержание элементов на межфазной границе в точке *1*, которые для анализа сведены в таблицу.

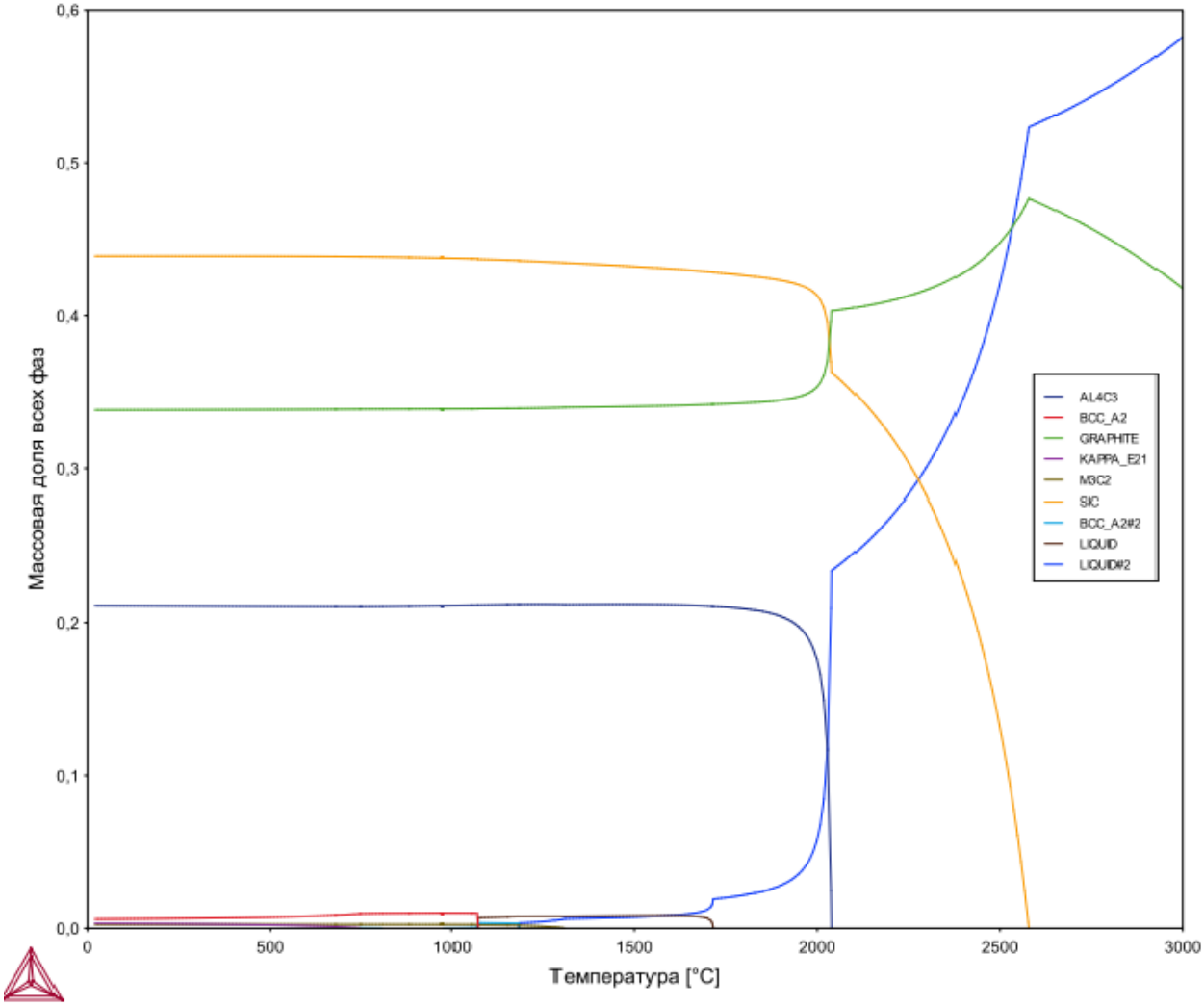


Рис. 3. Политермическое сечение фазовой диаграммы состояния на межфазной границе (точка *1*)

Расшифровка политермического сечения фазовой диаграммы состояния рис. 2 и таблицы показала, что в составе структуры матричного сплава появление карбида алюминия Al_4C_3 не незначительно, в пределах 0,2 % от всех образуемых фаз. Косвенно это подтверждает рис. 1, содержание углерода падает и вероятно он расходуется на образование в присутствии более активных карбидообразующих элементов (Fe, Cr,) сильных карбидных фаз. Рис. 2 показывает, что возможное образование карбида алюминия Al_4C_3 начинается при снижении температуры кристаллизации твердого расплава ниже 2100 °С.

Так карбид алюминия легко получается при высоких температурах, порядка 900-1000 °С, при дуговых процессах (сварка), которые дают температуры около 3000 °С. Матричный материал взаимодействует с армирующими компонентами с высокой вероятностью образования карбида Al_4C_3 при длительном времени остывания (~60 мин), что не наблюдается в условиях обычной плавки, где карбид алюминия в заметных количествах не образуется.

Количественный фазовый анализ предполагаемого сплава в точке *1*

Температура образования карбида, °С		2100	1050–1750	–	1750	2550
Стабильная фаза		AL4C3#1	BCC_A2#1	GRAPHITE#1	M3C2#1	SIC#1
Масса, г		3,4812	0,10936784	5,584188736	0,041899876	7,242774495
Химический состав фазы, % вес.	Al	0,7497	0,228816437	0	0	0
	C	0,2503	1,00182E-10	1	0,133448142	0,299548595
	Si	1,85E-05	5,71749E-08	0	0	0,700451405
	Cr	0	1,57354E-08	0	0,866551858	0
	Ni	0	0,301804001	0	0	0
	Fe	0	0,061944087	0	0	0
	Cu	0	0,407435402	0	0	0

Также образованию карбида алюминия Al_4C_3 может препятствовать применяемая технология, как в нашем случае, при которой заливка литейного алюминиевого сплава происходит при нагреве до температуры в среднем не выше 700 °С и создания избыточного давления порядка 5 МПа, которое обеспечило полноценную пропитку пористого углеграфитового каркаса. А малой продолжительности контакта алюминиевого расплава с углеграфитовым каркасом (~30 мин) не хватает для начала образования карбида алюминия Al_4C_3.

Присутствие малого количества карбида алюминия $A1_4C_3$ на поверхности углеграфита дает положительный эффект, а именно улучшает смачиваемость последнего расплавленным алюминием, чем способствует проникновению жидкого металла в поры.

Выводы

Анализ полученных данных показал, что в порах углеграфитового образца в процессе пропитки формируется алюминиевый матричный сплав – композиционный материал с прочным соединением компонентов вдоль их межфазной границы. Одновременно с образованием прочной связи наблюдается повышение прочности матричного сплава в составе композита, получаемого заливкой литейного алюминиевого сплава, с отсутствием нежелательной фазы карбида алюминия Al_4C_3.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Алюминиевые композиционные сплавы – сплавы будущего : учеб. пособие / А. Р. Луц, И. А. Галочкина. – Самара : Самар. гос. техн. ун-т, 2013. – 82 с.: ил.

2. *Ситников, П. А.* Синтез и свойства карбидных соединений алюминия : автореферат дис. … кан. хим. наук / Ситников П. А. – СПб. : 2002. – 17 с.

3. *Гулевский, В. А.* Исследование характера взаимодействия компонентов в композиционном материале из пористого углеграфитового каркаса, пропитанного силумином / В. А. Гулевский, О. В. Терзиман, В. И. Антипов, Л. В. Виноградов, Н. А. Кидалов, А. Г. Колмаков // Перспективные материалы. – 2016. – № 2. – С. 57–63.

4. *Гришина, О. И.* Исследование влияния термической обработки на величину удельной электропроводности в металлическом композиционном материале на основе алюминия / О. И. Гришина, В. М. Серпова, А. Н. Жабин, Е. И. Курбаткина // Авиационные материалы и технологии. – 2014. – № S6. – С. 39–44.

5. *Заболоцкий, А. А.* Композиционные материалы с металлической матрицей (Обзор) / А. А. Заболоцкий //

Новости науки и техники. Серия новые материалы, технологии их производства и обработки. – ВИНИТИ, 1989. – № 11. – 55 с.

6. *Миронова, Е. В.* Смачивание металлических неметаллических материалов алюминиевым сплавом АЛ25 / Е. В. Миронова, С. С. Затуловский, А. М. Верховлюк // Металлофизика – новейшие технологии, 2007. – № 10. – С. 1407–1414.

7. *Лякишев, Н. П.* Диаграммы состояния двойных металлических систем : справочник. В 3 томах / Н. П. Лякишев. – М. : Машиностроение, 1996. – Т. 1. – 992 с.; Т. 2 ; под общей ред. Н. П. Лякишева. – М. : Машиностроение, 1997. – 1024 с.

8. *Гулевский, В. А.* Исследование пенометалла с пропиткой медного каркаса алюминием / В. А. Гулевский, С. Н. Цурихин, С. В. Барабанов, Н. А. Кидалов // Заготовительные производства в машиностроении. – 2019. – № 5. – С. 7–10.

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 2020 г. Поз. № 5ж. Дата выхода в свет 22.04.2020 г. Формат 60 × 84 1/8.
Бумага офсетная. Гарнитура Times. Печать офсетная. Усл. печ. л. 9,80. Уч.-изд. л. 6,52.
Тираж 100 экз. Свободная цена. Заказ №
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены РИО ИУНЛ ВолгГТУ
400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28, корп. 7.
Отпечатано в типографии ИУНЛ ВолгГТУ
400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28, корп. 7.