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:

Анциферов В. Н., академик РАН, д-р физ.-мат. наук, проф.,
Научный центр порошкового материаловедения (г. Пермь, Россия)
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)
Камаев В. А., д-р техн. наук, проф., засл. деятель науки РФ, ВолгГТУ
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, главный научный сотрудник,
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)
Ревин А. А., д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ
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
Яковлев И. В., д-р техн. наук,
Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН (г. Новосибирск, Россия)

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.

Анциферов В. Н., академик РАН, д.ф.-м.н, проф., (Научный центр порошкового материаловедения, г. Пермь)

Лысак В. И., чл.-корр. РАН, д.т.н, засл. деятель науки РФ, проф.

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

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

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

Багмутов В. П., д.т.н., проф.

Зюбан Н. А., д.т.н., проф.

Матлин М. М., д.т.н., проф.

Кидалов Н. А., д.т.н., проф.

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

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

Международный индекс журнала ISSN 1990-5297.

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

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

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

№ 9 (188) Сентябрь 2016

УЧРЕДИТЕЛЬ:
ФГБОУ высшего образования
«Волгоградский государственный технический университет»

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

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

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

Печатается по решению редакционно-издательского совета Волгоградского государственного технического университета

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

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

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

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

Head Editor of the scientific journal “Izvestiya VSTU”:
Novakov I. A. – Academician of RAS, Prof., Doctor of Chemistry, President of VSTU

Editorial board:

Anziferov V. N., Academician of RAS, D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Prof., The Department for Powder Material Science (Perm, Russia)
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)
Kamaev V. A., D. Sc. (Engineering), Prof., Honored Scientist of the Russian Federation, VSTU
Korolev A. V., D. Sc., Prof., State Technical University of Saratov (Saratov, Russia)
Kuzmin S.V., D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU
Kurayev A. A., D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Prof., Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics (BSUIR) (Minsk, Republic of Belarus)
Lysak V. I., Corresponding Member of RAS, Honored Scientist of the Russian Federation, D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU
Markov V. A., D. Sc. (Engineering), Prof., Bauman Moscow State Technical University (Moscow, Russia)
Merten K., D. Sc. (Engineering), Prof., Institute of Chemical Process Engineering (Stuttgart, Germany)
Navrotskiy A. V., D. Sc. (Chemistry), Prof. of VSTU
Nizhegorodtsev R. M., D. Sc. (Economy), Chief research worker, Institute of Control Sciences V. A. Trapeznikov Academy of Sciences (Moscow, Russia)
Pai V. V., D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Lavrentyev Institute of Hydrodynamics of SB RAS (Novosibirsk, Russia)
Polyanchikov Y. N., D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU
Pustovoit V. N., D. Sc. (Engineering), Prof., Honored Scientist of the Russian Federation, Don State Technical University (Rostov-on-Don, Russia)
Revin A. A., D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU
Rusinov V. L., Corresponding Member of RAS, Institute of Chemical Technology of Ural Federal University (Ekaterinburg, Russia)
Rybin V. V., Corresponding Member of RAS, D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Prof., St. Petersburg Polytechnic University (St.Petersburg, Russia)
Thai Quang Vinh, D. Sc. (Philosophy), Institute of Information Technology (Hanoi, Vietnam)
Truel J.-L., D. Sc. (Economy), Prof., University Paris Est Créteil, Sorbonne, France, Vice-president of International economists club “Kondratiev Circle”
Fedyanov E. A., D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU
Frolov V. A., D. Sc. (Engineering), Prof., “MATI Russian State Technological University named after K.E. Tsiolkovsky” (Moscow, Russia)
Sharipov V. M., D. Sc. (Engineering), Prof., Moscow State Technical University “ MAMI” (Moscow, Russia)
Shakhovskaya L. S., D. Sc. (Economy), Prof. of VSTU
Sheyin A. G., D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Prof. of VSTU
Yakovlev I. V., D. Sc. (Economy), Lavrentyev Institute of Hydrodynamics of SB RAS (Novosibirsk, Russia)

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

IZVESTIA

VOLGOGRAD STATE TECHNICAL UNIVERSITY

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

Editorial board:
Chairman

Gurevich L. M.,
D. Sc. (Engineering), Associate Prof.
Anziferov V. N., Academician of RAS, D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Prof. (The Department for Powder Material Science, Perm)
Lysak V. I., Corresponding Member of RAS, D. Sc. (Engineering), Honored Scientist of the Russian Federation, 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)
Trykov U. P., D.Sc. (Engineering), Honored Scientist of the Russian Federation, Prof.
Bagmutov V. P., D. Sc. (Engineering), Prof.
Zyuban N. A., D. Sc. (Engineering), Prof.
Matlin M. M., D. Sc. (Engineering), Prof.
Kidalov N. A., D. Sc. (Engineering), Prof.
Kalita V. I., D. Sc. (Engineering), Prof. Chief research worker (RAS Institute of Metallurgy and 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). Concerning subscription turn to the editorial office.

Tel. Of VSTU editorial office:
(+7 8442) 24-84-06
Fax: (+7 8442) 24-84-06
otr@vstu.ru

Scientific journal
Published since January 2004
12 times a year

№ 9 (188) September 2016

FOUNDER:
FSBEI of Higher Education
«Volgograd State Technical University»

Editorial office address:
Volgograd, Lenin avenue, 28.
Tel.: Head Editor – (+7 8442) 24-80-00
E-mail: president@vstu.ru

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

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

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

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

© Volgograd State Technical University, «Izvestia VSTU», 2016

АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ*

Агафонова Г. В. *36, 39*
Адаменко Н. А. *36, 39*
Андроник А. В. *79*
Антонов А. А. *116, 125*
Арисова В. Н. *7, 16, 28*
Артемьев А. А. *116, 125*
Багмутов В. П. *42*
Бадиков К. А. *79*
Банников А. И. *60*
Безбабнова Т. Ю. *131*
Белов А. А. *110*
Бережнева А. В. *101*
Богданов А. И. *22*
Богданов Е. П. *42*
Бондарева О. П. *99, 121*
Бродников И. А. *83*
Булаева С. А. *48*
Былков Н. И. *101*
Волкова А. Э. *36*
Волкова Н. В. *110*
Волчков В. М. *48*
Габельченко Н. И. *105, 110, 113*
Гаманюк С. Б. *88, 93*
Гоник И. Л. *99, 121*
Гуревич Л. М. *16, 33, 48, 52, 56, 60, 65*
Даненко В. Ф. *48, 52*
Денисевич Д. С. *83*
Долуда А. О. *69*
Дробот Л. Ю. *36*
Дубцов Ю. Н. *116, 125*
Дудкина Н. Г. *75*
Евстропов Д. А. *7, 11*
Елсуков С. К. *116, 125*
Ермаков Р. П. *22*
Загудаев С. О. *28*
Зорин И. В. *116, 125*
Зюбан Н. А. *88, 93, 101*
Исхакова Л. Д. *22*
Казанкин В. А. *46*
Казанкина Е. Н. *46*
Казуров А. В. *36, 39*
Кидалов Н. А. *131*
Кириличев М. В. *88*
Кислер Р. В. *39*
Климов М. А. *69*
Князева А. С. *131*
Кулевич В. П. *7, 11, 13*
Лысак В. И. *116, 125*
Матлин М. М. *46*
Мишустин О. А. *110*
Мозгунова А. И. *46*
Новиков Р. Е. *56, 60, 65*
Новицкий Н. А. *99*
Палаткина Л. В. *101*
Писарев С. П. *13, 56, 65*
Пономарева И. А. *16*
Проничев Д. В. *11, 33*
Романенко М. Д. *83*
Руцкий Д. В. *88, 93, 101*
Савин Д. В. *39*
Савкин А. Н. *79*
Седов А. А. *69, 79*
Седов Э. В. *99, 121*
Серов А. Г. *33, 60*
Слаутин О. В. *7, 11, 13, 33*
Смирнова В. В. *131*
Соколов Г. Н. *116, 125*
Столярчук А. С. *83*
Субботин М. А. *128*
Тараненко В. Ю. *128*
Таубе А. О. *22*
Тескер Е. И. *128*
Трудов А. Ф. *28*
Усков Д. П. *101*
Хантимирова С. Б. *105, 113*
Чеботарев Н. Б. *36*
Чекунов В. В. *75*
Чубуков М. Ю. *101*
Шилихин Д. М. *99*
Шморгун В. Г. *7, 11, 13, 22*
Штепина Е. В. *105, 113*
Щербин Д. В. *16*

* В журнале «Известия ВолгГТУ» серии «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» № 2 (181), 2016 г. опубликована статья «Оценка износостойкости покрытий системы Си-Ти методом царапания (авт.: В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Д. В. Проничев, Д. С. Кайгородов, Д. А. Евстратов). Уточнение: один из авторов, А. С. Кайгородов, является сотрудником Института электрофизики Уро РАН г. Екатеринбурга (e-mail: kaigor@iep.ural.ru).

СОДЕРЖАНИЕ

I. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Евстропов Д. А., Арисова В. Н., Кулевич В. П.
Механизм контактного плавления в системе Cu-Ti……..... 7

Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Проничев Д. В., Евстропов Д. А., Кулевич В. П.
Оценка удельной электропроводности диффузионной зоны в композите системы Cu-Ti..... 11

Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Писарев С. П., Кулевич В. П.
Влияние электропереноса на кинетику диффузии в системе Fe-Al..... 13

Гуревич Л. М., Арисова В. Н., Пономарева И. А., Щербин Д. В.
Формирование интерметаллидной зоны на границе магниево-алюминиевого композита..... 16

Шморгун В. Г., Исхакова Л. Д., Богданов А. И., Таубе А. О, Ермаков Р. П.
Исследование химического и фазового состава зоны диффузионного взаимодействия в слоистом композите Х20Н80-АД1..... 22

Арисова В. Н., Трудов А. Ф., Загудаев С. О.
Исследование изменений характеристик тонкой структуры ОШЗ сваренных взрывом биметаллов из углеродистых сталей при нагревах..... 28

Гуревич Л. М., Проничев Д. В., Слаутин О. В., Серов А. Г.
Изучение кинетики роста и свойств интерметаллидных прослоек в многослойных композитах системы Cu-Al…….……... 33

II. ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Казуров А. В., Волкова А. Э., Дробот Л. Ю.,Чеботарев Н. Б.
Исследование структуры и термомеханических свойств политетрафторэтилена после ударно-волновой обработки в ампуле..... 36

Адаменко Н. А.,Казуров А. В., Агафонова Г. В., Савин Д. В., Кислер Р. В.
Влияние дисперсности алюминия на теплопроводность наполненного фторопласта..... 39

III. ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

Богданов Е. П., Багмутов В. П.
Развитие статистического подхода к оценке прочности и пластичности..... 42

Матлин М. М., Мозгунова А. И., Казанкина Е. Н., Казанкин В. А.
Анализ параметров контакта при внедрении инденторов различной формы в плоское контртело..... 46

Гуревич Л. М., Даненко В. Ф., Волчков В. М., Булаева С. А.
Осесимметричное и объемное моделирование волочения биметаллической проволоки..... 48

Гуревич Л. М., Даненко В. Ф.
Об особенностях моделировании кругового пластического обжатия спирального каната..... 52

Гуревич Л. М., Писарев С. П., Новиков Р. Е.
Моделирование поведения титаноалюминиевого композита с интерметаллидными включениями..... 56

Гуревич Л. М., Банников А. И., Новиков Р. Е., Серов А. Г.
Моделирование высокоскоростного резания в DEFORM 3D..... 60

Гуревич Л. М., Писарев С. П., Новиков Р. Е.
Поведение при сжатии титаноалюминиевого композита с интерметаллидной прослойкой..... 65

Седов А. А., Долуда А. О., Климов М. А.
Оценка локальных напряжений и деформаций в деталях с концентраторами напряжений и анализ повреждаемости при случайном циклическом нагружении по различным моделям суммирования повреждений..... 69

Дудкина Н. Г., Чекунов В. В.
Исследование неупругих свойств поверхностно упрочненной конструкционной углеродистой стали..... 75

Савкин А. Н., Андроник А. В., Бадиков К. А., Седов А. А.
Оценка влияния полноты нагружения при перегрузочных и недогрузочных режимах в низколегированной автомобильной стали..... 79

Столярчук А. С., Денисевич Д. С., Романенко М. Д., Бродников И. А.
Взаимосвязь хаотичности процессов локальных повреждений и долговечности материала..... 83

IV. ВОПРОСЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ, ЛИТЬЯ И СВАРКИ

Гаманюк С. Б., Руцкий Д. В., Зюбан Н. А., Кириличев М. В.
Исследование загрязненности крупного кузнечного слитка неметаллическими включениями..... 88

Гаманюк С. Б., Руцкий Д. В., Зюбан Н. А.
Физическое моделирование влияния доливки прибыли на кинетику затвердевания и особенности формирования структуры крупного кузнечного слитка..... 93

Гоник И. Л., Новицкий Н. А., Бондарева О. П., Седов Э. В., Шилихин Д. М.
Применение окалиноуглеродных брикетов при выплавке стали 65Г в электродуговой печи..... 99

Чубуков М. Ю., Руцкий Д. В., Зюбан Н. А., Усков Д. П., Палаткина Л. В., Бережнева А. В., Былков Н. И.
Изменение фазового состава окисных слоев оправок в процессе эксплуатации..... 101

Габельченко Н. И., Штепина Е. В., Хантимирова С. Б.
Исследование эффективности действия графитизирующих модификаторов ФС75 и SIC в отливках из серого чугуна..... 105

Габельченко Н. И., Мишустин О. А., Волкова Н. В., Белов А. А.
Исследование условий формирования карбидов цементитного типа и разработка режима термической обработки отливок из стали 110Г13Л..... 110

Габельченко Н. И., Хантимирова С. Б., Штепина Е. В.
Исследование локальных интервалов процесса кристаллизации сталей и чугунов методом дифференциально-термического анализа..... 113

Соколов Г. Н., Лысак В. И., Зорин И. В., Артемьев А. А., Дубцов Ю. Н., Антонов А. А., Елсуков С. К.
Механизм влияния ультрадисперсных тугоплавких компонентов, содержащихся в сварочных материалах, на формирование структуры наплавленного металла..... 116

Бондарева О. П., Седов Э. В., Гоник И. Л.
Исследование влияния имитации термического цикла сварки и скорости охлаждения на структуру и свойства феррито-аустенитной стали 08Х22Н6Т..... 121

Зорин И. В., Соколов Г. Н., Дубцов Ю. Н., Лысак В. И., Артемьев А. А., Антонов А. А., Елсуков С. К.
Исследование структуры и свойств термо- и износостойкого металла, наплавленного на сплав чугаль..... 125

Тескер Е. И, Тараненко В. Ю., Субботин М. А.
Исследование свойств поверхностных слоев с покрытием, полученным электроконтактной приваркой износостойкой лентой..... 128

Кидалов Н. А., Князева А. С., Безбабнова Т. Ю., Смирнова В. В.
Влияние химических добавок на свойства бентонитовых водно-глинистых суспензий для песчано-глинистых смесей..... 131

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 620.22:669

В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Д. А. Евстропов, В. Н. Арисова, В. П. Кулевич

МЕХАНИЗМ КОНТАКТНОГО ПЛАВЛЕНИЯ В СИСТЕМЕ Cu-Ti*

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

Предложен и экспериментально подтвержден механизм формирования зоны взаимодействия на межслойной границе сваренного взрывом композита системы Cu-Ti при термообработке по режиму контактного плавления.

Ключевые слова: слоистый композит, сварка взрывом, термообработка, контактное плавление.

V. G. Shmorgun, O. V. Slautin, D. A. Yevstropov, V. N. Arisova, V. P. Kulevich

MECHANISM OF CONTACT FUSION IN SYSTEM Cu-Ti*

Volgograd State Technical University

Proposed and experimentally confirmed mechanism of the interaction zone on the interlayer boundary Cu-Ti system explosion welded composite during the heat treatment regime on the contact melting.

Keywords: layered composite, explosion welding, heat treatment, contact fusion.

Введение

Несмотря на большое количество работ, посвященных изучению процессов диффузионного взаимодействия в системе Cu-Ti [1–6], на сегодняшний день нет законченной теории, которая смогла бы описать процессы, происходящие при формировании зоны взаимодействия (*ЗВ*) при контактном плавлении (*КП*).

В настоящей работе изложен, предложенный нами, механизм контактного плавления в системе Cu-Ti. Помимо собственных экспериментальных данных были приняты во внимание данные работ [4, 5], где экспериментально определена температура *КП* и фазовый состав *ЗВ*, сформированной при 900 °С, и работы [6], авторы которой показали, что в начальный момент *КП* температура в зоне контакта быстро снижается, затем в течение некоторого времени практически не меняется, а далее – плавно возрастает до исходной температуры.

Материалы и методы исследования

Материалами для исследования служили образцы сваренной взрывом меди М1 с титаном ВТ1-0 толщиной 7+0,6 и 5+4 мм, соответственно. Металлографические исследования выполняли на металлографическом микроскопе Олимпус BX-61. Фазовый состав *ЗВ* оценивали при сопоставлении данных, полученных с помощью дифрактометра ДРОН-3 и растрового двухлучевого электронного микроскопа системы Versa 3D.

Результаты и их обсуждение

Поскольку система Ti-Cu относится к системам с сильно вырожденными эвтектиками, где эвтектическая точка на диаграмме состояния смещена в сторону легкоплавкого компонента, то в образовании жидкой фазы в контакте Ti-Cu, определяющую роль должен играть размерный эффект плавления [7].

Анализ диаграммы состояния Ti-Cu (рис. 1) и массива экспериментальных данных [8], полученных при исследовании структуры и фазового состава *ЗВ*, сформированной как в твердой, так и в жидкой фазе между титаном ВТ1-0 + + медью М1 при нагреве сваренного взрывом биметалла М1+ВТ1-0 (рис. 2), позволил предложить следующую последовательность формирования *ЗВ* при *КП*.

Контактное плавление в системе Ti-Cu начинается при температуре ≈ 900 °С и иници-

© Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Евстропов Д. А., Арисова В. Н., Кулевич В. П., 2016

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 14-19-00418)

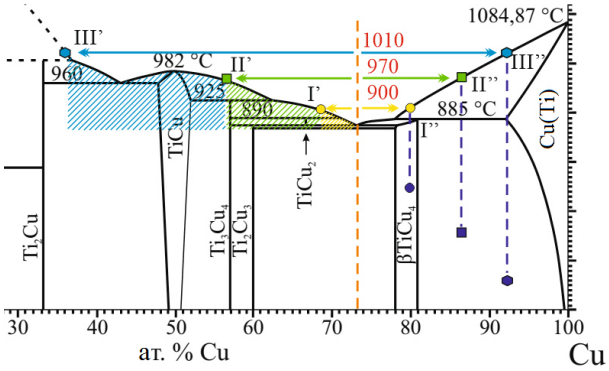


Рис. 1. Фрагмент диаграммы состояния системы Ti-Cu: точки I' II' и III' (заштрихованные области) – возможные реакции, если на поверхности присутствует слой Ti; I'' II''и III'' – точки перехода системы в равновесие после полного растворения слоя Ti

ируется взаимной диффузией, приводящей к образованию на границе раздела сваренных взрывом металлов пересыщенных твердых растворов на основе меди Cu(Ti), титана Ti(Cu) и интерметалидных соединений Ti_2Cu, TiCu, Ti_3Cu_4, Ti_2Cu_3, $\beta TiCu_4$ (рис. 3).

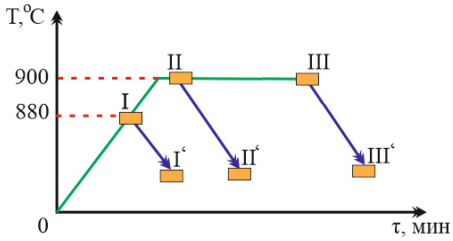
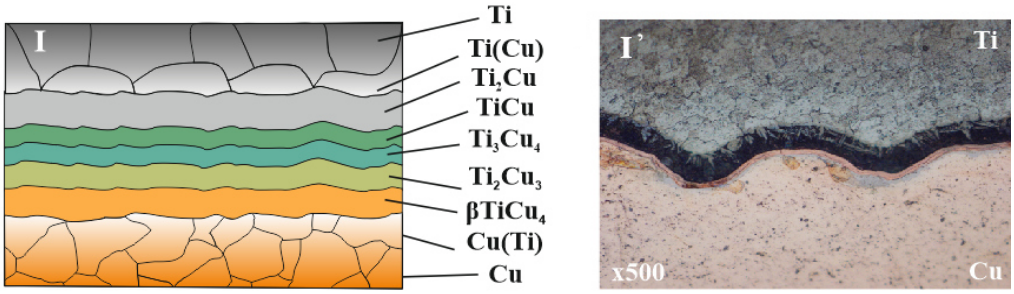


Рис. 2. Термический цикл термообработки, обеспечивающей твердо и жидкофазное взаимодействие в системе Ti-Cu

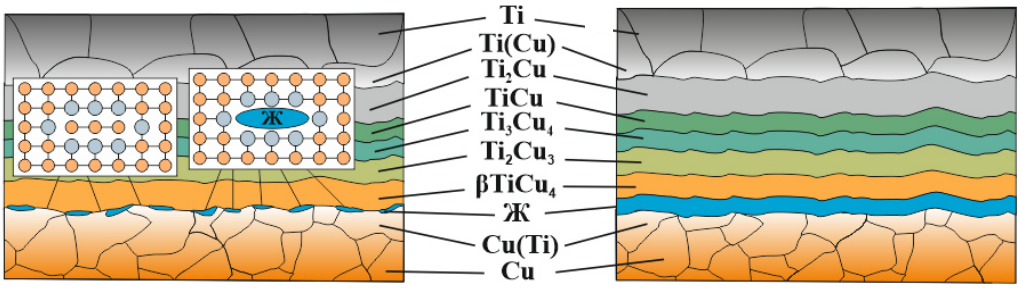


а *б*

Рис. 3. Структура *ЗВ* в процессе нагрева (*а*) и после охлаждения (*б*) на участке I-I'термического цикла при 880 °С

При достижении некоторой критической концентрации Ti в Cu(Ti), отдельные малые области твердого раствора оказываются «блокированными» друг относительно друга «перегородками» из атомов Ti, вследствие разрыва межатомных связей Cu-Cu, что приводит к образованию наноразмерных кластеров, на которых и проявляется размерный эффект плавления [9] (рис. 4, *а*).

В дальнейшем хаотически распределенные кластеры при соприкосновении друг с другом сливаются, образуя жидкую матрицу с отдельными твердофазными частицами Cu(Ti) (микрокристаллами). Со временем окруженные жидкостью твердые частицы растворяются, и вся область твердого раствора превращается в тонкую пленку жидкости (рис. 4, *б*).



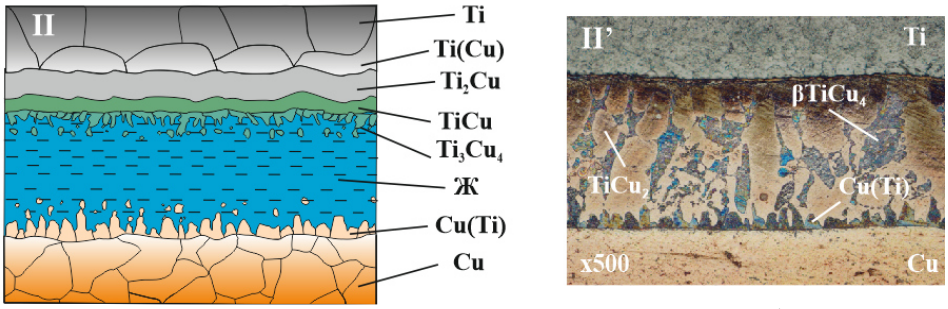
а *б*

Рис. 4. Процесс зарождения и формирования жидкой прослойки на границе соединения композита при температуре ≈ 900 °С

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 Ti в ней повыситься до эвтектической (875 °С и 27 ат.%).

По мере увеличения температуры жидкой фазы на границе жидкость – Cu должны идти сопровождающиеся выделением тепла процессы,

связанные с последовательным образованием и растворением включений $\beta TiCu_4$ и Cu(Ti). На этом этапе жидкая прослойка переходит в гетерофазное состояние. Дальнейшее повышение времени выдержки способствует растворению в жидкости сплошных интерметаллидных прослоек Ti_3Cu_4, Ti_2Cu_3, $\beta TiCu_4$, сформировавшихся в процессе твердофазной диффузии (рис. 5).

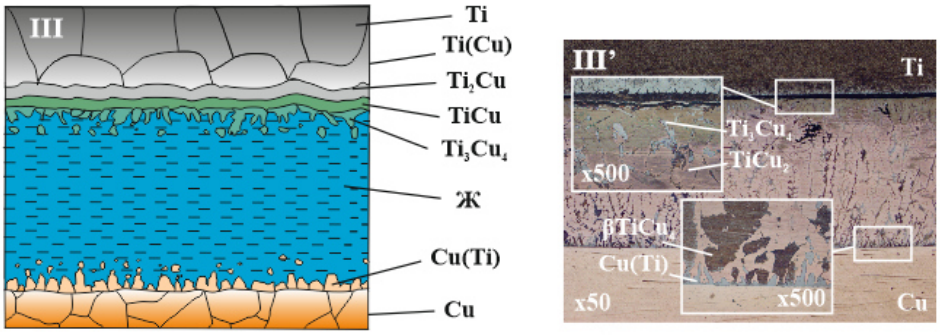


а *б*

Рис. 5. Изменения структуры *ЗВ* до (*а*) и после (*б*) кристаллизации на участке II-II' термического цикла нагрева при 900 °С

Увеличение толщины жидкой прослойки должно сопровождается снижением в соответствии с линией ликвидус на диаграмме состояния Ti-Cu (точки I' II' и III' рис.1) концентрации Ti в ее части, прилегающей к твердому раствору на основе Cu, и росту – в ее части, прилегающей к зоне твердофазной диффузии со стороны Ti. В соответствии с диаграммой состояния, зона твердофазной диффузии должна состоять из прослоек, фазовый состав которых последовательно меняется от Ti(Cu), Ti_2Cu, TiCu, Ti_3Cu_4 до Ti_2Cu_3.

После продолжительного отжига и кристаллизации с 900 °С в *ЗВ* образуются следующие фазы: $\beta TiCu_4$, $TiCu_2$, Ti_2Cu_3, Ti_3Cu_4 и твердый раствор Cu(Ti) (рис. 6), а при температуре 970 °С, помимо указанных, и TiCu (рис. 7).



а *б*

Рис. 6. Изменения структуры *ЗВ* до (*а*) и после (*б*) кристаллизации на участке III-III' термического цикла нагрева при 900 °С

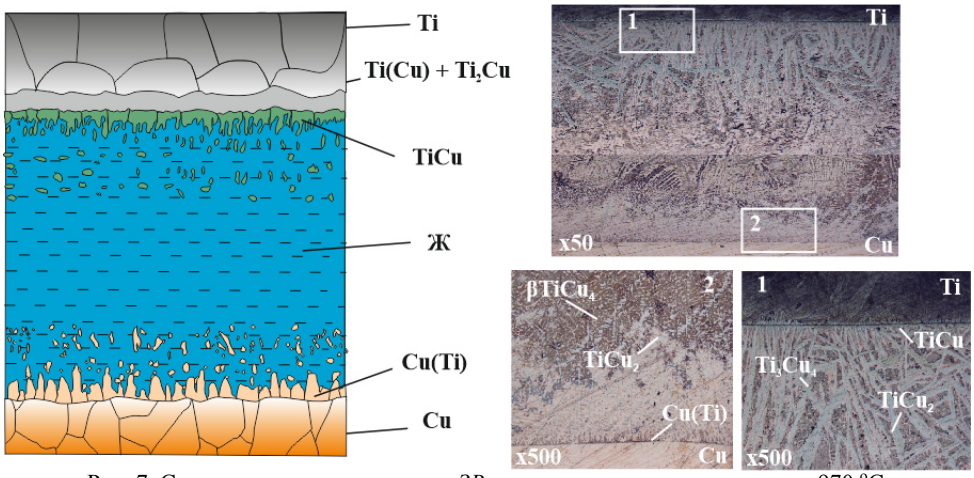


Рис. 7. Схема изменения структуры *ЗВ* до и после кристаллизации при 970 °С

После продолжительного отжига и полного растворения титанового слоя, система приходит в равновесие в соответствии с точками I'', II''и III'' приведенного фрагмента диаграммы (см. рис. 1), а ликвация по фазовому составу нивелироваться по толщине *3В* до $\beta TiCu_4$ или $\beta TiCu_4 + Cu(Ti)$ (рис. 8).

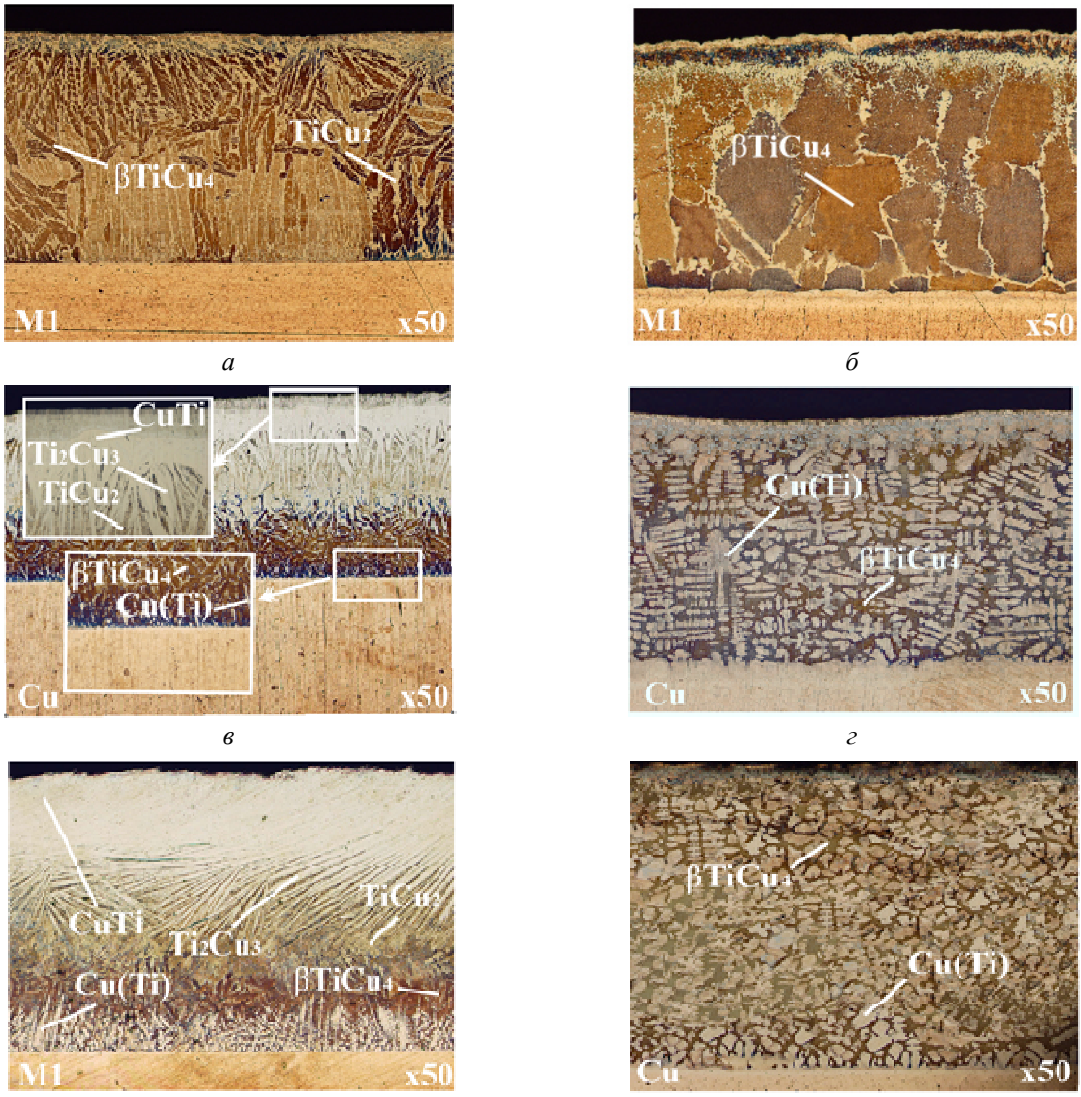


Рис. 8. Структура *3В*, сформированная после термообработки 900 °С (60–600 мин) (*а–б*), 970 °С (5–180 мин) (*в–г*) и 1010°С, (5–180 мин) (*д–е*)

Выводы

Механизм контактного плавления на межслойной границе сваренных взрывом композитов системы Ti-Cu, заключается в последовательном протекании следующих стадий: твердофазного диффузионного взаимодействия с формированием пересыщенных твердых растворов и сплошных интерметаллидных прослоек; образования вследствие размерного эффекта плавления жидкой матрицы с включениями твердого раствора на основе меди; роста толщины слоя расплава с градиентом концентрации, зависящим от скорости гетерогенных реакций на межфазных границах расплав-интерметаллид и расплав-твердый раствор.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *T. Yamane, S. Nakajima, H. Araki*, [et al]. Partial phase diagrams of the titanium-rich region of the Ti–Cu system under high pressure. // J. Mater. Sci. Lett., 13, No. 3, 162–164 (1994).

2. *Oliker V.E.* Structure and phase composition of the Ti–Cu diffusion zone / V.E. Oliker, A.A. Mamonova, and T.I. Shaposhnikova. // Powder Metall. Met. Ceram., 35, No. 3–4, 173–175 (1996).

3. *Canale P.* Thermodynamic assessment of the Cu–Ti system taking into account the new stable phase CuTi3 / P. Canale and C. Servant. // Z. Metallkd., 93, 273–276 (2002).

4. *Крашенинников, С. В.* Исследование кинетики процесса контактного эвтектического плавления в сваренных взрывом титано-медно-стальных композитах / С. В. Крашенинников, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Н. И. Чистякова // Перспективные материалы. – 2005. – № 3. – С. 75–80.

5. *Bateni M.R.* [et al]. The effect of novel Ti-Cu intermetallic compound coatings on tribological properties of copper // Annals. – 2003. – Т. 24. – С. 26.

6. *Dziadoń* A. [et al]. Microstructure evolution at the Cu-Ti interface during high temperature synthesis of copper-intermetallic phases layered composite // Archives of metallurgy and materials. – 2009. – Т. 54. – №. 2. – С. 455-466.

7. *Ахкубеков, А. А.* Начальная стадия контактного плавления, как низкоразмерный эффект / А. А. Ахкубеков, М. М. Вайсултанов, С. И. Ахкубекова // Известия вузов. Северокавказский регион. Серия «Естественные науки». – 2005. – № 9. – С. 56–64.

8. Формирование покрытий на основе купридов титана на поверхности меди при контактном плавлении / В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич, О. В. Слаутин, В. Н. Арисова, Д. А. Евстропов // Металлург. – 2015. – № 10. – С. 8892. – Metallurgist. – 2016. – Vol. 59, Issue 9–10 (January 2016). – С. 974–979.

9. *Редичев, Е. Н.* Процесс плавления диспергирования тонкой пленки меди в слоистых структурах в зависимости от ее толщины / Е. Н. Редичев, Д. Г. Громов, С. А. Гаврилов [и др.] // Сб. тр. 6-й междунар. конф. «Опто-наноэлектроника, нанотехнологии и микросистемы». – Ульяновск, 2004. – С. 129.

УДК 620.22:669

В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Д. В. Проничев, Д. А. Евстропов, В. П. Кулевич

ОЦЕНКА УДЕЛЬНОЙ ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТИ ДИФФУЗИОННОЙ ЗОНЫ В КОМПОЗИТЕ СИСТЕМЫ Cu-Ti*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Представлены результаты исследования электропроводности слоистого композита ВТ1-0+М1 после сварки взрывом и после термообработки при 900 °С. Показано, что удельная электропроводность диффузионной зоны, сформированной на межслойной границе, составляет 0,77–0,9 МСм/м.

Ключевые слова: контактное плавление, диффузионная зона, интерметаллид, термообработка, сварка взрывом.

V. G. Shmorgun, O. V. Slautin, D. V. Pronichev, D. A. Yevstropov, V. P. Kulevich

EVALUATION ELECTRICAL CONDUCTIVITY IN THE COMPOSITE DIFFUSION ZONE SYSTEM Cu-Ti*

Volgograd State Technical University

The results of the study of electrical conductivity of the layered composite of the system Cu-Ti after explosion welding and diffusion annealing at 900 ^{0}C. It is shown that the specific electrical conductivity of the resulting diffusion layer is in the range 0,77-0,9 mS / m.

Keywords: contact melting, diffusion zone, intermetallic compound, heat treatment, welding explosion.

Введение

Сочетание высокой износостойкости и низкой теплопроводности делает интерметаллиды системы Cu-Ti перспективными материалами для применения в качестве термобарьерных и износостойких покрытий [1–5].

В работах [6,7] показано, что диффузионная зона, формирующаяся на межслойной границе полученных сваркой взрывом медно-титановых композитов и включающая целый ряд интерметаллидных соединений (купридов титана), обладает значительно меньшей теплопроводностью (7,1–7,2 Вт/м·К), чем у меди (410 Вт/м·К) и титана (16 Вт/м·К). Поскольку природа тепло и электропроводности едина, следует ожидать для диффузионной зоны и низких значений электропроводности. Отсутствие в литературе данных об электрофизических свойствах диффузионной зоны системы Cu-Ti делает актуальным их экспериментальное определение.

Материалы и методы исследования

Термообработку (ТО) сваренного взрывом биметалла медь М1 (4 мм) + титан ВТ1-0 (4 мм) проводили по режиму контактного плавления 900 °С, 1 ч в печи SNOL 8,2/1100.

Металлографические исследования выполняли с помощью микроскопа OLYMPUS BX 61.

Фазовый состав диффузионной зоны оценивали при сопоставлении информации об эле-

© Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Проничев Д. В., Евстропов Д. А., Кулевич В. П., 2016

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 14-19-00418)

ментном составе, полученной с помощью сканирующего электронного микроскопа Versa 3D, с диаграммой состояния системы Cu-Ti [8].

Замеры электропроводности осуществляли на приборе «Константа К» после последовательного удаления медного или титанового слоя с шагом ≈ 0,1 мм. Глубину проникновения вихревых токов определяли по зависимости [9]:

$$\delta = \frac{1}{\sqrt{\sigma \cdot \pi \cdot f \cdot \mu_0 \cdot \mu}}, \quad (1)$$

где σ – удельная электрическая проводимость материала (Ом$^{-1}$·м$^{-1}$); f – частота тока, Гц; μ_0 – магнитная постоянная $4\pi \cdot 10^{-7}$(Гн/м); μ – относительная магнитная проницаемость материала.

Результаты и их обсуждение

Анализ микроструктуры диффузионной зоны показал, что ее толщина составляет ≈ 1,7 мм (рис. 1). Удельный объем меди и титана в ее составе, определенный по доле прореагировавших компонентов (потеря толщины относительно исходных значений после сварки), 0,63–0,73 и 0,27–0,37 соответственно.

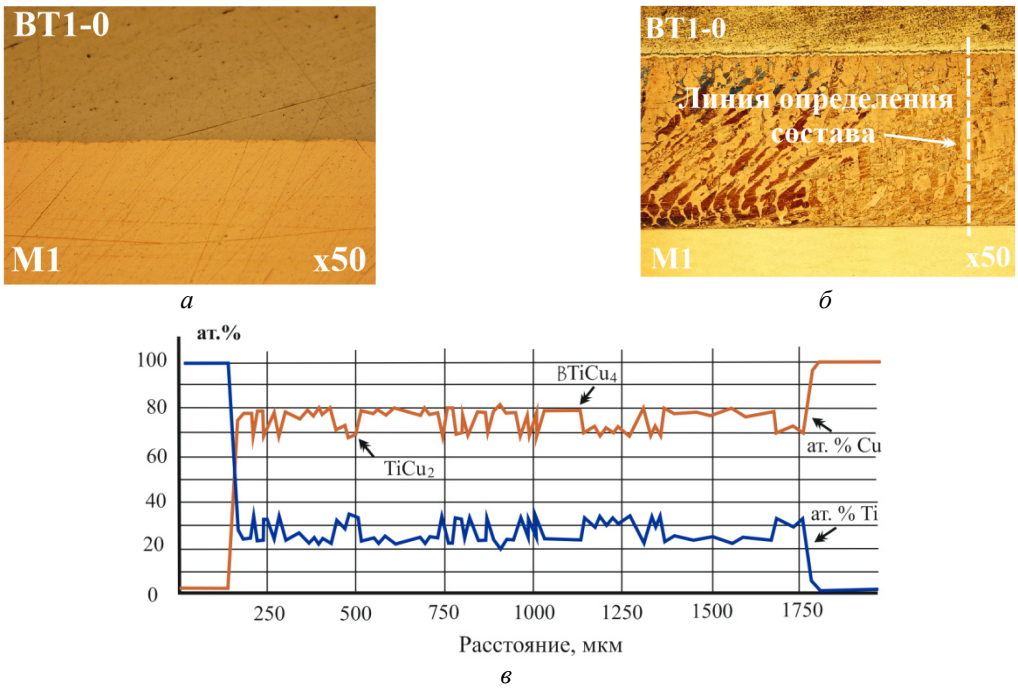


Рис. 1. Микроструктура межслойной границы после сварки (*а*) и ТО (*б*) с распределением химических элементов по толщине диффузионной зоны (*в*)

С помощью энергодисперсионного анализа установлено, что концентрация элементов в диффузионной зоне близка к эвтектической и находится в диапазоне 0,17–0,30 ат. % для Ti и 0,73–0,83 ат. % для Cu.

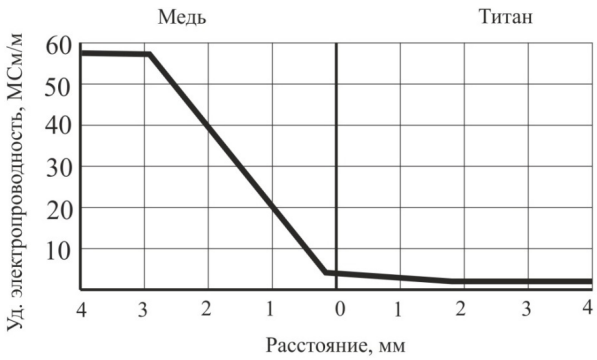


Рис. 2. Распределение удельной электропроводности в биметалле медь-титан после сварки взрывом

Анализ полученного распределения замеров электропроводности в биметалле медь-титан после сварки взрывом (рис. 2) показал, что оно подчиняется правилу смеси:

$$\sigma_{км} = n \cdot \sigma_{Cu} + m \cdot \sigma_{Ti}, \quad (2)$$

где n и m – объемные доли меди и титана, $\sigma_{км}$, σ_{Cu}, σ_{Ti} – удельная электропроводность биметалла, меди М1 и титана ВТ1-0.

После ТО характер распределения удельной электропроводности по сечению биметалла меняется (рис. 3). Диффузионная зона фиксируется прибором на большем расстоянии, чем титан, а на распределении можно наблюдать несколько участков, имеющих линейный характер. Последнее обусловлено тем, что по мере стачивания материала участки диффузионной зоны локально попадали в зону действия вихревых токов.

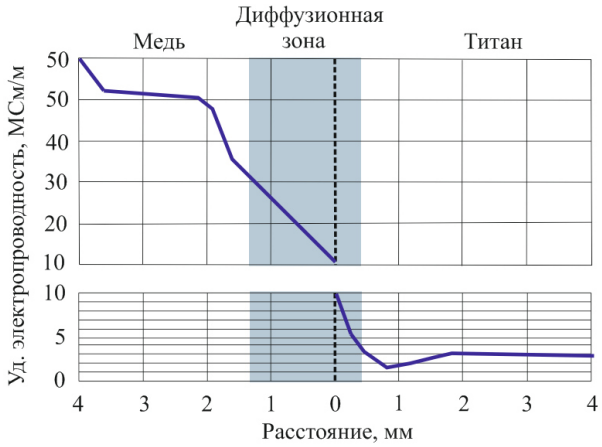


Рис. 3. Распределение удельной электропроводности в биметалле медь-титан после ТО 900 °С, 1 ч

Отсутствие данных об удельной электропроводности и относительной магнитной проницаемости интерметаллидов системы медь-титан не позволяет с высокой точностью оценить вклад различных структурных составляющих на общую проводимость диффузионной зоны. Однако, с высокой вероятностью, полученный ее интегральный диапазон находится на уровне 0,77-0,9 МСм/м, что в 67–80 и в 2,0–2,3 раз меньше, чем удельная электропроводность меди и титана соответственно.

Вывод

Удельная электропроводность диффузионной зоны толщиной 1,7 мм с фазовым составом $\beta TiCu_4$+$TiCu_2$, сформированной на межслойной границе в биметалле медь М1 + титан ВТ1-0 после отжига по режиму контактного плавления (900 °С, 1 ч), составляет 0,77–0,9 МСм/м, что значительно меньше, чем у меди и титана.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Формирование покрытий на основе купридов титана на поверхности меди при контактном плавлении / В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич, О. В. Слаутин, В. Н. Арисова, Д. А. Евстропов // Металлург. – 2015. – № 10. – С. 88–92.

2. Способы получения износостойких покрытий на основе купридов титана / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Д. А. Евстропов, В. П. Кулевич, Ю. И. Бондаренко // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 12 (175) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении». – С. 22–28.

3. *Bateni M.R.* et al. The effect of novel Ti-Cu intermetallic compound coatings on tribological properties of copper // Annals. – 2003. – Т. 24. – С. 26.

4. *Salehi M.* Structural characterisation of novel Ti-Cu intermetallic coatings / M Salehi., R Hosseini // Surface engineering. – 1996. – Т. 12. – №. 3. – С. 221-224.

5. П. м. 149469 РФ, МПК B32B7/04, B32B15/01. Теплозащитный экран / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун, С. П. Писарев, Ю. П. Трыков, Д. В. Проничев, В. Ф. Казак, О. В. Слаутин, Д. А. Евстропов, М. Д. Трунов, В. М. Ястребов; ВолгГТУ. – 2015.

6. Исследование теплофизических свойств интерметаллидного композиционного материала титан-медь / Д. В. Проничев, О. В. Слаутин, Д. А. Евстропов, А. Ол. Таубе, Р. Е. Новиков // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 15 (118) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 8). – С. 16–19.

7. Исследование теплофизических свойств интерметаллидного композита титан-медь / В. Г. Шморгун, Д. В. Проничев, О. В. Слаутин, Д. А. Евстропов, В. П. Кулевич // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 23 (150) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 10). – С. 12–14.

8. *Elrefaey A.* Solid state diffusion bonding of titanium to steel using a copper base alloy as interlayer / A. Elrefaey, W. Tillmann // Journal of materials processing technology. – 2009. – Т. 209. – №. 5. – С. 2746–2752.

9. *Каневский, И. Н.* Неразрушающие методы контроля / И. Н. Каневский, Е. Н. Сальникова// ДВТГУ, 2007. – 243 с.

УДК 620.22:669

В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, С. П. Писарев, В. П. Кулевич

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОПЕРЕНОСА НА КИНЕТИКУ ДИФФУЗИИ В СИСТЕМЕ Fe-Al*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Исследовано влияние электропереноса на кинетику роста диффузионной зоны в сваренном взрывом стале-алюминиевом композите. Показано, что увеличение плотности тока приводит к интенсификации диффузионного взаимодействия на границе Ст3-АД1.

Ключевые слова: контактное плавление, сварка взрывом, электроперенос, интерметаллиды системы Fe-Al, покрытие, микротвердость.

© Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Писарев С. П., Кулевич В. П., 2016

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 14-19-00418)

V. G. Shmorgun, O. V. Slautin, S. P. Pisarev, V. P. Kulevich

ELECTROMIGRATION INFLUENCE ON THE DIFFUSION KINETICS IN THE Fe-Al SYSTEM

Volgograd State Technical University

The influence of electromigration on the diffusion zone growth kinetics in the explosion welded steel-aluminum composite is investigated. An increase in current density leads to an intensification of the diffusion interaction at the St3-AD1.

Keywords: contact melting, welding explosion, electromigration, intermetallic compounds of the Fe-Al system, coatings, microhardness.

Контактное плавление (КП), представляющее собой процесс перехода в жидкое состояние контактирующих разнородных твердых веществ при температурах ниже их точек плавления, успешно используется для интенсификации диффузионного взаимодействия между разнородными металлами [1–3] и как метод изучения диффузионного взаимодействия в жидких металлических расплавах [4–6].

Известно, что КП реализуется на границе соединения металлов, эвтектическая точка на диаграмме состояния которых смещена в сторону легкоплавкого компонента, при температуре, несколько превышающей температуру эвтектического превращения [4–6]. Поскольку температура эвтектического превращения в системе Fe-Al составляет 655 °С (99,1 ат. % Al), реализовать в обычных условиях процесс КП на межслойной границе Fe-Al невозможно.

В работах [4, 5] показано, что при пропускании электрического тока температура КП может оказаться ниже, чем температура эвтектического превращения (ΔТ – эффект КП).

В настоящей работе рассмотрена возможность реализации процесса КП в системе Fe-Al за счет явления электропереноса.

Материалы и методы исследования

Материалами для исследования служили образцы сваренного взрывом алюминия марки АД1 со сталью Ст3 (2,5 + 8 мм).

Их термическую обработку (ТО) проводили в печи SNOL 8.2/1100 при температуре 620–660 °С. Пропускание постоянного тока через образцы осуществляли с помощью установки, состоящей из автотрансформатора, понижающего трансформатора и диодного моста. Плотность тока в образцах изменялась от 0,03 до 0,18 А/мм^2.

Металлографические исследования выполняли на модульном металлографическом микроскопе Олимпус ВХ-61.

Результаты и их обсуждение

Металлографический анализ образцов, термообработанных при прочих равных условиях по бестоковому режиму и режиму с пропусканием тока различной плотности, показал, что прохождение постоянного электрического тока через образцы приводит к значительному росту зоны взаимодействия во всем исследованном диапазоне выдержек (рис. 1, 2).

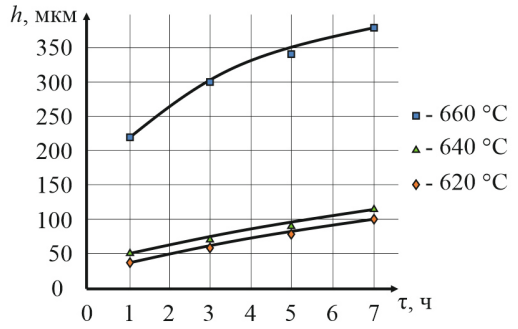


Рис. 1. Кинетика роста зоны взаимодействия на границе Ст3-АД1 при ТО в бестоковом режиме

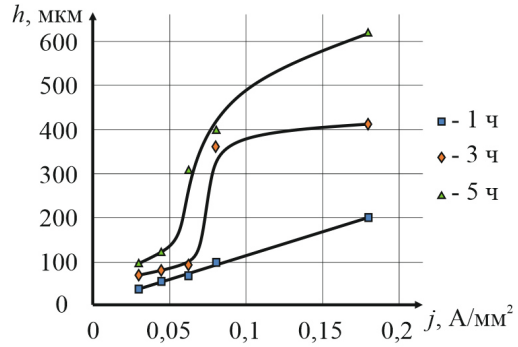
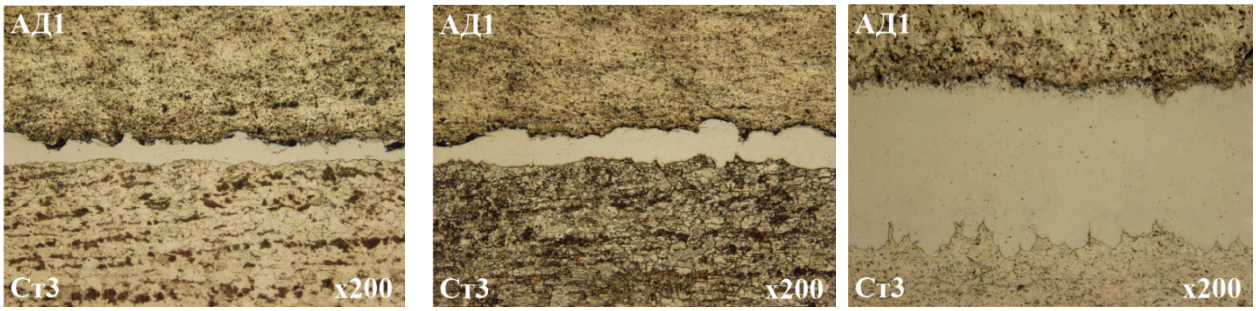


Рис. 2. Влияние времени выдержки и плотности постоянного тока на толщину зоны взаимодействия на границе Ст3-АД1 после ТО при 640 °С

После ТО при 620 и 640 °С на межслойной границе бестоковых образцов выявлена характерная для процесса твердофазной диффузии тонкая прослойка интерметаллидов (рис. 3, *а, б*). При 660 °С в зоне взаимодействия со стороны алюминия наблюдались участки, характерные для жидкофазного взаимодействия (рис. 3, *в*).



а *б* *в*

Рис. 3. Микроструктура зоны взаимодействия после ТО 620 (*а*), 640 (*б*) и 660 °С (*в*) в течение 3 ч в бестоковом режиме, х200

Микроструктура зоны взаимодействия образцов, через которые пропускался ток плотностью ниже 0,06 А/мм^2 при ТО 620 и 640 °С, аналогична микроструктуре бестоковых образцов.

Увеличение плотности тока приводит к интенсивному росту зоны взаимодействия. Толщина зоны взаимодействия после ТО 640 °С, 3 ч с пропусканием тока плотностью 0,18 А/мм^2 составляет ~ 400 мкм, что в 6 раз больше, чем у бестокового образца, и почти на 100 мкм больше, чем у бестокового образца, полученного после ТО 660 °С, 3 ч. Толщина зоны взаимодействия после ТО 640 °С, 5 ч, 0,18 А/мм^2 составляет 620 мкм, что в 1,5 раза больше, чем у образца, полученного после ТО 660 °С, 5 ч.

Причиной интенсификации диффузионных процессов может являться локальный перегрев зоны взаимодействия за счет высокого электрического сопротивления интерметаллической прослойки, образовавшейся в результате твердофазной диффузии на границе соединения Ст3-АД1, а также создание направленного диффузионного потока за счет прохождения электрического тока (явление электропереноса [4]).

Степень локального перегрева была оценена с помощью внешней термопары. Установлено, что повышение температуры образца при прохождении через него тока максимальной плотности составляет ~ 12 °С. Столь незначительного повышения температуры явно недостаточно для интенсификации роста зоны взаимодействия. Следовательно, на рост зоны взаимодействия значительное влияние оказывает явление электропереноса.

Вывод

Пропускание электрического тока через сваренный взрывом стале-алюминиевый композит плотностью выше 0,06 А/мм^2 при термообработке по режиму 640 °С, 3 ч приводит к интенсификации диффузионного взаимодействия на межслойной границе в результате реализации процесса контактного плавления за счет явления электропереноса.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Шморгун, В. Г.* Формирование покрытий на основе купридов титана на поверхности меди при контактном плавлении/ В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич, О. В. Слаутин, В. Н. Арисова, Д. А. Евстропов / Металлург. – 2015. – № 10. – С. 88–92.

2. *Шморгун, В. Г.* Влияние режимов контактного плавления на структуру и свойства покрытий системы медь – титан / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Д. А. Евстропов // Металлург. – 2016. – № 6. – С. 83–86.

3. *Шморгун, В. Г.* Взаимодействие алюминия и никеля при контактном плавлении / В. Г. Шморгун, А. И. Богданов, А. О. Таубе, А. Г. Серов, В. М. Бакунцева // Новости материаловедения. Наука и техника, № 4 (16), 2015. – С. 21–25.

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

5. *Нажмудинов, А. М.* Влияние постоянного электрического тока и примесей на процессы контактного плавления в системах висмут – теллур и индий – свинец : автореф. дис. ... канд. физ.-мат. наук / Нажмудинов Абдуразман Мухтарович ; Дагестанский государственный педагогический университет. – Махачкала, 2004. – 22 с.

6. *Ахкубеков, А. А.* Начальная стадия контактного плавления, как низкоразмерный эффект / А. А. Ахкубеков, М. М. Вайсултанов, С. И. Ахкубекова // Известия вузов. Северокавказский регион. Серия «Естественные науки». – 2005. – № 9. – С. 56–64.

УДК 62-419.5:620.172.224:519.876.5

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

ФОРМИРОВАНИЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОЙ ЗОНЫ НА ГРАНИЦЕ МАГНИЕВО-АЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Исследовано влияние термической обработки на характер изменения структуры, микромеханических свойств и фазового состава диффузионной зоны магниево-алюминиевого композиционного материала МА2-1-АД1, полученного сваркой взрывом.

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

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

FORMATION INTERMETALLIC ZONE ON THE BORDER OF THE MAGNESIUM–ALUMINIUM COMPOSITE

Volgograd State Technical University

The effect of heat treatment on the behavior of the structure of the micromechanical properties and phase composition of the diffusion zone magnesium-aluminum composite material MA2-1-AD1 obtained by explosion welding.

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

На современном этапе развития материаловедения значительное внимание уделяется вопросам создания, изучения и использования композиционных материалов. Важное место в этой области занимают получаемые сваркой взрывом (СВ) слоистые металлические композиционные материалы (СКМ), широко применяемые в различных отраслях промышленности. Система Mg-Al является одной из перспективных в области создания СКМ и применяется для изготовления переходников, предназначенных для сварки различных конструкций из разнородных металлов, корпусов, узлов и деталей космической аппаратуры, летательных аппаратов, химической, криогенной и атомной техники и т. д. [1–3].

Интенсификация современного производства требует разработки и внедрения в промышленность новых композиционных материалов, обладающих повышенными эксплуатационными свойствами, надежностью и длительным сроком службы изделий, работающих в экстремальных условиях. Оптимальным решением этой задачи является создание композиций сложного состава и формирование на поверхности материалов функциональных защитных покрытий [4]. Такими покрытиями на сплавах алюминия и магния могут быть интерметаллиды, которые образуются в зоне соединения сваренного взрывом композита системы алюминий-магний в результате длительных нагревов.

Целью данной работы являлось исследование влияния различных видов термической обработки на фазовый состав, микромеханические свойства околошовной зоны сваренного взрывом магниево-алюминиевого композиционного материала.

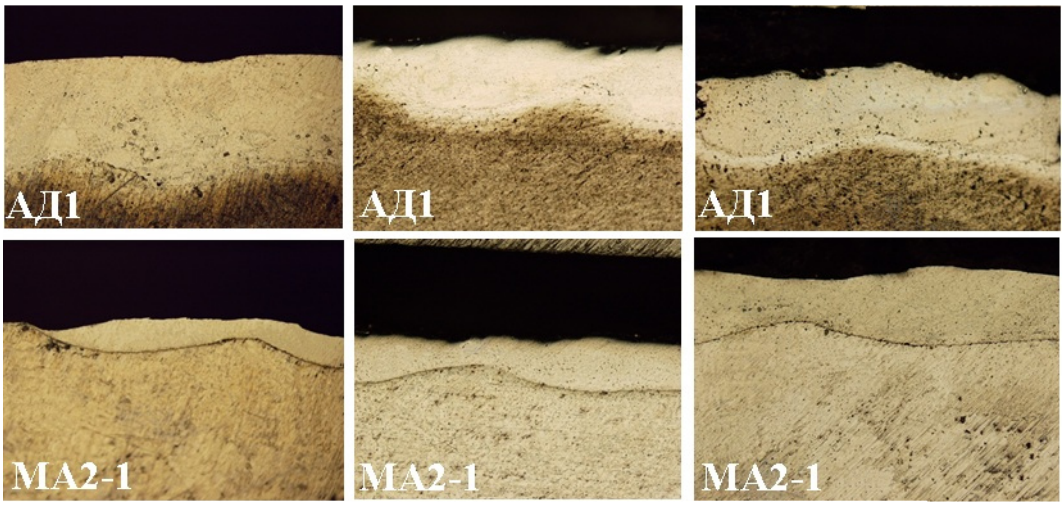
Двухслойный КМ МА2-1-АД1 был получен СВ по параллельной схеме на оптимальном режиме, гарантирующем реализацию максимальной прочности соединения. Из полученных заготовок МА2-1–АД1 вырезали образцы размерами 60×5×10 мм с толщиной магниевого слоя 3,2 мм и алюминиевого слоя – 2,5 мм. Нагрев магниево-алюминиевого СКМ осуществляли в печи СНОЛ–1.6.2.51/11–И3 при температуре 400 °С в течение 120 ч с последующим охлаждением на воздухе и в воде и повторными отжигами при температуре 180 °С и временах выдержки 0,5 ч и 1 ч. Металлографические исследования микроструктуры производили на микроскопе «Olympus BX–61» при увеличениях от ×50 до ×500. Распределение фазового состава по сечению, перпендикулярному границе соединения, исследовали на дифрактометре ДРОН-3.

Установлено, что на свойства слоистых интерметаллидных композитов существенное влияние оказывает формирование фазового состава околошовной зоны, особенности образования интерметаллидных фаз, а также факторы, способствующие их возникновению и интенсивному росту.

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

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект 14-19-00418)

Ранее было показано [5], что отжиг 400 °С с выдержкой 4–120 ч приводит к формированию интерметаллидной прослойки магниево-алюминиевого композита толщиной до 600 мкм, а закалка 400 °С в течение 120 ч – к развитию трещин вдоль границы соединения. Для изучения свойств диффузионной зоны на границе магния и алюминиевого слоев проводили расслоение образцов и их отжиг при температуре 180 ºС и времени выдержки 30 мин и 1 ч, а так же закалку при тех же температурно-временных условиях. Металлографический анализ показал, что при расслоении образцов, охлажденных на воздухе, значительная часть интерметаллидной прослойки оставалась на стороне алюминиевого слоя АД1, а со стороны МА2-1 наблюдались отдельные участки без интерметаллидов (рис. 1, *а*). Отжиг расслоенных образцов при температуре 180 ºС и времени выдержки 30 мин приводит к росту интерметаллидной прослойки только со стороны МА2-1, а со стороны АД1 происходит некоторое уменьшение толщины, связанное, вероятно, с частичным выкрашиванием интерметаллидов (рис. 1, *б*). При увеличении времени выдержки до 1 ч происходит рост диффузионной прослойки со стороны МА2-1 и появление еще одной прослойки со стороны АД1.



а *б* *в*

Рис. 1. Микроструктура расслоенного композиционного материала МА2-1-АД1 со стороны АД1 и МА2-1 после отжига: *а* – 400 ºС, 120 ч; *б* – 400 ºС, 120 ч и 180 ºС, 30 мин; *в* – 400 ºС, 120 ч и 180 ºС, 1 ч. Увеличение ×100

Зависимость толщины интерметаллидной прослойки от температурно-временных режимов отжига показана на рис. 2.

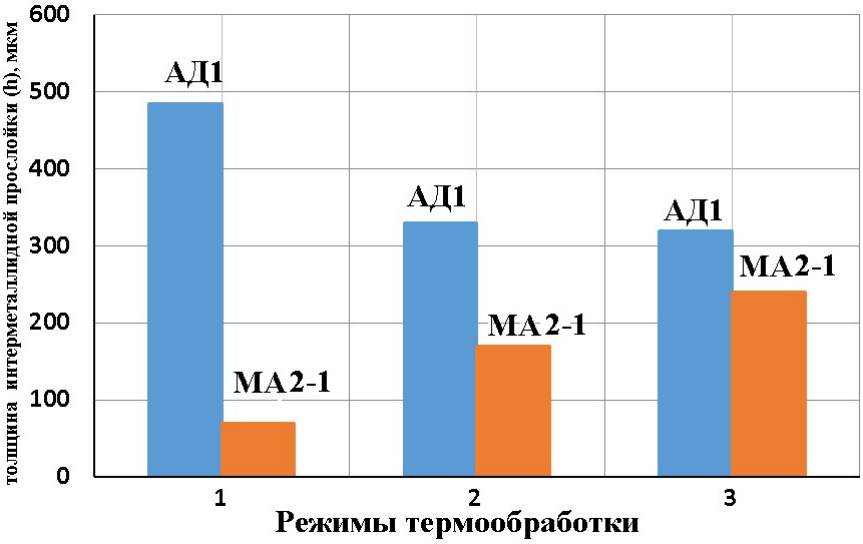
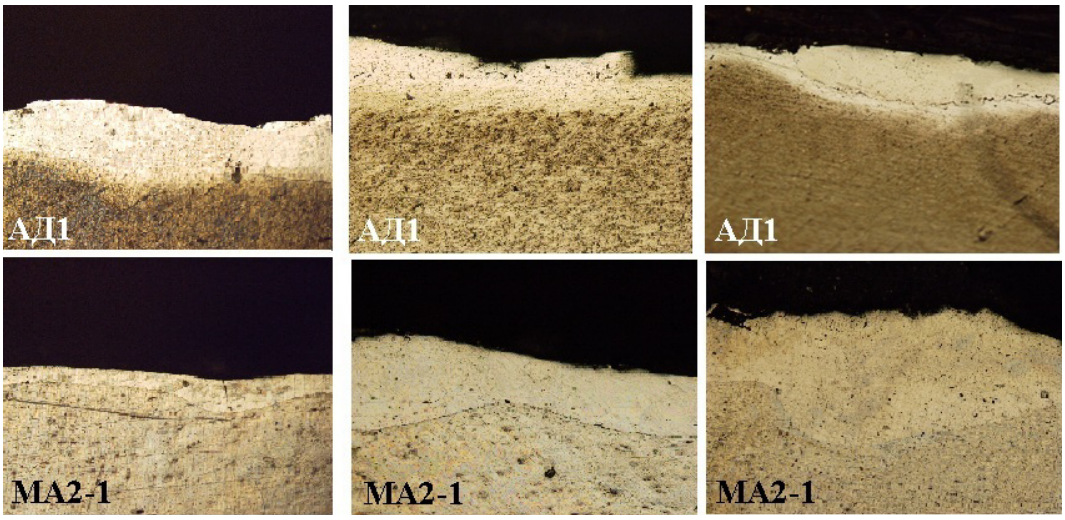


Рис. 2. Зависимость толщины диффузионной прослойки со стороны АД1 и МА2-1 от температурно-временных режимов отжига:
1 – 400 ºС, 120 ч; *2* – 400 ºС, 120 ч и 180 ºС, 30 мин; *3* – 400 ºС, 120 ч и 180 ºС, 1 ч

Образование трещин и расслоение образцов после закалки вследствие высоких термических и структурных напряжений (рис. 3, *а*) привело к практическому равенству толщин интерметаллидных прослоек, остающихся со стороны АД1 и МА2-1. При повторных отжигах (180 °С в течение 30 мин и 1 ч) происходит рост интерметаллидной прослойки со стороны МА2-1 (рис. 3, *б*), а также появление еще одной прослойки со стороны АД1 (рис. 3, *в*), аналогичной ранее наблюдающейся у образцов, охлажденных на воздухе.



а *б* *в*

Рис. 3. Микроструктура расслоенного композиционного материала МА2-1-АД1 со стороны АД1 и МА2-1 после:
а – закалка 400 ºС, 120 ч; *б* – закалка 400 ºС, 120 ч и отжиг 180 ºС, 30 мин; *в* – закалка 400 ºС, 120 ч и отжиг 180 ºС, 1 ч.
Увеличение ×100

Зависимость толщины интерметаллидной прослойки от режимов термообработки показана на рис. 4.

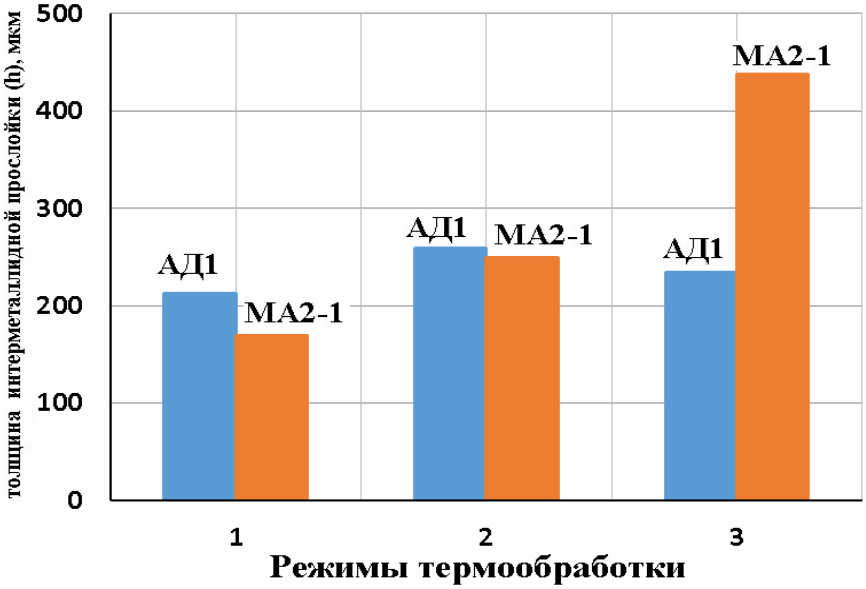


Рис. 4. Зависимость толщины интерметаллидной прослойки со стороны АД1 и МА2-1от видов термообработки:
а – закалка 400 ºС, 120 ч; *б* – закалка 400 ºС, 120 ч и отжиг 180 ºС, 30 мин; *в* – закалка 400 ºС, 120 ч и отжиг 180 ºС, 1 ч

Установлено, что после отжига при 400 ºС в течение 120 ч микротвердость композиционного материала в алюминиевом слое составляет ~0,3 ГПа, магниевого ~ 0,5 ГПа. Микротвердость интерметаллидной прослойки – 2,4–2,5 ГПа. Повторный отжиг расслоенных образцов при

180 ºС в течение 1 ч практически не изменяет значения микротвердости слоев АД1 И МА2-1, а твердость интерметаллидных прослоек изменяется в пределах 1,8–3,0 ГПа (рис. 5).

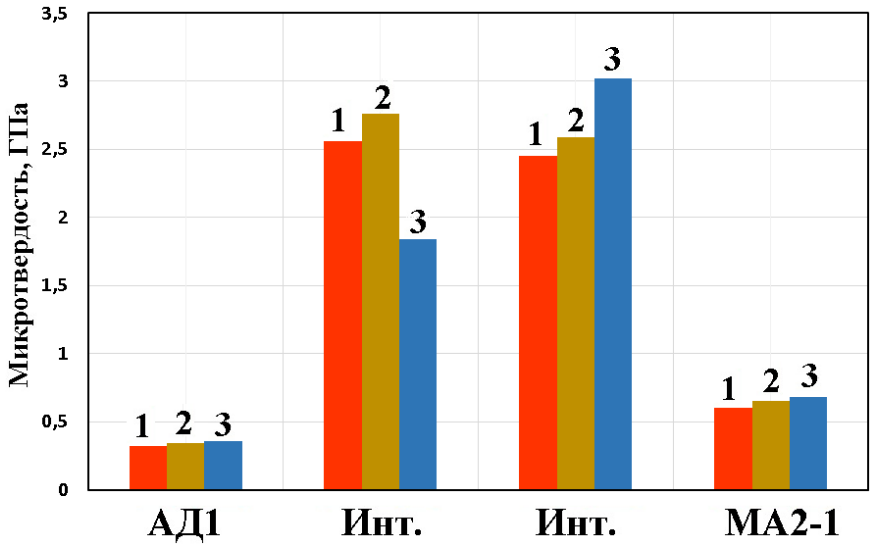


Рис. 5. Средние значения микротвердости композиционного материала МА2-1-АД1 после отжига:
1 – 400 ºС, 120 ч; *2* – 400 ºС, 120 ч и 180 ºС, 30 мин; *3* – 400 ºС, 120 ч и 180 ºС, 1 ч

У СКМ, подвергнутого закалке после выдержки в течение 120 ч при 400 ºС, микротвердость основных алюминиевого и магниевых слоев составляет 0,3 и 0,6 ГПа соответственно. Повторный отжиг не изменяет эти значения микротвердости. Твердость интерметаллидов после повторного нагрева при 180 ºС в течение 1 ч составляет 2,3–2,9 ГПа (рис. 6).

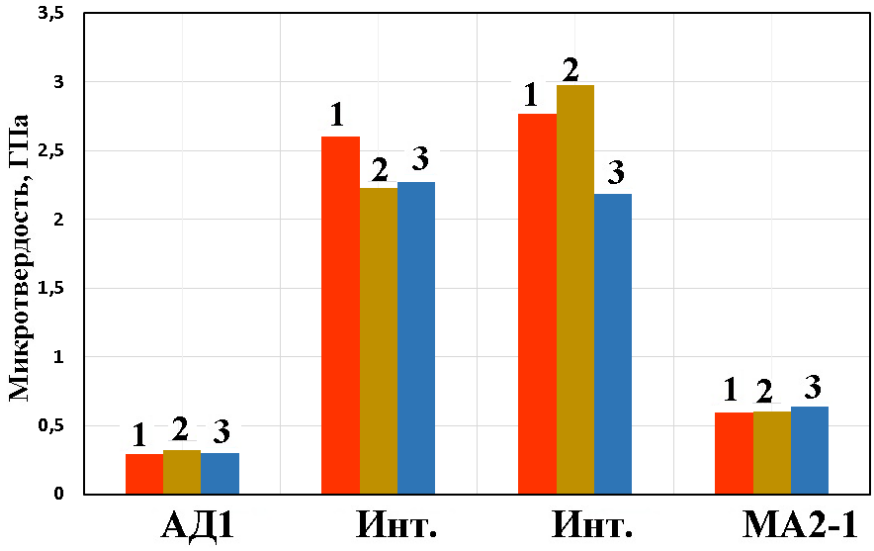
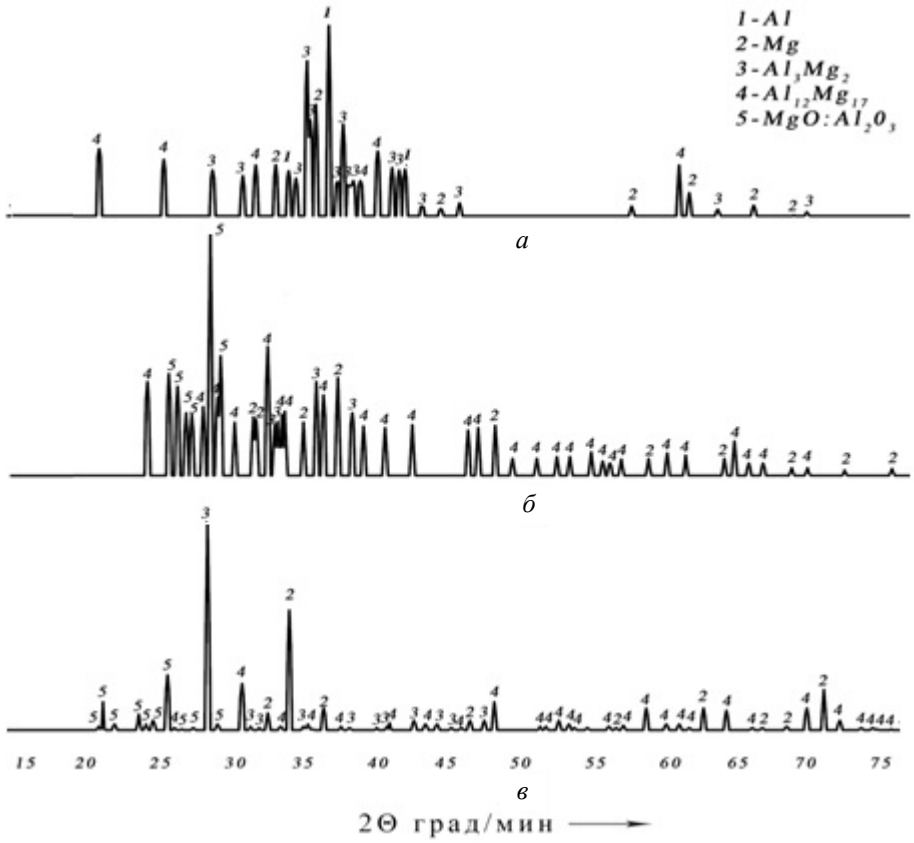
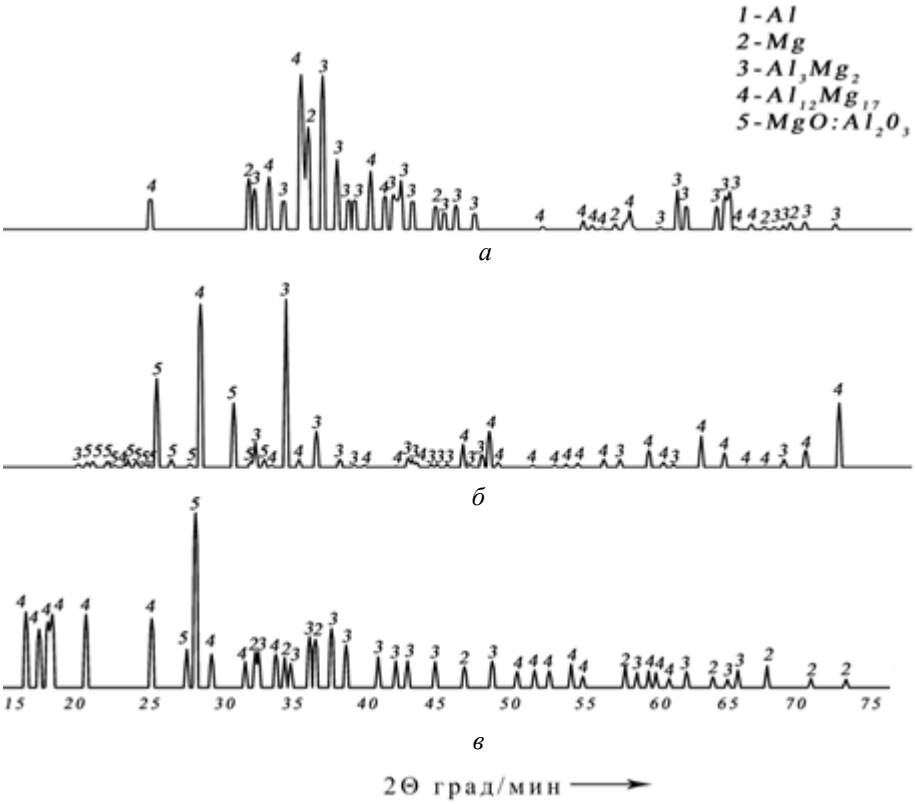


Рис. 6. Средние значения микротвердости композиционного материала МА2-1-АД1 после:
1 – закалка 400 ºС, 120 ч; *2* – закалка 400 ºС, 120 ч и отжига 180 ºС, 30 мин; *3* – закалка 400 ºС, 120 ч и отжига 180 ºС, 1 ч

Проведенный рентгеноструктурный анализ показал, что в процессе термических обработок (отжига и закалки) 400 ºС (120 ч) на границе соединения магниево-алюминиевого композита формируется многослойная диффузионная структура, которая, согласно диаграмме состояния сплавов системы Al-Mg [6], включает твердые растворы Al(Mg) и Mg(Al) и интерметаллиды β-Mg_2Al_3 и γ-$Mg_{12}Al_{17}$. Повторный отжиг при 180 ºС в течение 30 мин приводит к количественному изменению фаз – объемная доля интерметаллида β-Mg_2Al_3 уменьшается, а γ-$Mg_{12}Al_{17}$ увеличивается. После нагрева 180 ºС, 1 ч и со стороны АД1, и со стороны МА2-1 появляются отражения сложного оксида $MgO{:}Al_2O_3$ (рис. 7, 8).

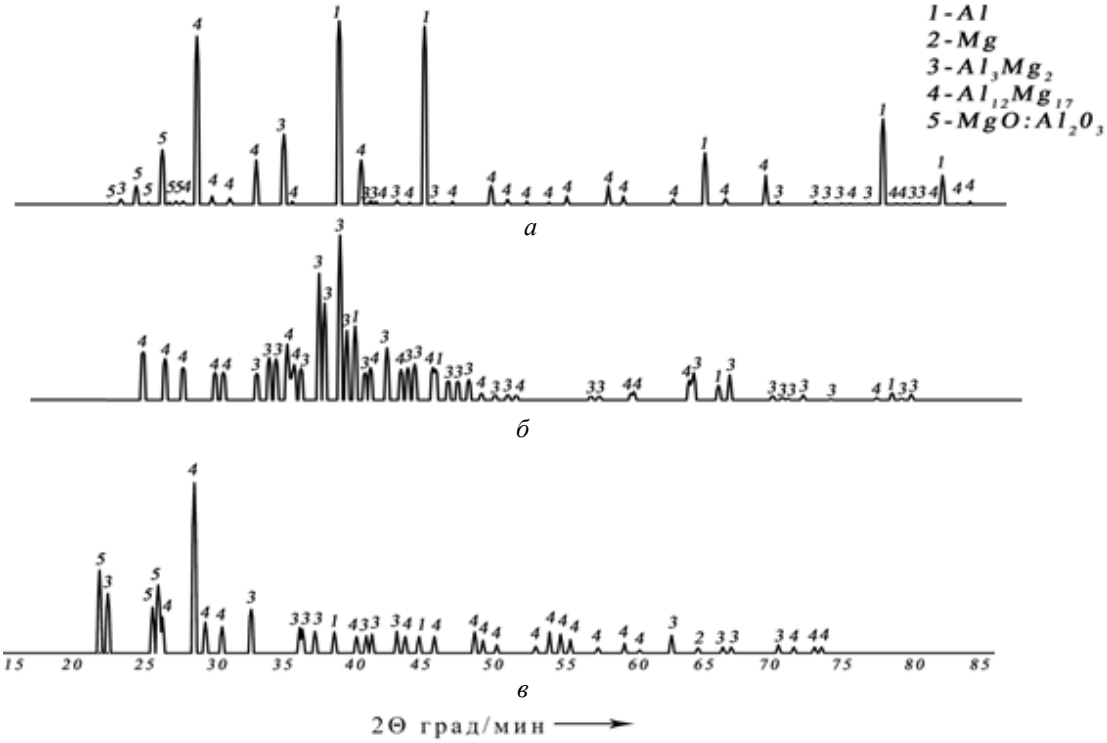


Со стороны алюминия

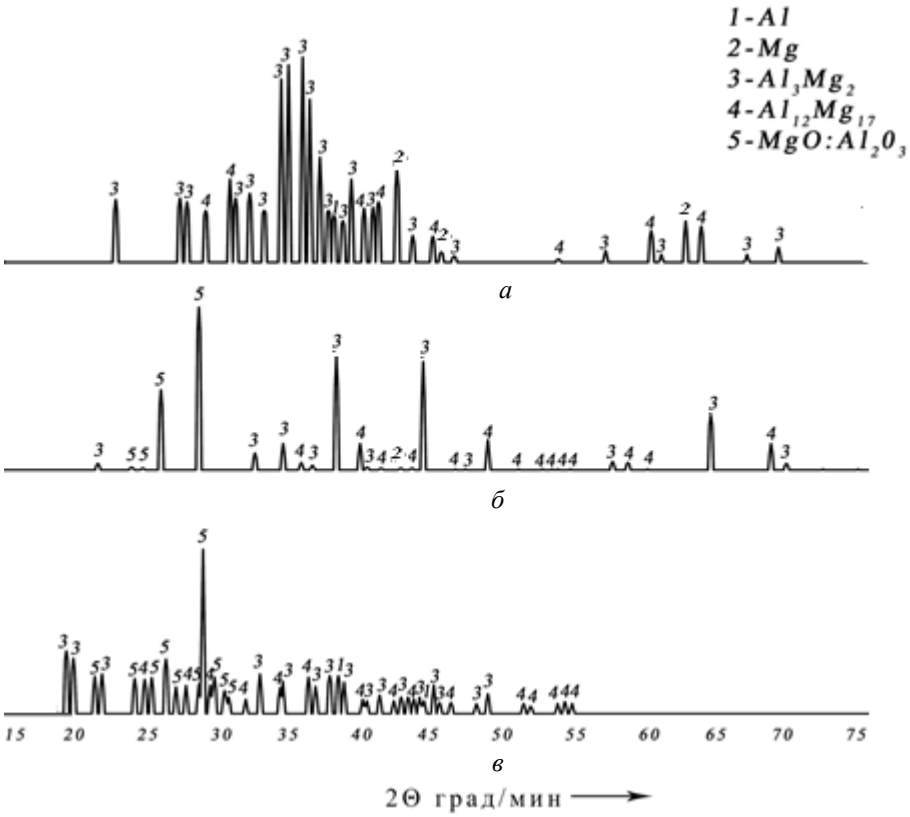


Со стороны магния

Рис. 7. Дифрактограмма линий после термообработки отжига:
а – 400 ºС, 120 ч; *б* – 400 ºС, 120 ч и 180 ºС, 30 мин; *в* – 400 ºС, 120 ч и 180 ºС, 1 ч



Со стороны алюминия



Со стороны магния

Рис. 8. Дифрактограмма линий после термообработки:
а – закалка 400 ºС, 120 ч; *б* – закалка 400 ºС, 120 ч и отжига 180 ºС, 30 мин;
в – закалка 400 ºС, 120 ч и отжига 180 ºС, 1 ч

Выводы

1. Металлографический анализ показал, что при принудительном расслоении образцов после отжига 400 °С в течение 120 ч значительная часть интерметаллидной прослойки оставалась на алюминиевом слое, а после закалки – расслоение под действием термических и структурных напряжений происходило вдоль магистральной трещины по диффузионной зоне, что привело к близости толщин оставшейся интерметаллидной прослойки со стороны АД1 и МА2-1. Повторный отжиг расслоенных образцов при 180 °С в течение 1 ч приводит к образованию еще одной прослойки между алюминием и интерметаллидом и росту интерметаллидного покрытия прослойки со стороны МА2-1.

2. Установлено, что толщина и микротвердость интерметаллидной зоны зависит от скорости охлаждения и времени повторного отжига.

3. Фазовый состав диффузионной прослойки, формирующейся в магниево-алюминиевом композите после длительного отжига (400 ºС, 120 ч) состоит из интерметаллидов β-Mg_2Al_3 и γ-$Mg_{12}Al_{17}$, твердых растворов Al(Mg) и Mg(Al), а после повторного отжига расслоенных образцов при 180 ºС в течение 1 ч вследствие окисления формируется сложный оксид $MgO{:}Al_2O_3$.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Трыков, Ю. П.* Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов: монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун // Металлургиздат, 2004. – 230 с.

2. *Трыков, Ю. П.* Композиционные переходники: монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев ; ВолгГТУ. – Волгоград: РПК «Политехник», 2007. – 328 с.

3. *Трыков, Ю. П.* Диффузия в слоистых композитах : монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2006. – 403 с.

4. *Каблов, Е. Н.* Защитные покрытия лопаток турбин ГТД / Е. Н. Каблов, С. А. Мубояджян // Газотурбинные технологии. – 2001. – № 3(12). – С. 30–32.

5. *Гуревич, Л. М.* Воздействие температурно-временных условий процесса на свойства магниево-алюминиевого композита / Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова, И. А. Пономарева, Д. В. Щербин // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 2 (181) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2016. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 17–20.

6. Диаграммы состояния двойных металлических систем : справочник : в 3 т. Т. 1 / под общ. ред. Н. П. Лякишева. – М. : Машиностроение, 1996. – 992 с.

УДК 669.791.13

В. Г. Шморгун[1], Л. Д. Исхакова[2], А. И. Богданов[1], А. О. Таубе[1], Р. П. Ермаков[2]

ИССЛЕДОВАНИЕ ХИМИЧЕСКОГО И ФАЗОВОГО СОСТАВА ЗОНЫ ДИФФУЗИОННОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В СЛОИСТОМ КОМПОЗИТЕ Х20Н80-АД1*

[1] Волгоградский государственный технический университет
[2] Научный центр волоконной оптики РАН
e-mail: mv@vstu.ru[1], ldisk@fo.gpi.ru[2]

Исследован химический и фазовый состав зоны диффузионного взаимодействия в слоистом композите Х20Н80-АД1. Показано, что основными фазами при твердофазном взаимодействии являются Al_3Ni_2 и $Al_{14,687}Cr_{3,443}Ni_{0,87}$, а при жидкофазном – Al_3Ni_2, $Al_{0,987}Cr_{0,017}$, $Al_{14,687}Cr_{3,44}Ni_{0,87}$ и $Al_{45}Cr_7$.

Ключевые слова: слоистые композиты, сварка взрывом, термообработка, диффузия, зона взаимодействия.

V. G. Shmorgun[1], L. D. Iskhakova[2], A. I. Bogdanov[1], A. O. Taube[1], R. P. Ermakov[2]

STUDY OF CHEMICAL AND PHASE COMPOSITION OF ZONE OF DIFFUSION INTERACTION IN THE LAYERED COMPOSITE Cr20Ni80-AD1

[1] Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia
[2] Fiber Optics Research Center RAS, Moscow, Russia

The paper presents the research of chemical and phase composition of the zone of diffusion interaction in the layered composite Cr20Ni80-AD1. It is shown that the main phases in its composition in solid-phase interaction are Al_3Ni_2 and $Al_{14.687}Cr_{3.443}Ni_{0.87}$, and in the liquid phase - Al_3Ni_2, $Al_{0.987}Cr_{0.017}$, $Al_{14.687}Cr_{3.44}Ni_{0.87}$ and $Al_{45}Cr_7$.

Keywords: layered composite materials, explosive welding, heat treatment, diffusion, zone of interaction.

В работах [1, 2] дано описание технологического процесса получения жаростойких слоистых покрытий системы Al-Cr-Ni, включающего операции сварки взрывом, обработки дав-

© Шморгун В. Г., Исхакова Л. Д., Богданов А. И., Таубе А. О., Ермаков Р. П., 2016

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 14-19-00418)

лением и термообработки (ТО). Основой (полуфабрикатом) для получения таких покрытий служат сваренные взрывом слоистые композиционные материалы состава сплав Х20Н80-алюминий АД1. Поскольку фазовый и химический состав слоистого покрытия, определяющий его работоспособность, формируется на этапе диффузионного отжига композита Х20Н80-АД1, целью настоящей работы явилось исследование влияния температурно-временных режимов ТО на фазовый и химический состав зоны диффузионного взаимодействия (ЗДВ), формирующейся на межслойной границе сваренного взрывом биметалла Х20Н80-АД1.

Материалы и методика эксперимента

Объект исследования – биметалл состава сплав Х20Н80-алюминий АД1, полученный сваркой взрывом на оптимальном режиме, гарантирующем минимальный уровень структурной и химической микронеоднородности в околошовной зоне: отсутствие пустот, непроваров. участков оплавленного металла.

ТО биметалла осуществляли по двум режимам:

– в твердой фазе – при температуре 600 °С, не превышающей температуру плавления алюминия (660 °С), в течение 1–50 ч;

– в присутствии жидкой фазы – при температурах 660 и 700 °С, превышающих температуру плавления алюминия, в течение 1–10 ч.

Проведение ТО в присутствии жидкой фазы позволяет за счет интенсификации диффузионных процессов формировать ЗДВ большей толщины за меньшее время. Толщина ЗДВ, сформированной как по первому, так и по второму режиму, составляла 120–150 мкм.

Задача по определению фазового и химического состава ЗДВ решалась совокупностью методов электронной микроскопии, рентгеноспектрального энергодисперсионного анализа (ЭДА) и рентгенофазового анализа (РФА).

Микроструктура образцов исследовалась с помощью сканирующего электронного микроскопа (JSM-5910LV, JEOL) в отраженных электронах в режиме Z-контраста, в котором яркость изображения увеличивается с увеличением среднего атомного номера фазы на анализируемом участке. Элементный анализ и построение карт распределения элементов по поверхности образцов осуществляли методом рентгеноспектрального энергодисперсионного анализа с использованием аналитической системы AZtecENERGY, Oxford Instruments.

Рентгенографические исследования выполняли с помощью порошкового рентгеновского дифрактометра Bruker D2 Phaser (CuKα = = 1,54056Å). Съемки проводились в плоскости шлифа с наведением рентгеновского пучка на ЗДВ (рис. 1, *а*) и с поверхности ЗДВ после расслоения биметалла (рис. 1, *б*). Обработка полученных результатов проводилась с помощью программного комплекса TOPAS 4.2.

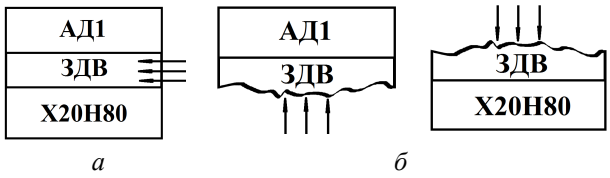


Рис. 1. Схемы съемки при рентгенофазовом анализе: *а* – в плоскости шлифа; *б* – с поверхности ЗДВ
Стрелками показано направление рентгеновских лучей

Результаты и их обсуждение

Детальные исследования фазового состава зон диффузионного взаимодействия [3], и уточнения участков фазовых диаграмм Al-Ni (рис. 2) и Al-Ni-Cr (рис. 3) показывают, что данные о взаимодействии компонентов в этих системах неполны и противоречивы [4–7]. Рентгенометрические данные о фазах, образующихся в системах Al-Ni и Al-Cr-Ni, приведены в табл. 1. Для многих фаз характерен достаточно широкий интервал изменения составов. В связи с этим для выделения наиболее распространенных структурных типов, на основе которых способны образовываться твердые растворы, в работе были использованы данные из базы Inorganic Crystal Structure Database (ICSD), где выводы о строении и составе фаз подтверждены структурной расшифровкой.

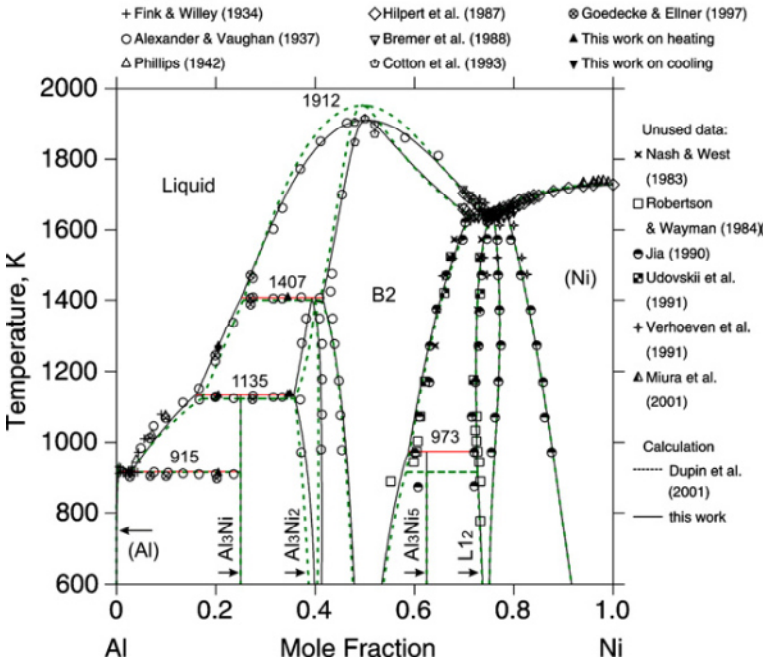


Рис. 2. Рассчитанная фазовая диаграмма системы Al – Ni (сплошная линия) и экспериментальная (пунктирная линия, [6]) в сравнении с экспериментальными данными различных исследователей

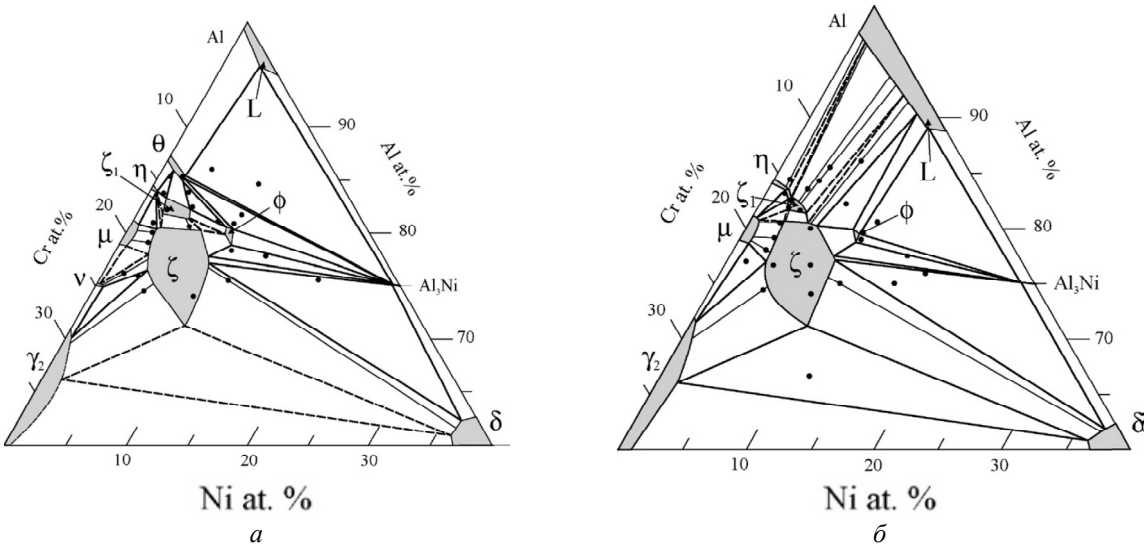


Рис. 3. Изотермические сечения фазовой диаграммы Al – Ni – Cr при 700 °C (*а*) и 800 °C (*б*) [7]

Таблица 1

Рентгенометрические данные для сплавов разного состава

Состав	Пространственная группа	Параметры элементарной ячейки, Å	Источник	Примечание
CrNi	Fm-3m	3,591	ICSD 102819	Структурный тип Cu
$CrNi_3$	Fm-3m	3,552	[8]	Структурный тип Cu
Ni	Fm-3m	3,5805	ICSD 163354	Структурный тип Cu
Al_3Ni	Pnma	a = 6,5982; b = 7,3515; c = 4,8011	ICSD 58040	–

Окончание табл. 1

Состав	Пространственная группа	Параметры элементарной ячейки, Å	Источник	Примечание
Al_3Ni_5	Cmmm	a = 7,44; b = 6,68; c = 3,72	ICSD 58041	Структурный тип Ga_3Pt_5
Al_4Ni_3	Ia-3d	11,408	ICSD 58042	Структурный тип Ga_4Ni_3
AlNi (β)	Pm-3m	2,881	[9]	Структурный тип CsCl
Al_3Ni_2 (δ)	P-3m	a = 4,029(1); c = 4,929	ICSD 107713	–
$AlNi_3$	Pm-3m	3,572	[10,11]	Структурный тип $AuCu_3$
$Al_{77}Cr_{49}Ni$ (ζ)	$P6_3/m$	17,674 12,516	ICSD 240200	Структурный тип Cu
Ni	Fm-3m	3,523	ICSD 642092	Структурный тип Cu
$AlCrNi_2$	Fm-3m	5,737	ICSD 57662	–
Al_8Cr_5 (γ_2)	R3m	12,4256 7,9026	ICSD 823	Структурный тип Al_8Cr_5
$Al_{45}Cr_7$ (θ)	C2/m	25,195 7,574 10,949 β = 128,72	ICSD 57652	Структурный тип $Al_{45}V_7$

Результаты РФА ЗДВ в нерасслоенных образцах после ТО, обеспечивающей твердофазное взаимодействие однозначно трактовать не удалось. Ввиду малости толщины ЗДВ были обнаружены только две основные фазы: алюминий АД1 и фаза со структурой типа Ni_3Cr, соответствующая сплаву Х20Н80 (рис. 4).

В этой связи проводили РФА расслоенных образцов по схеме, указанной на рис. 1, *б*. В результате были получены дифрактограммы, снятые с поверхности ЗДВ, оставшейся на сплаве Х20Н80 (рис. 5, *а*) и алюминии АД1 (рис. 5, *б*).

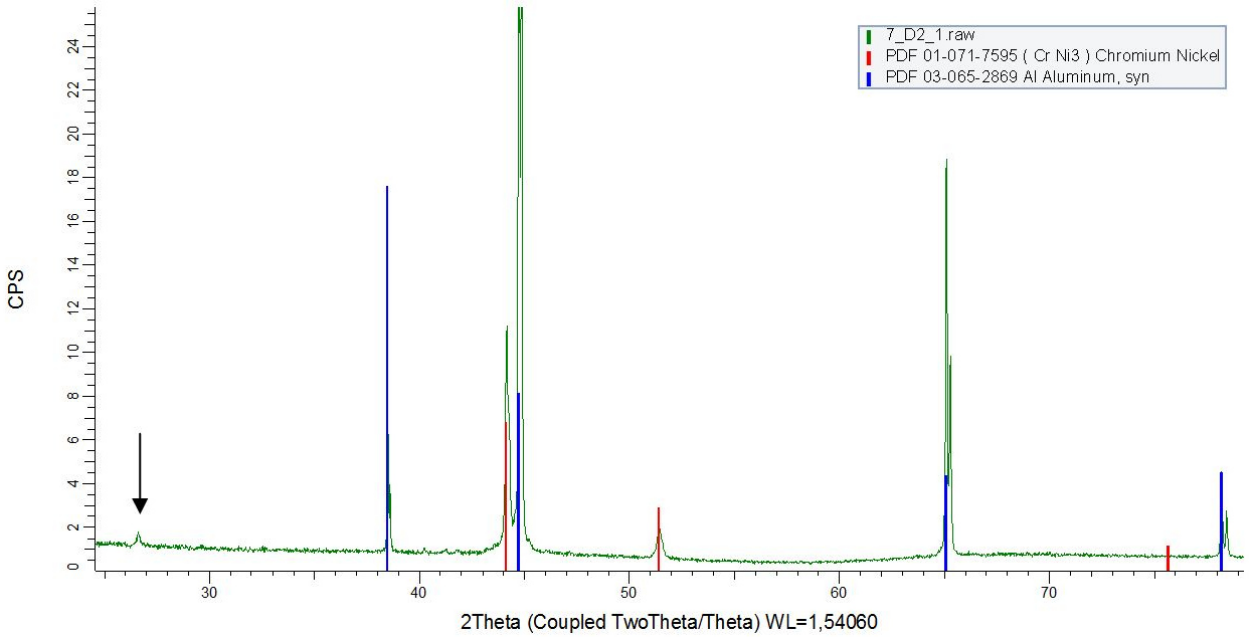
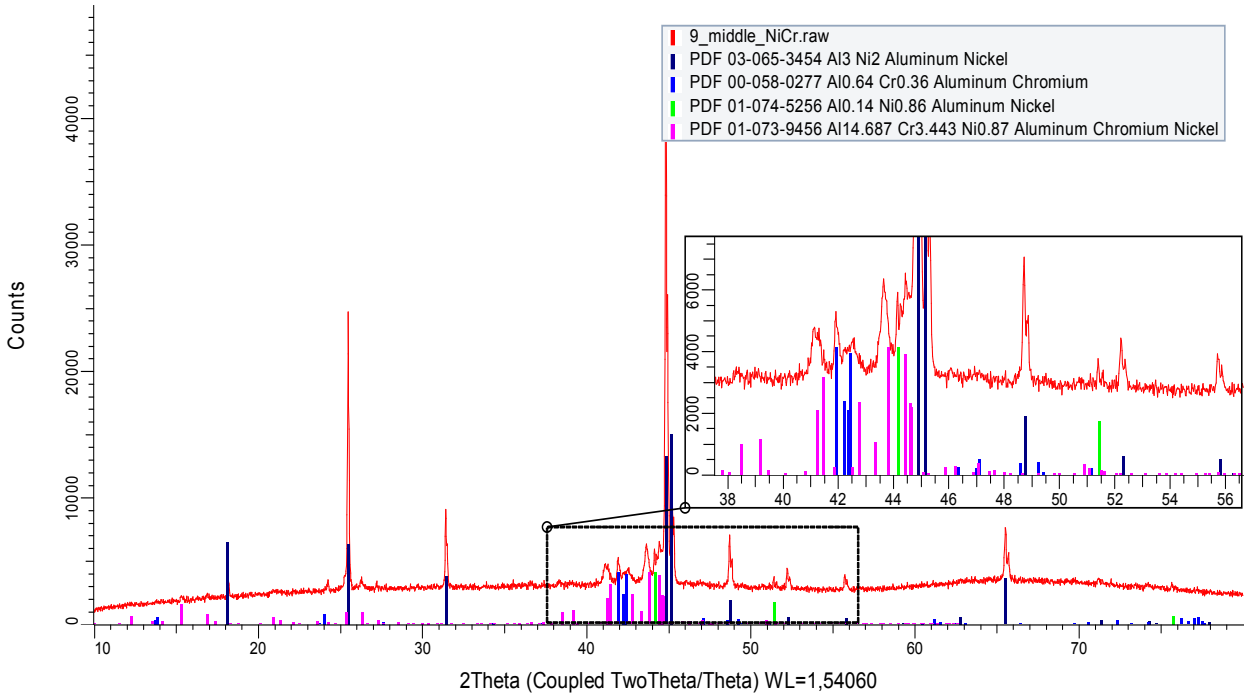
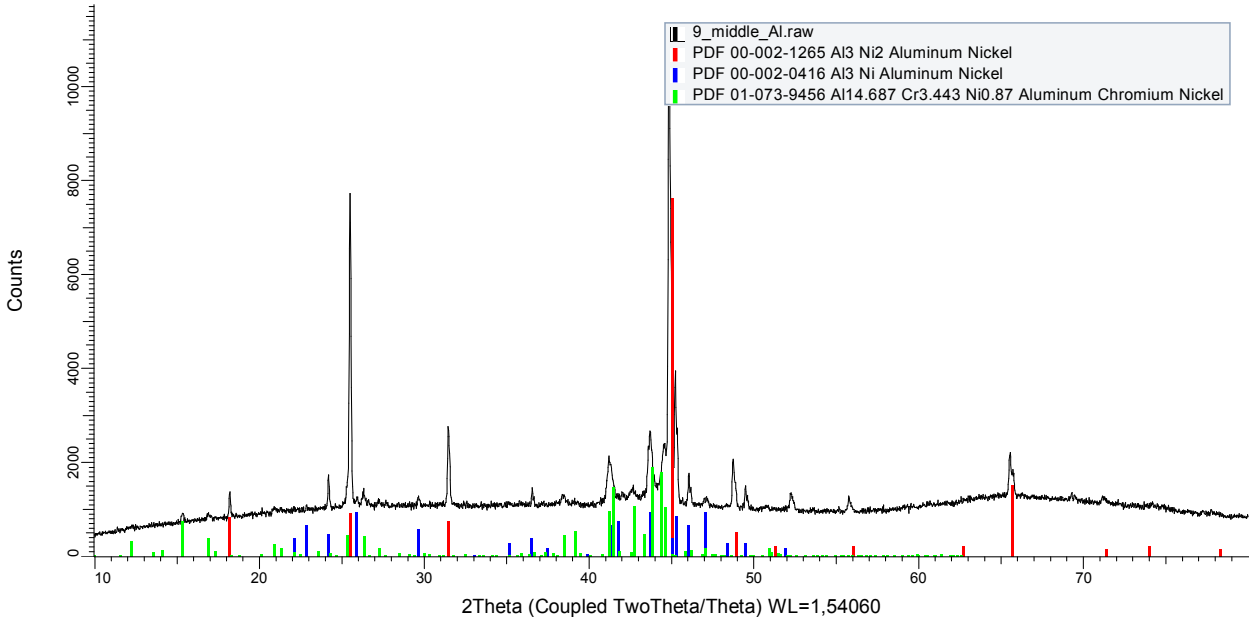


Рис. 4. Дифрактограмма, снятая с ЗДВ после ТО при 600 °С в течение 10 ч (нерасслоенный образец). Стрелкой помечен рефлекс неидентифицированной фазы



а



б

Рис. 5. Дифрактограммы, снятые с поверхности ЗДВ, оставшейся на Х20Н80 (*а*) и АД1 (*б*) после ТО при 600 °С в течение 10 ч (расслоенный образец)

Как видно из рис. 5, основной фазой в ЗДВ является Al_3Ni_2. Рентгенометрические характеристики других идентифицированных в ней фаз приведены в табл. 2. Как видно из сравнения данных табл. 1 и 2, фаза $Al_{0,64}Cr_{0,36}$ родственна с γ_2-фазой, а $Al_{14,687}Cr_{3,443}Ni_{0,87}$ – с ζ-фазой.

При проведении ЭДА набирались статистические данные (не менее пяти измерений) по химическому составу областей с аналогичной микроструктурой и яркостью на микроизображениях, которая свидетельствовала также о близости элементного состава участков. Ввиду громоздкости эти данные не приведены.

Совокупность полученных данных РФА и ЭДА позволила заключить, что основными фазами, обнаруженными в ЗДВ, сформированной при 600 °С (вне зависимости от времени выдержки), являются фазы Al_3Ni_2 и $Al_{14,687}Cr_{3,443}Ni_{0,87}$.

Фаза Al_3Ni вероятнее всего существует на границе между ЗДВ и АД1, а фаза $Al_{0,64}Cr_{0,36}$ образуется на границе ЗДВ и Х20Н80.

Проведение ТО в присутствии жидкой фазы приводит к большему обогащению ЗДВ хромом, что подтверждается наличием на дифрактограммах дополнительных рефлексов от фаз типа $Al_{0,987}Cr_{0,017}$ и θ-фазы состава $Al_{45}Cr_7$ (рис. 6).

Таблица 2

Рентгенометрические данные фаз, обнаруженных в ЗДВ

Номер карточки ICDD	Химический состав	Пространственная группа	Параметры решетки, Å
03-065-3454	Al_3Ni_2	P-3m1	a = 4,0363; c = 4,9004
00-058-0277	$Al_{0,64}Cr_{0,36}$	R3m	a = 12,77; c = 7,958
01-074-5256	$Al_{0,14}Ni_{0,86}$	Fm-3m	a = 3,5486
01-073-9456	$Al_{14,687}Cr_{3,443}Ni_{0,87}$	P63	a = 17,674; c = 12,516

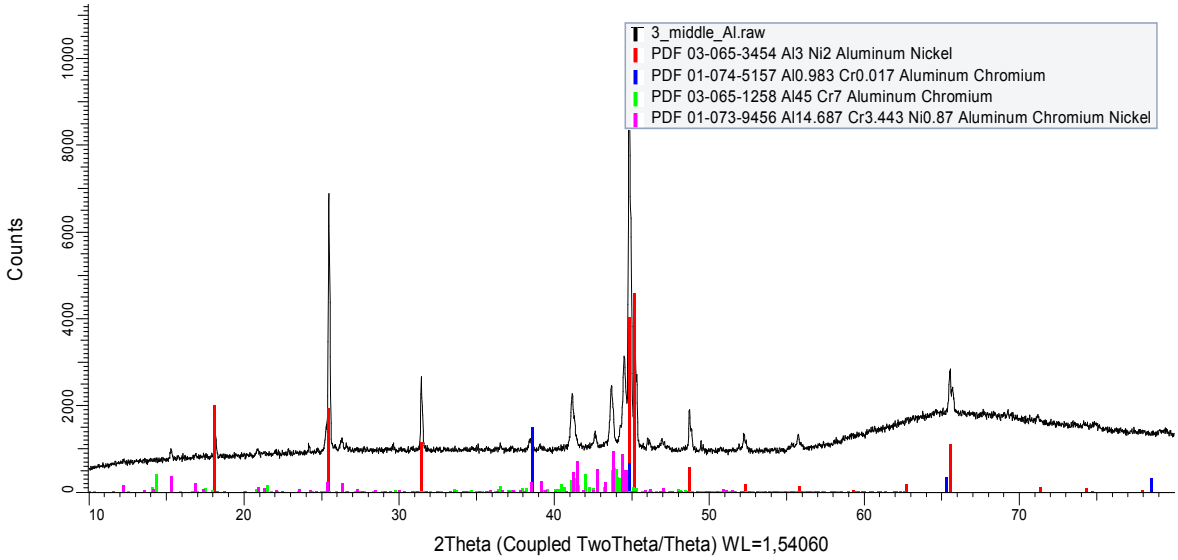


Рис. 6. Дифрактограмма, снятая с поверхности ЗДВ, оставшейся на алюминии АД1 после ТО при 700 °С в течение 10 ч (расслоенный образец)

Как видно из рис. 6, ЗДВ содержит фазы со структурами Al_3Ni_2, $Al_{0,987}Cr_{0,017}$, $Al_{14,687}Cr_{3,44}Ni_{0,87}$ и θ-фазу $Al_{45}Cr_7$.

По результатам ЭДА химического состава ЗДВ зафиксировано существенное изменение соотношений Al/(Cr+Ni) и Ni/Cr. Так, например, в различных точках анализа в пределах области, отмеченной квадратом на рис. 7, соотношение Al/(Cr+Ni) изменялось от 0,78 до 2,63, а Ni/Cr – от 0,87 до 3,32, что говорит о сложном фазовом и химическом составе ЗДВ.

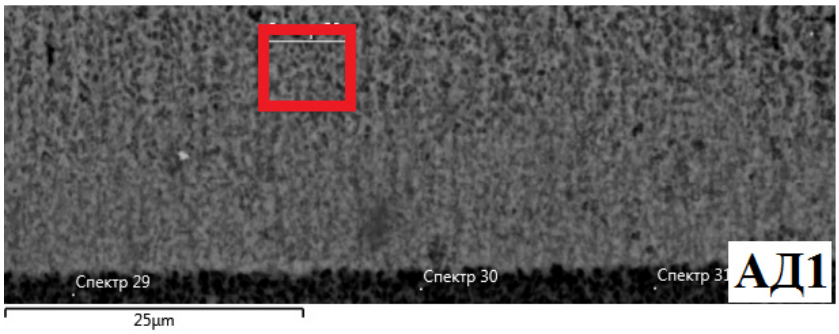


Рис. 7. Микрофотография (в Z-контрасте) ЗДВ, оставшейся на поверхности АД1 после расслоения образца, термообработанного по режиму 700 °С – 10 ч. Квадратом обозначена область ЭДА

В заключение необходимо отметить, что большинство полученных в результате настоящих исследований дифрактограмм не поддаются однозначной трактовке ввиду нескольких объективных причин:

– ряд интерметаллических фаз в исследуемых системах имеют сходные дифрактограммы, что выражается в наложении соответствующих рефлексов;

– на дифрактограммах присутствует ряд слабых отражений, которые из-за их малой интенсивности не удается идентифицировать;

– анализ литературных данных свидетельствует об отсутствии полной ясности в составе интерметаллидов на основе алюминия, хрома никеля, поскольку разные по составу фазы имеют одинаковые рентгенометрические характеристики.

Выводы

1. Зона диффузионного взаимодействия на межслойной границе в биметалле Х20Н80-АД1 представляет собой сложную смесь фаз с существенными изменениями соотношений Al/(Cr+Ni) и Ni/Cr. Основными идентифицированными в ее составе фазами при твердофазном взаимодействии являются Al_3Ni_2 и $Al_{14,687}Cr_{3,443}Ni_{0,87}$, а при жидкофазном – Al_3Ni_2, $Al_{0,987}Cr_{0,017}$, $Al_{14,687}Cr_{3,44}Ni_{0,87}$ и $Al_{45}Cr_7$.

2. Временные условия диффузионного отжига не оказывают влияния на фазовый и химический состав зоны диффузионного взаимодействия.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

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

2. *Шморгун, В. Г.* Трансформация химического и фазового составов слоистых покрытий систем Al–Ni и Al–Ni–Cr после высокотемпературных нагревов / В. Г. Шморгун, А. И. Богданов, А. О. Таубе, А. Г. Серов // Изв. вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2016. – № 1. – С. 51–59.

3. *M. Swain, S. Singh, S. Basu, D. Bhattacharya, M. Gupta* “Identification of a kinetic length which dictates alloys phase composition in Al-Ni interfaces on annealing at low temperatures”// J. Appl. Phys. – 2014. – V. 116. – P. 222208

4. *Okamoto H.* Al-Ni (Aluminum-Nickel). Journal of Phase Equilibria and Diffusion. – 2004. – Vol. 25. – No. 4. – P. 394.

5. *N. Dupin, I. Ansara, B. Sundman* “Thermodynamic reassessment of the ternary system Al-Cr-Ni”// CALPHAD. – 2001. – V. 25. – P. 279–298.

6. *H.-L. Chen, E. Doernberg, P. Svoboda, R. Schmid-Fetzer* “Thermodynamics of the Al_3Ni phase and revision of the Al-Ni system” // Thermochim. Acta. – 2011. – V. 512. – P. 189–195

7. *B. Grushko, W. Kowalski, D. Pavluchkov, S. Mi, M. Surowiec* “ Al-rich region or the Al-Ni-Cr alloy system below 900°C” // J. Alloys&Comp. – 2009. – V. 485. – P. 132–138

8. *Progrushchenko A.V., Lebedev Yu.M.* X-Ray study of heat expansion of nickel-chromium alloy//Ukrainskii Fizichnii Zhnurnal, 14 (2), 1969. – P. 282–286.

9. *Hara Y., O'Handley R.C., Grant N.J.* Magnetic properties of $Mn_{1-x}Ni_xAl$//J. Magnetism & Magn. Mat. – 1986. – Vol. 54. – P. 1077–1078.

10. *Mohan Rao P.V.* [et al]. Effect of ternary additions on the room temperature lattice parameter of Ni_3Al// Phys. Stat. Sol. A. – 1992. – Vol. 133(2). – P. 231–235.

11. *Mohan Rao P.V.* [et al]. X-ray determination of the Debye–Waller factors and order parameters of Ni_3Al alloys// J. Appl. Crystallography. – 1993. – Vol. 26 (5). – P. 670–676.

УДК 669-419:620.17

В. Н. Арисова, А. Ф. Трудов, С. О. Загудаев

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЙ ХАРАКТЕРИСТИК ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ ОШЗ СВАРЕННЫХ ВЗРЫВОМ БИМЕТАЛЛОВ ИЗ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ ПРИ НАГРЕВАХ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Приведены результаты исследований влияния температуры нагрева на изменения микротвердости и характеристик тонкой структуры ОШЗ биметаллов из углеродистых сталей с разным содержанием углерода.

Ключевые слова: биметалл, сварка взрывом, термообработка, диффузионная зона, физическое уширение, микронапряжения.

V. N. Arisova, A. F. Trudov, C. O. Zagudaev

INVESTIGATION OF CHANGES OF CHARACTERISTICS IN THE WELD ZONE FINE STRUCTURE OF EXPLOSION WELDED CARBON STEEL BIMETAL WHEN HEATED

Volgograd State Technical University

The study’s results of the heating temperature effect on the change in the microhardness and fine structure of the weld zone characteristics of the carbon steels bimetal with different carbon content.

Keywords: bimetal, explosion welding, heat treatment, diffusion zone, physical broadening, microtension.

© Арисова В. Н., Трудов А. Ф., Загудаев С. О., 2016

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 14-19-00418)

Возникающие при сварке взрывом различные виды физической и химической неоднородности ухудшают прочность и пластичность сварных соединений. В работах [1–6] показано, что уменьшить или устранить полностью их вредное влияние можно термической обработкой (отжигом, отпуском). Нагрев сварных соединений из сталей и сплавов различного химического состава приводит к диффузионным процессам, скорость и направление которых определяется температурой нагрева и химическими потенциалами элементов [3, 7–8]. Такие процессы характерны для плакированных сталей, в которых важную роль играет перемещение углерода из стали с его большим содержанием в сталь с меньшим содержанием. В работе [9] показано, что в процессе изготовления и термической обработки биметаллов наиболее интенсивно идет миграция углерода, поскольку его диффузионная подвижность на 5–10 порядков выше, чем у элементов, образующих твердые растворы замещения. В результате перемещения углерода происходит:

а) обезуглероживание приконтактных участков основного слоя, приводящие к снижению общей прочности биметалла;

б) повышение концентрации углерода в приконтактных областях плакирующего слоя и науглероживание его по всей толщине, что приводит к снижению пластичности.

В работе [1] показано, что влияние термической обработки на прочность соединений из углеродистых сталей определяется действием двух факторов: стабилизация соединений на участках пониженной прочности и снятие наклепа и напряжений.

Целью данной работы является исследование изменений характеристик тонкой структуры вблизи зоны соединения биметаллов из углеродистых сталей при нагревах до 900 °С и их влияние на свойства.

Материалы и методы исследований

Исследования проводили на биметаллах армко-железо+армко-железо (< 0,08 % С) и армко-железо+сталь 85, полученных сваркой взрывом на режимах, обеспечивающих реализацию изменения энергии W_2 в диапазоне 2,0–3,9 МДж/м^2.

Для измерений микротвердости методом восстановленного отпечатка в соответствии с ГОСТ 9450–76 использовали микротвердомер ПМТ-3 при нагрузке 50 г.

Термическую обработку осуществляли в печи СНОЛ 8.2/1600.

Тонкую структуру материала в образцах до и после термической обработки изучали на универсальном дифрактометре ДРОН-3, при этом производили запись отражений от плоскостей (110) и (220). По методу аппроксимации проводили расчет физических уширений (β) с целью оценки микронапряжений и размеров (*D*) областей когерентного рассеяния (ОКР).

Результаты и их обсуждение

Измерениями микротвердости показано, что в зоне соединения исследуемых материалов наблюдается значительное упрочнение, связанное с интенсивной пластической деформацией (деформационный наклеп). В армко-железе твердость повышается с 1,5 до 2,5 ГПа, а в стали 85 с 2,8 до 3,2 ГПа (рис. 1).

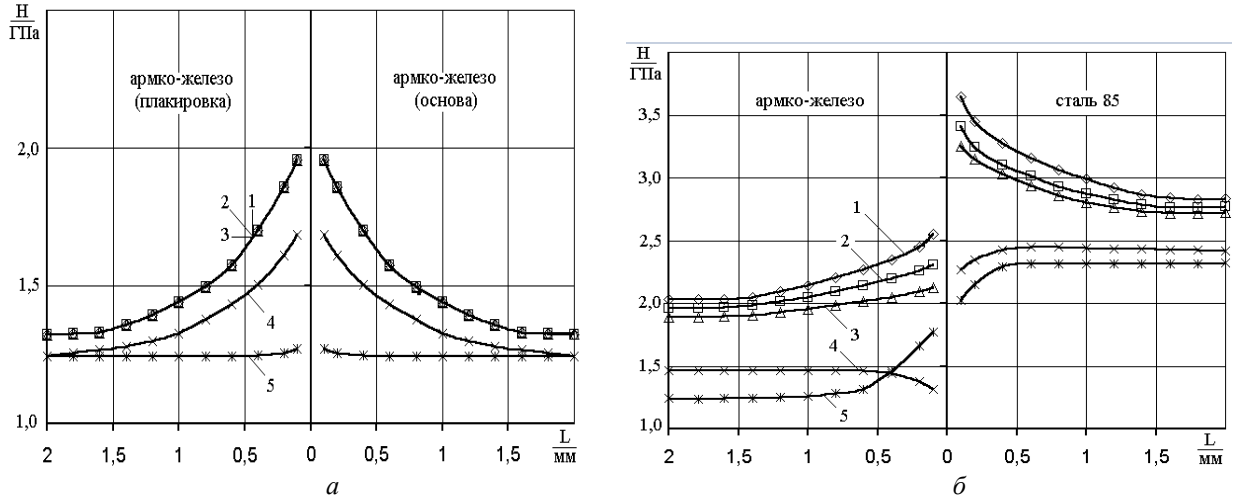


Рис. 1. Распределение микротвердости в соединении: армко-железо + армко-железо (*а*), армко-железо + сталь 85 (*б*) после сварки взрывом и последующей термической обработки (W_2=3,6 МДж/м^2):
1 – после СВ; *2, 3, 4, 5* – после СВ и ТО при 300, 500, 700 и 900 ºС в течение 1 ч соответственно

Последующий нагрев до температур 300, 500, 700 и 900 °С с выдержкой 1 час приводит к значительному снижению твердости, причем в стали 85 твердость становится ниже исходной и уменьшается до 2 ГПа, а в армко-железе повышается. Это свидетельствует о том, что при нагреве наряду со снижением деформационного наклепа имеет место диффузия углерода из стали 85 в армко-железо.

Проведенные исследования характеристик тонкой структуры ОШЗ соединений: армко-железо + армко-железо и армко-железо + сталь 85. показали, что пластические деформации, протекающие при СВ, приводят к искажению и увеличению (по сравнению с исходными значениями) параметров кристаллической решетки α-Fe. Из рис. 2, *а* и рис. 2, *г* следует, что с увеличением энергетических условий сварки наблюдается увеличение периода а кристаллической решетки α-Fe, а характер его изменения аналогичен зависимости $H=f(L,W_2)$ после сварки взрывом (рис. 1, *а* и рис. 1, *б*).

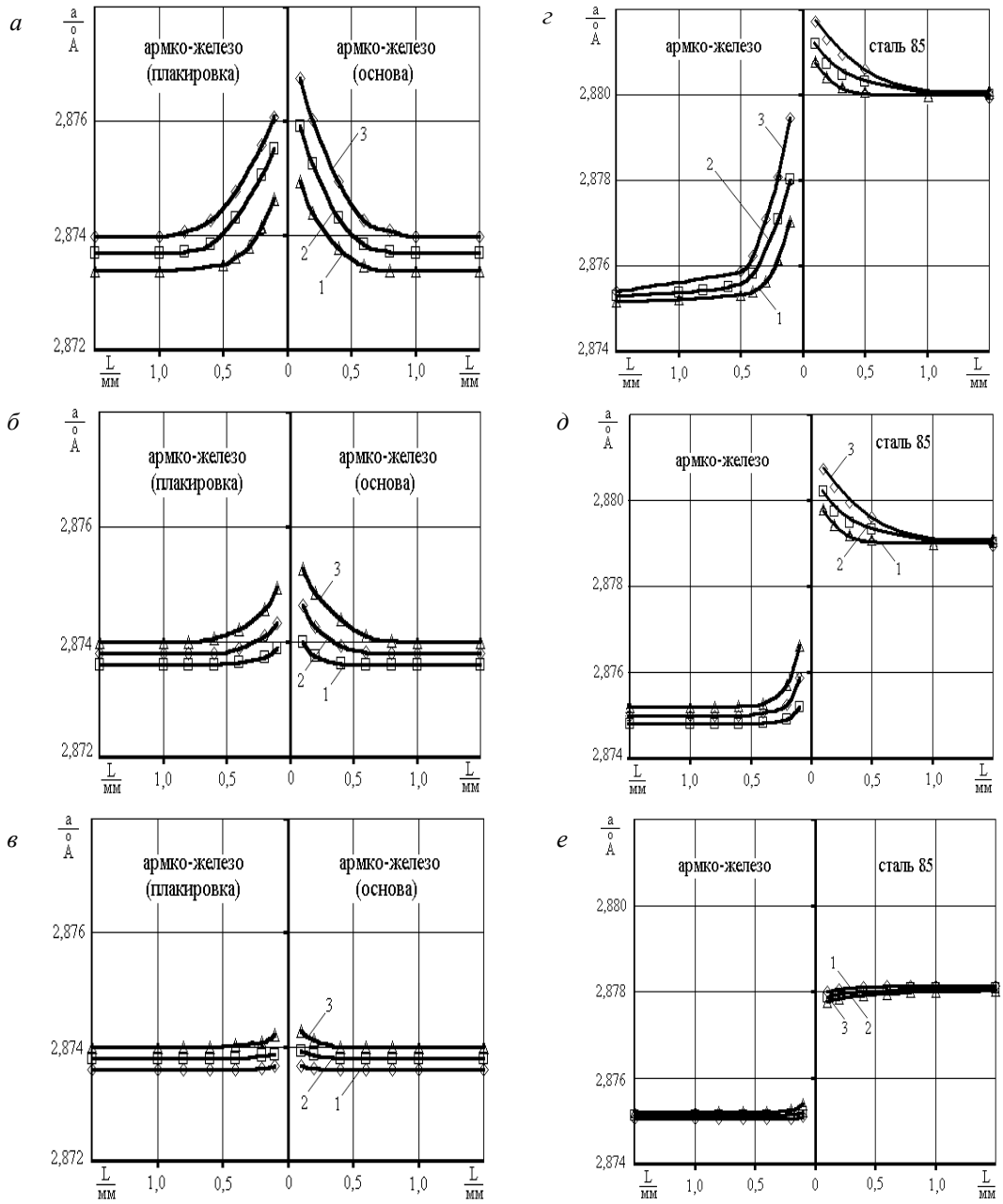


Рис. 2. Изменение параметра *а* кристаллической решетки α-Fe в соединении армко-железо + армко-железо и армко-железо + сталь 85 после сварки взрывом (*а, г*) и ТО при 300 °С (*б, д*) и 500 °С (*в, е*) в течение 1 ч в зависимости от энергии W_2 на различном удалении от границы раздела:

1 – W_2=3,13 МДж/м^2; *2* – W_2=3,45 МДж/м^2; *3* – W_2 =3,80 МДж/м^2

Максимальные значения *a* наблюдаются вблизи границы раздела и при W_2=3,80 МДж/м^2 составляют для плакирующего и основного слоя, соответственно: $a_{пл}$=0,2876 нм, $a_{ос}$=0,2877 нм для соединений армко-железо + армко-железо и $a_{пл}$=0,28795 нм, $a_{ос}$=0,28815 нм – для армко-железо + сталь 85. Увеличение периода решетки в околошовной зоне может быть связано с наличием макронапряжений. Термическая обработки рис. 2, *б, д, в, е* приводит к их релаксации, о чем свидетельствует уменьшение периода кристаллической решетки.

Поскольку интегральной характеристикой структурных несовершенств кристаллической решетки в материале является физическое уширение рентгеновских линий, то корреляция графиков рис. 1, *а* и рис. 3, *а*; рис. 1, *б* и рис. 3, *г* подтверждает высказанное выше предположение [10] о существенном перераспределении плотности дислокаций в ОШЗ исследованных соединений при сварке взрывом.

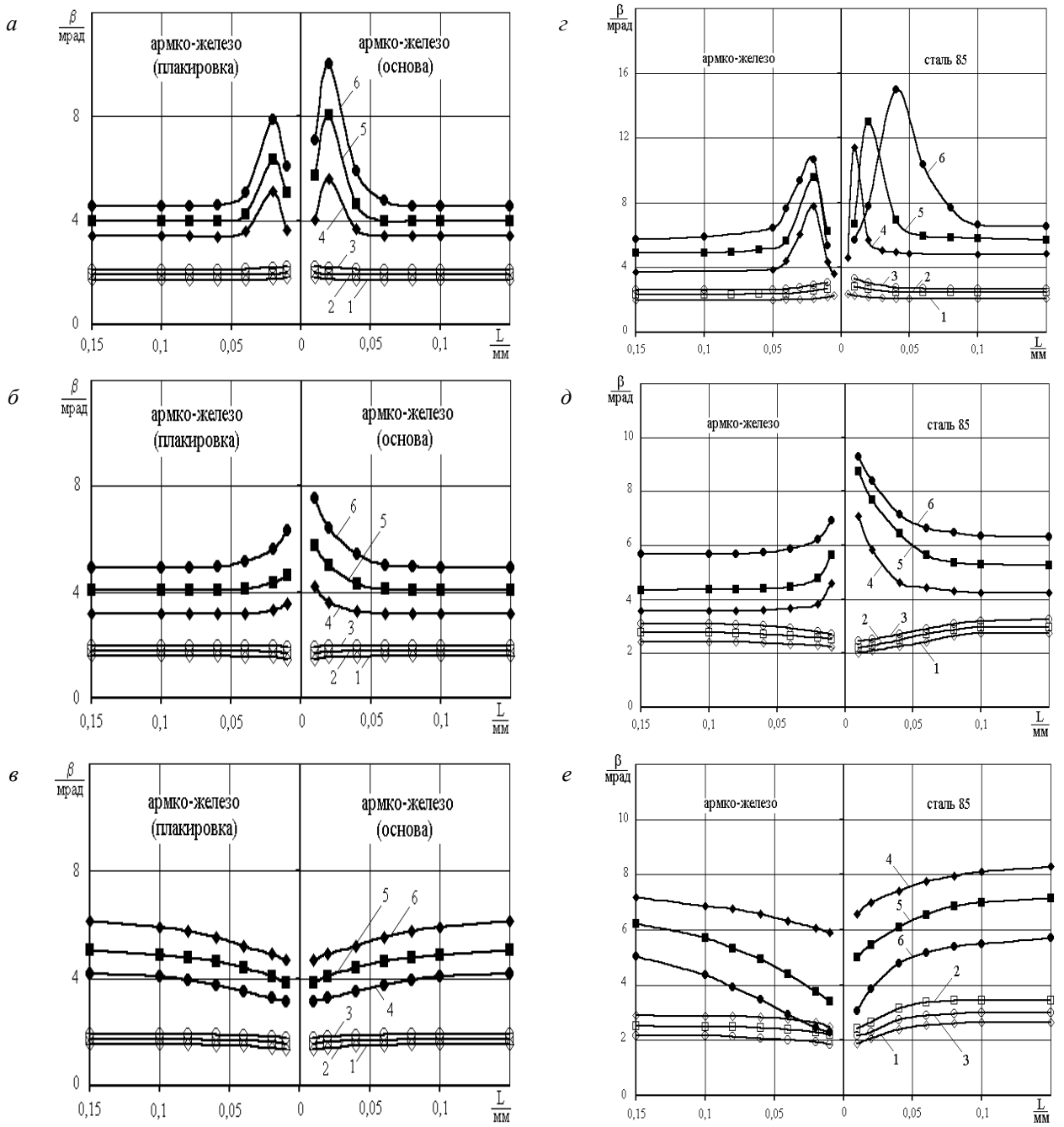


Рис. 3. Физическое уширение рентгеновских линий (110) и (220) в зависимости от удаления от границы соединения армко-железо + армко-железо и армко-железо + сталь 85 после сварки взрывом (*а, г*) и ТО при 300 °С (*б, д*) и 500 °С (*в, е*) в течение 1 ч: *1, 4* – W_2 = 3,13 МДж/м^2; *2, 5* – W_2 = 3,45 МДж/м^2; *3, 6* – W_2 = 3,80 МДж/м^2. *1,2,3* – отражение (110), *4,5,6* – отражение (220)

Уровень несовершенств кристаллической решетки α-Fe в направлении, характеризуемом рентгеновской линией (220) достаточно высок вблизи границы раздела – величина β при различных W_2 лежит в диапазоне 5–10 мрад (рис. 3, *а*). С удалением от границы раздела наблюдается ее плавное снижение до значений ~ 4 мрад.

В армко-железе физическое уширение при максимальном уровне пластической деформации достигает 11 мрад, а в стали 85 – 15 мрад (рис. 3, *г*). Причем величина размытия физического уширения при W_2=3,80 МДж/м^2 достигает 0,2 мм, т. е. наблюдается зависимость протяженности структурных искажений в стали 85 от энергии W_2. В армко-железо такой зависимости не прослеживается.

Разделение физического уширения на микронапряжения и ОКР свидетельствует о том, что на расстоянии 0,15–0,05 мм от границы раздела оно обусловлено как напряжениями II-го рода (относительная микродеформация кристаллической решетки – $\Delta \boldsymbol{a/a}$), так и дроблением ОКР (***D***), а непосредственно в ОШЗ – только напряжениями II-го рода, которые достигают существенной величины. Относительная микродеформация кристаллической решетки (Δ**a/a**) – $2{,}2\cdot10^{-3}$ и $3{,}2\cdot10^{-3}$ при энергии W_2=3,80 МДж/м^2 в армко-железе и стали 85, соответственно.

Термическая обработка с увеличением температуры до 300 ^{o}C приводит к уменьшению физических уширений в околошовной зоне составляющих композитов и снижению уровня микронапряжений, а при 500 ^{o}C они полностью релаксируют.

Таким образом, характер образующихся неоднородностей и дефектов в исследуемых соединениях примерно одинаков и связан с деформационным наклепом при сварке взрывом. Пластические деформации, протекающие в процессе СВ, приводят к уширению рентгеновских линий (110) и (220) исследуемых материалов по сравнению с их исходными значениями, а также с ростом степени пластической деформации и уменьшением расстояния от границы раздела. Физическое уширение на расстоянии 0,15–0,05 мм от границы раздела обусловлено как напряжениями II-го рода, так и дроблением ОКР, а непосредственно возле зоны сварки – только напряжениями II-го рода. Увеличение энергии пластической деформации при СВ биметаллических соединений из углеродистых и легированных сталей приводит к росту упрочнения их ОШЗ. Термическая обработка при температурах 300-500 ^{o}C приводят к снятию напряжений, а более высокие температуры к интенсификации диффузионных процессов, связанных с перемещением углерода из стали 85 в армко-железо.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Конон, Ю. А.* Сварка взрывом / Ю. А. Конон, Л. Б. Первухин, А. Д. Чудновский. – М. : Машиностроение, 1987. – 216 с.

2. Влияние термообработки на структурно-механическую неоднородность сваренного взрывом биметалла СТ3+12Х18Н10Т / А. Ф. Трудов, Ю. П. Трыков, С. В. Клочков, Д. Ю. Донцов, М. О. Войнов //Деформация и разрушение материалов. – 2009. – № 12. – С. 41–44.

3. Исследование влияния деформации на структур и свойства сталеалюминиевого композита / А. Ф. Трудов, Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова, Д. В. Проничев // Деформация и разрушение материалов. – 2011. – № 11. – С. 44–47.

4. *Кудинов, В. М.* Сварка взрывом в металлургии / В. М. Кудинов, А. Я. Коротеев. – М. : Металлургия, 1978. – 168 с.

5. *Трыков, Ю. П.* Свойства и работоспособность слоистых композитов : монография / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун / ВолгГТУ. – Волгоград, 1999. – 190 с.

6. Пути повышения качества свариваемых взрывом соединений / Н. Н. Казак, В. С. Седых, Ю. П. Трыков, А. И. Улитин, В. В. Цуменко // Применение энергии взрыва в сварочной технике. – Киев, 1977. – С. 3–8.

7. *Лариков, Л. Н.* Диффузионные процессы в упорядоченных сплавах / Л. Н. Лариков, В. В. Гейченко, В. М. Фальченко. – Киев : Наукова думка. – 1975. – 214 с.

8. *Лариков, Л. Н.* Диффузия в металлах и сплавах : справочник / Л. Н. Лариков, В. И. Исаичев. – Киев : Наукова думка, 1987. – 512 с.

9. *Голованенко, С. А.* Сварка прокаткой биметаллов / С. А. Голованенко. – М. : Металлургия, 1977. – 160 с.

10. *Атрощенко, Э. С.* Некоторые особенности динамического упрочнения листового армко-железа / Э. С. Атрощенко, П. О. Пашков, И. М. Рядинская. – ФММ, 1965. – Вып. 5. – С. 797–800.

УДК 669.716:621.785

Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев, О. В. Слаутин, А. Г. Серов

ИЗУЧЕНИЕ КИНЕТИКИ РОСТА И СВОЙСТВ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ПРОСЛОЕК В МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИТАХ СИСТЕМЫ Cu-Al*

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

Исследовано влияние термической обработки на свойства диффузионной прослойки в многослойном композиционном материале Cu-Al.

Ключевые слова: сварка взрывом, медно-алюминиевый композит, интерметаллид.

L. M. Gurevich, D. V. Pronichev, O. V. Slautin, A. G. Serov

STUDY GROWTH KINETICS AND PROPERTIES OF INTERMETALLIC LAYERS IN THE MULTILAYER COMPOSITE SYSTEM Cu-Al

Volgograd State Technical University

The effect of heat treatment on the properties of the diffusion layers in a multilayer composite material Cu-Al.

Keywords: explosion welding, copper-aluminum composite, intermetallic.

Введение

Слоистые композиты системы алюминий-медь находят широкое применение при создании электротехнического оборудования, теплообменной и криогенной техники, в то же время их прочностные свойства, особенно при высоких температурах невелики. Одним из способов повышения прочности, твердости и жаропрочности слоистых металлических композитов является создание на границе слоев диффузионных прослоек, свойства которых значительно отличаются от свойств основных слоев [1].

С этой точки зрения рассматриваемый композит представляет большой интерес, поскольку в системе Cu-Al возникает целый ряд интерметаллидных фаз, обладающих более высокой твердостью и прочностью, чем медь и алюминий [2].

Во многих случаях при создании диффузионных прослоек, решающим фактором является то, что толщина формирующейся диффузионной прослойки ограничена 140–160 мкм [3]. Известный способ интенсификации диффузии в системе Cu и Al – реализация контактного плавления на границе соединений позволяет получать прослойки гораздо большей толщины [4], но их структура гораздо менее упорядочена, чем при диффузии в твердой фазе.

Другим возможным способом повышения роли интерметаллидов в формировании свойства композита является создание многослойных систем, что позволит увеличить долю диффузионных прослоек и сохранить более регулярную структуру, характерную для твердофазных процессов.

Целью данной работы было изучение влияния термической обработки на формирование диффузионных прослоек в многослойных системах алюминий-медь.

Материалы и методы исследований

Исследования проводились на многослойных образцах биметалла Cu-Al полученных по комплексной технологии включающей сварку взрывом, прокатку и термическую обработку.

Для активации диффузионных процессов в дальнейшем многослойные образцы подвергались отжигу при температуре 530 ^{o}C с в печи СНОЛ-1,6.2,5.1,0/11,5, что обеспечивало интенсивный рост интерметаллидной прослойки. Металлографические исследования выполняли на микроскопе Olympus BX-61 в отраженном свете с увеличениями ×50–500. Микротвердость измеряли на микротвердомере ПМТ-3 методом восстановленного отпечатка при нагрузке 0,1–0,5 Н.

Полученные результаты

В результате проведения комплексной технологии получили слоистые композиты из 7 и 15 слоев (рис. 1). При этом толщины медных слоев в 7-слойной системе составили 160–300 мкм, алюминиевых – 1000–1200 мкм, в 15-слойной системе – 80–190 и 1000–1300 мкм, соответственно. Микротвердость меди и алюминия составила 0,3–0,4 и 0,5–0,6 ГПа.

© Гуревич Л. М., Проничев Д. В., Слаутин О. В., Серов А. Г., 2016

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

а

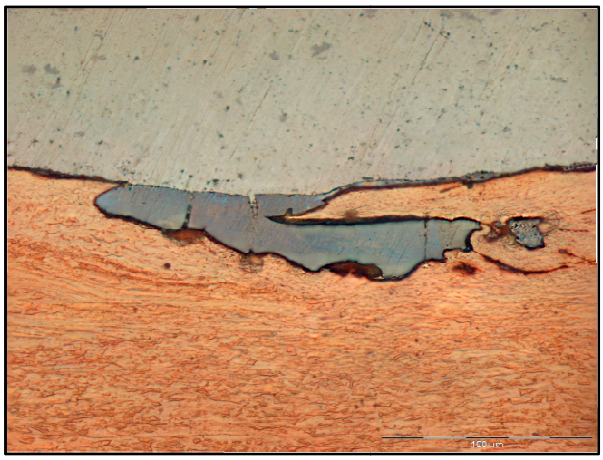
б

Рис. 1. Микроструктура 7- (*а*) и 15-слойного (*б*) композита М1+АД1 (х200)

Благодаря комплексной технологии получения КМ Граница соединения не имеет волнообразного профиля но содержит 2–3 % включений оплавленного металла с твердостью 6,8–7,2 ГПа, что свидетельствует о формировании Ѳ фазы [5] (рис. 2).

Диффузионный отжиг при температуре 530 °С в течение 3–30 часов приводит к образованию диффузионных прослоек суммарной толщиной до 700 и 1600 мкм в 7- и 15-слойных композитах, соответственно (рис. 3), в результате доля интерметаллидных слоев достигала 10,2 и 23,2 %.

При этом, вследствие растворения меди в алюминии, толщина медных слоев в 7-слойном композите снизилась до 80–160 мкм, а в 15-слойном до 20 мкм, а на отдельных участках, где толщина меди изначально не превышала 80 мкм, произошло полное растворение этого слоя.



а

б

Рис. 2. Микроструктура оплавов, зафиксированных в 7- (*а*) и 15-слойном (*б*) композитах

а

б

Рис. 3. Микроструктура 7- (*а*) и 15-слойного (*б*) композита М1+АД1 после диффузионного отжига при 530 °С, 30 ч (х200)

Анализ микроструктуры диффузионных прослоек (рис. 3) показал, что визуально в ней можно идентифицировать три фазы с твердостью (от алюминия к меди): 6–7, 11–12 и 7–9 ГПа, соответствующие Ѳ, η_2 и γ_1-фазам (рис. 4). Также в областях алюминия, прилегающих к меди установлено наличие зоны, характеризующейся повышенной твердостью 0,9–1,1 ГПа, и крупнозернистой структурой (Al+Ѳ) с хорошо травящимися границами.

Диффузионная зона фиксировалась с выдержки 3 ч (рис. 5), при этом наиболее интенсивный рост наблюдался в первые 5 ч в дальнейшем скорость роста диффузионной прослойки выровнялась и составила ~25 мкм/ч.

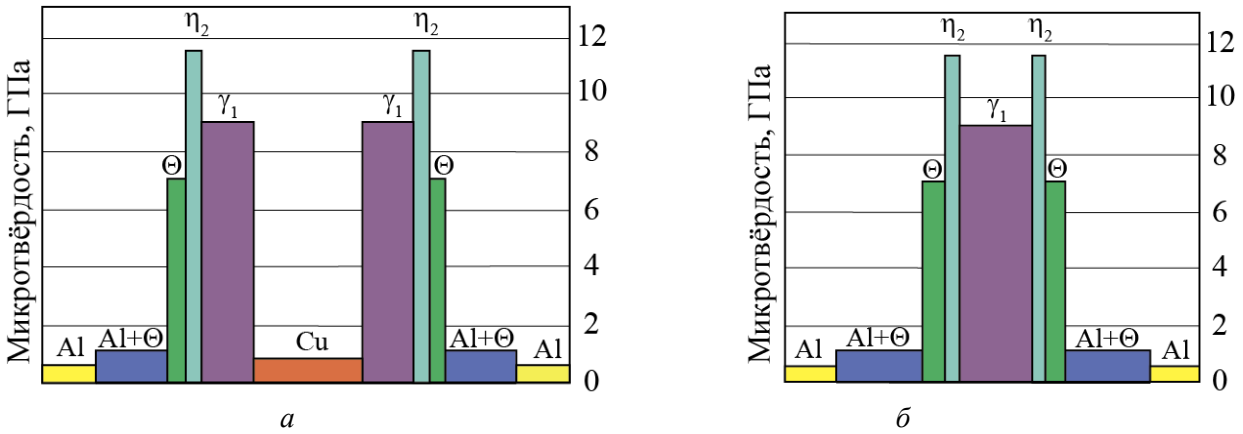


Рис. 4. Микроструктура и распределение микротвердости на границе соединения в семислойном (*а*) и пятнадцатислойном (*б*) композите Cu-Al после ТО при 530 °С в течение 30 ч (х500)

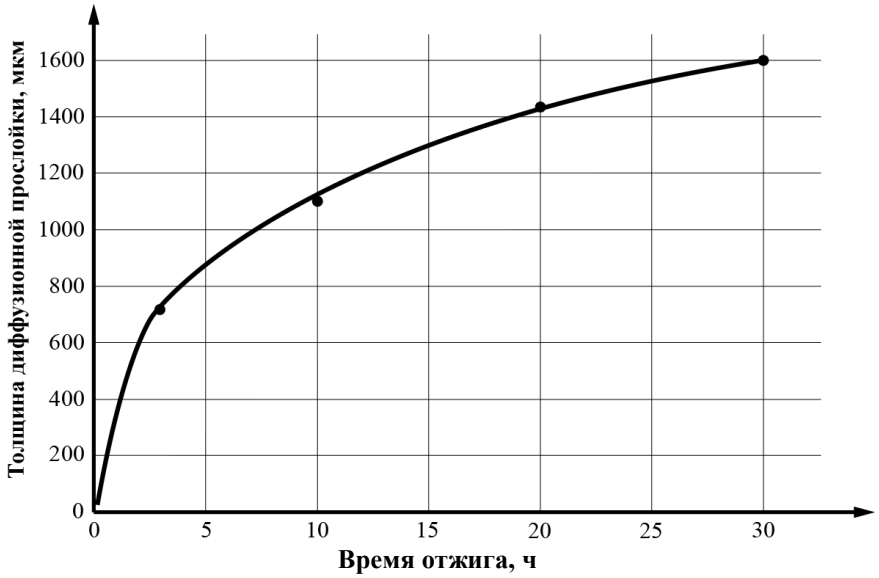


Рис. 5. Зависимость толщины интерметаллидной прослойки от времени отжига

Выводы

Изучены кинетика роста, микротвердость и оценен фазовый состав диффузионных прослоек в многослойных композиционных материалах системы алюминий-медь, полученных с помощью комплексной технологии, включающей в себя сварку взрывом, прокатку и высокотемпературную термическую обработку.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Трыков, Ю. П.* Теплопроводность медно-алюминиевого композита / Ю. П. Трыков, Д. В. Проничев, Л. М. Гуревич, А. В. Волчков // Технология металлов. – № 7. – 2007. – С. 31–35.

2. *Лариков, Л. Н.* Диффузионные процессы в твердой фазе при сварке / Л. Н. Лариков, В. Р. Рябов, В. М. Фальченко. – М. : Машиностроение, 1975. – 192 с

3. *Гуревич, Л. М.* Исследование теплопроводности сваренного взрывом медно-алюминиевого композита / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, Д. В. Проничев, М. Д. Трунов, К. М. Земцова // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 5 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – С. 30–34.

4. *Проничев, Д. В.* Исследование интерметаллидного покрытия на биметалла алюминий-медь, полученного методом контактного плавления / Д. В. Проничев, Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, М. Д. Трунов // Материаловедение. – № 8. – 2015. – С. 45–49.

5. *Проничев, Д. В.* Исследование влияния условий формирования соединения при сварке взрывом на структуру и состав оплавов в слоистом композиционном материале алюминий-медь / Д. В. Проничев [и др.] // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 20 (147) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – Т. 7.

6. Influence of strain-hardened zones and intermetallic layers of explosion welded and heat treated al/cu laminated metal composites on the evolution of thermal conductivity coefficient, Medziagotyra, vol.20, No 3, 2014, p. 267–270.

ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 678-19:621.777.044.2

Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. В. Казуров, А. Э. Волкова, Л. Ю. Дробот, Н. Б. Чеботарев

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА ПОСЛЕ УДАРНО-ВОЛНОВОЙ ОБРАБОТКИ В АМПУЛЕ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

В работе представлены результаты исследования морфологии и термомеханических свойств политетрафторэтилена (ПТФЭ) после ударно-волновой обработки (УВО) порошка в цилиндрической ампуле. Показано, что данный вид высокоэнергетического воздействия позволяет получать компактированные материалы с различной структурной упорядоченностью. Выявлено, что УВО вызывает изменение термомеханических свойств ПТФЭ.

Ключевые слова: ПТФЭ, ударно-волновая обработка, структура, свойства.

N. A. Adamenko, G. V. Agafonova, A. V. Kazurov, A. E. Volkova, L. Y. Drobot, N. B. Chebotarev

INVESTIGATION OF STRUCTURE AND THERMOMECHANICAL PROPERTIES OF POLYTETRAFLUOROETHYLENE AFTER SHOCK WAVE TREATMENT IN AMPOULES*

Volgograd State Technical University

The paper presents the results of a study of the morphology and thermomechanical properties of polytetrafluoroethylene (PTFE) after shock-wave treatment (SVR) powder in a cylindrical vial. It has been shown that this kind of high-impact produces compacted materials with different structural ordering. It was revealed that SVR changes the thermomechanical properties of PTFE.

Keywords: PTFE, shock-wave processing, structure, properties.

Введение

Для современного этапа полимерного материаловедения характерны интенсивные исследования модифицирования известных фторполимеров с целью управляемого варьирования свойств материалов и придания им новых морфологических форм [1]. Так радиационная обработка политетрафторэтилена (ПТФЭ) выше температуры расплава кристаллической фазы увеличивает на четыре порядка его износостойкость и на два порядка радиационную стойкость [2]. Пиролитическим переделом отходов ПТФЭ удается получить ультрадисперсные порошки, имеющие практическое применение. В настоящее время интенсивно разрабатываются такие технологические приемы как вибромеханическая [3], ультразвуковая [4], ударно-волновая [5–7] обработки.

Перспективной для фторполимеров и композитов на их основе является технология ударно-волновой обработки (УВО), которая позволяет создавать с помощью взрывчатых веществ ударные волны, распространяющиеся с высокой скоростью от поверхности нагружения в глубину образца [6, 7], обеспечивая в обрабатываемом материале давления от 10 МПа до 10 ГПа и температуры 10–1000 градусов. В полимерных материалах, подвергнутых УВО меняются многие характеристики и появляются новые свойства.

В данной работе представлены результаты исследования структуры и термомеханических свойств ПТФЭ после УВО кольцевым ударным фронтом (УФ) в цилиндрической ампуле.

Методика эксперимента

По комплексу воздействия УВО в ампуле приводит к неоднородности нагружения и температуры, что может привести к вариации свойств спрессованного материала по радиусу ампулы [6]. Исходя из предыдущих исследований термостойких полимеров [4–6] были подобраны параметры УВО, обеспечивающие дав-

© Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Казуров А. В., Волкова А. Э., Дробот Л. Ю., Чеботарев Н. Б., 2016

* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ и Администрации Волгоградской области № 15-43-02244

ление в ударном фронте – 0,6 ГПа и длительность воздействия – 15 мкс. При соударении частиц порошка в процессе УВО происходит их интенсивная деформация, трение и разогрев в поверхностных слоях. Наиболее интенсивно эти процессы происходят в центре ампулы, где давление достигает более 1,5 ГПа, а материал приобретает темный цвет. Ввиду формирования резко отличающейся структуры по сечению исследовались различные зоны цилиндрической прессовки: светлая (внешняя часть) и темная (центральная часть). Полученные УВО прессовки спекали при температуре 370 ºС в условиях замкнутого объема.

Структурные изменения полученных УВО образцов изучали на сканирующем электронном микроскопе системы FEI Versa 3D. Энергодисперсионный анализ (ЭДА) проводился на энергодисперсионном спектрометре EDAX Apollo X, установленном в виде приставки на микроскопе Versa-3D DualBeam. Термические свойства оценивали при помощи установки термомеханического анализа (TMA) Netzsch 402 F3 Hyperion по стандартной методике, путем измерения глубины пенетрации индентора (диаметром 1,0 мм) в исследуемый образец размером 5x5 мм, высотой 2 мм, с нагрузкой 0,2 Н и скоростью нагрева 3 °С/мин. Приведенные термомеханические кривые получены при апроксимации экспериментальных данных для 3 одинаковых образцов.

Результаты исследований

Исследования, проведенные на сканирующем электронном микроскопе, позволили выявить существенные изменения морфологии изучаемых материалов по зонам прессовки. На поверхности скола светлой части образца (P = 0,6 ГПа) выявлено наличие коротких фибриллярных участков и плотных областей (рис. 1, *а, б*). При большем увеличении плотных структур ранее авторами [8] обнаружено, что они тоже составлены из фибрилл. Такая структура сколов свойственна исходному ПТФЭ [7, 8], что подтверждается данными элементного состава (представлен в таблице).

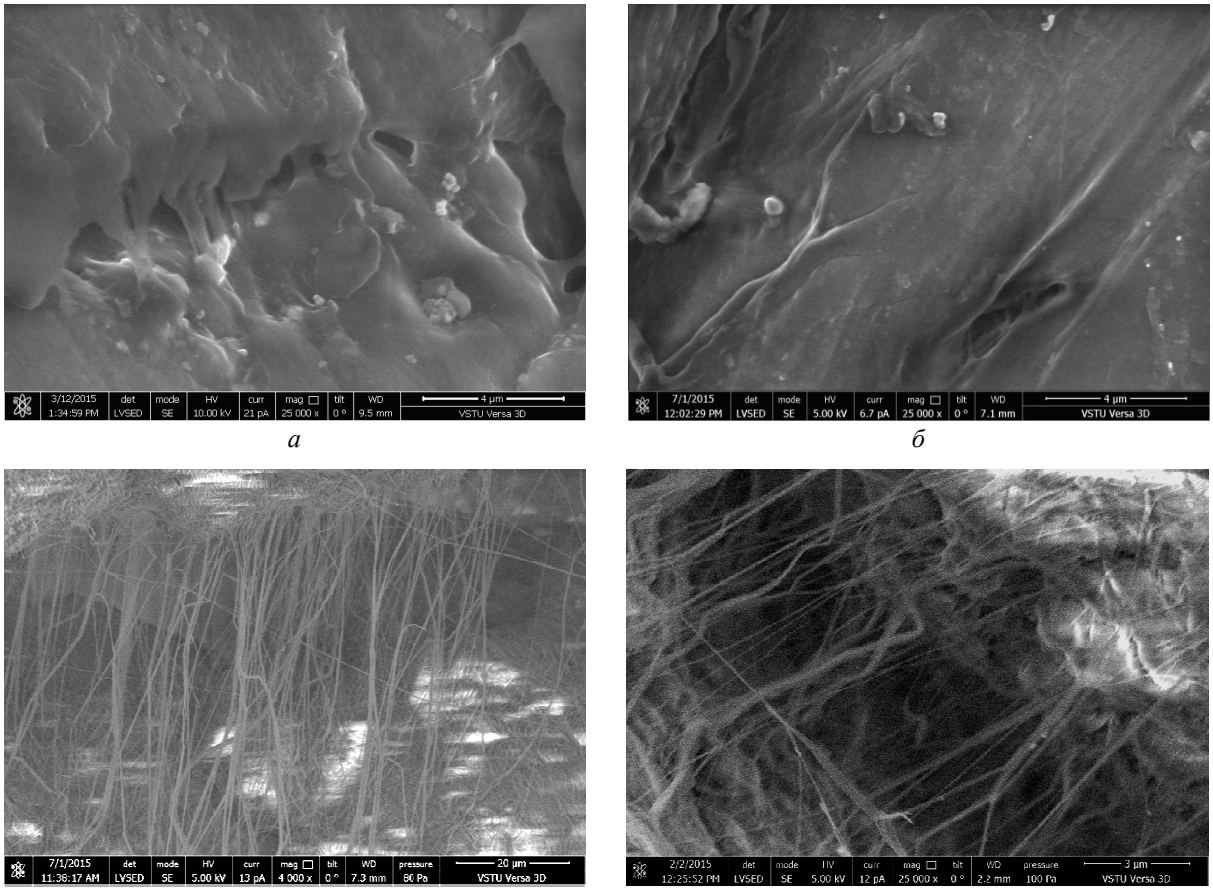


Рис. 1. ЭСМ изображения ПТФЭ после УВО и спекания:
а, б – светлая часть (P = 0,6 ГПа); *в, г* – темная часть (P ≈ 1,5 ГПа)

У темной центральной части образца ($P \approx 1{,}5$ ГПа) обнаружены плотные области, но в отличие от светлой части они распределены в виде островков в фибриллярных областях, ориентированных вдоль УФ (рис. 1, *в, г*). Длина фибриллярных структур в этой части около 5–20 мкм, а толщина 50–200 нм. Аналогичные изменения морфологии ПТФЭ наблюдались при его радиационном облучении выше температуры плавления кристаллической фазы [2], после интенсивной механической активации [3] и ударно-волновой обработки медно-, никельфторопластовых композитов [5]. При изучении элементного состава (см. таблицу) наблюдается увеличение атомов углерода в цепи (F/C=1,5), что обусловлено частичной деструкцией ПТФЭ, вызывающей его карбонизацию [8].

Элементный анализ образцов ПТФЭ, проведенный методом ЭСМ

Образец	C ат.%	F ат.%	F/C
ПТФЭ исходный	33,2	66,8	2,0
Светлая часть	31,4	68,6	2,2
Темная часть	39,3	60,7	1,5

При исследовании термомеханических свойств обнаружено (рис. 2), что при нагреве ниже температуры 130 °С ПТФЭ не зависимо от вида обработки и интенсивности воздействия испытывает небольшие деформации, что связано с его высокоэластическим состоянием и высокой степенью кристалличности. В области температур, близких к плавлению (327 °С) наблюдается увеличение деформаций в результате перехода полимера в аморфное состояние и ослабления межмолекулярного взаимодействия.

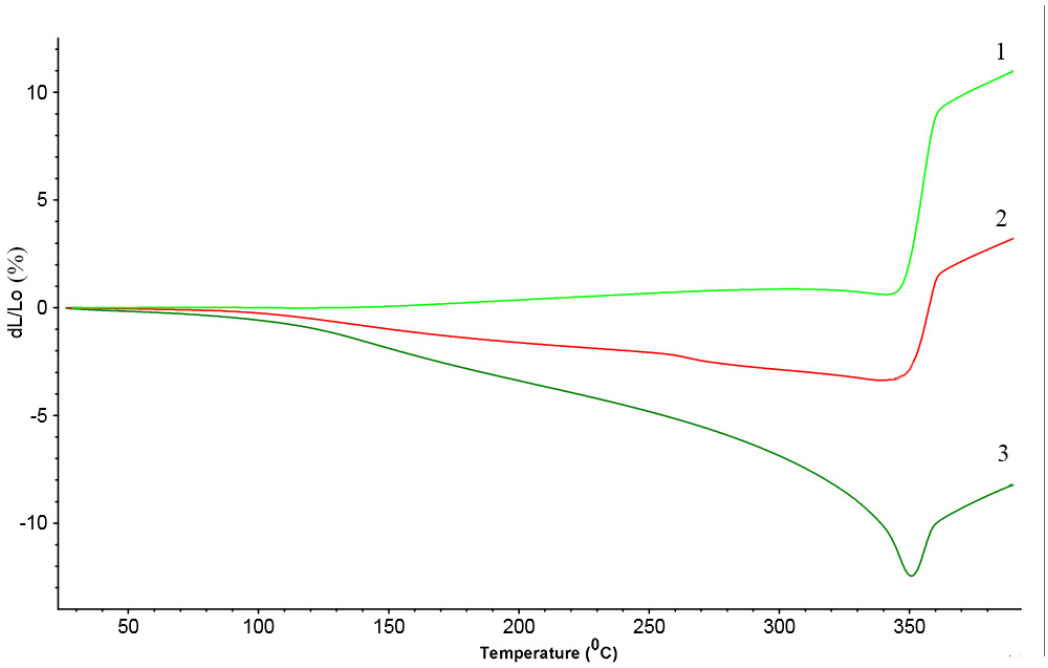


Рис. 2. Термомеханические кривые ПТФЭ до (1) и после УВО (*2, 3*):
2 – светлая часть ($P = 0{,}6$ ГПа); *3* – темная часть ($P \approx 1{,}5$ ГПа)

После высокоэнергетической модификации образцы при нагреве выше 130 ºС незначительно расширяются за счет деформации аморфной фазы (рис. 2, кривые *2* и *3*). Увеличение интенсивности воздействия P с 0,6 до ≈ 1,5 ГПа вызывает рост деформации с 3,2 до 12,5 % при дальнейшем нагреве до $t = 352$ °С. При температуре выше 345 °С образец светлой части начинает расширяться в результате больших объемных изменений при плавлении кристаллической части и на термомеханической кривой отмечается резкий подъем деформаций на 4,3 % (рис. 2, кривая *2*), в отличие от образца темной части центральной зоны прессовки (рис. 2, кривая *3*). Вероятно при УВО интенсивный рост температуры и высокие скорости перемещения вещества в этой зоне ампулы вызвали интенсивную деформацию и течение материала. Такие структурные изменения при УВО привели при последующем нагреве к увеличению термических деформаций в 3–4 раза (до 12,5 %) в обратном ориентации направлении.

Вывод

Неоднородность условий УВО в ампуле с варьированием давления от 0,6 до 1,5 ГПа приводит к изменению термомеханических свойств ПТФЭ, что обусловлено различной структурной организацией с ориентацией полимера в центральной части ампулы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Бузник, В. М.* Библиометрический анализ научных публикаций по фторполимерам / В. М. Бузник, И. В. Зибарева // Высокомолек. соед. А. – 2011. – Т. 53. – № 11. – С. 1977.

2. *Хатипов, С. А.* Радиационно-модифицированный политетрафторэтилен: структура и свойства / С. А. Хатипов, Е. М. Конова, Н. А. Артамонов // Росс. хим. журнал. – Т.LII, № 5. – 2008. – С. 64–72.

3. *Булычев, Н. А.* Влияние вибромеханического воздействия на структуру и свойства полимерных мембран / Н. А. Булычев, В. Н. Фомин, А. П. Бобылев, Е. Б. Малюкова, В. В. Смолянинов // Материаловедение. – 2010. – № 4. – С. 3–8.

4. *Машков, Ю. К.* Влияние энергии ультразвуковых колебаний на структуру и свойства полимерных композиционных материалов / Ю. К. Машков, Е. Н. Еремин, Д. А. Негров // Материаловедение. – 2013. – № 3. – С. 42–45.

5. Peculiarities of the structure of copper- and nickel-fluoropolymer composites fabricated by explosive pressing / Л. Н. Игнатьева, Г. А. Зверев, Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, И. В. Сергеев, А. Ю. Устинов, И. А. Ткаченко, В. М. Бузник // Journal of Fluorine Chemistry. – 2015. – Vol. 172. – С. 68–73.

6. Structure and property formation of composite materials on the basis of polytetrafluoroethylene under the explosive processing / Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, Г. В. Агафонова, С. М. Рыжова, А. Э. Герасимук // Procedia Engineering. – 2015. – Vol. 113. – С. 418–422.

7. Shock Wave Treatment of Polytetrafluoroethylene: Structure and Properties [Электронный ресурс] / А. Э. Волкова, Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. В. Казуров // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – Vol. 116. – 4 p. – Режим доступа : http://iopscience.iop.org/1757-899X/116/1/012010.

8. *L.N. Ignatieva, O.M. Gorbenko, V.G. Kuryavyi, N.N. Savchenko, A.D. Pavlov, D.V. Mashtalyar, V.M. Bouznik,* Characteristics of the structure and properties of low-temperature fractions recovered from the powder ultradispersed polytetrafluoroethylene by sublimation, Journal of Fluorine Chemistry 156 (2013) 246–252.

УДК 678.743:539.2

Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, Г. В. Агафонова, Д. В. Савин, Р. В. Кислер

ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСНОСТИ АЛЮМИНИЯ НА ТЕПЛОПРОВОДНОСТЬ НАПОЛНЕННОГО ФТОРОПЛАСТА*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Исследовано влияние концентрации и размера частиц алюминия на теплопроводность фторопластовых композитов. Выявлено, что с увеличением содержания алюминия до 40 % и повышением размера его частиц теплопроводность растет. Это объясняется смесевыми закономерностями и уменьшением тепловых барьеров.

Ключевые слова: фторопласт-4, дисперсный наполнитель, алюминий, композит, теплопроводность, адгезионное взаимодействие.

N. A. Adamenko, A. V. Kazurov, G. V. Agafonova, D. V. Savin, R. V. Kisler

INFLUENCE OF DISPERSION OF ALUMINUM ON THE THERMAL CONDUCTIVITY OF FILLED PTFE

Volgograd State Technical University

Investigated influence of aluminum concentration and particle size on the thermal conductivity of PTFE composites. It is revealed that with increasing aluminum content to 40 % and an increase in the size of the particles increases the thermal conductivity. This is with mixed patterns of heat and reduction of barriers.

Keywords: fluoroplastic, disperse filler, aluminum, composite, heat conductivity, adhesive interaction.

В качестве антифрикционного материала для узлов трения машиностроительного оборудования применяются композиции на основе фторопласта-4 (Ф-4). Для повышения теплопроводности в данные композиции вводят металлы. Это позволяет увеличить теплоотвод от поверхности трения, что повышает триботехнические характеристики изделий. Поэтому перспективно введение дисперсного алюминия во фторопласт.

Целью работы являлось изучение влияния дисперсности и концентрации алюминия до 40 % об. на теплопроводность фторопласта [1, 2].

© Адаменко Н. А., Казуров А. В., Агафонова Г. В., Савин Д. В., Кислер Р. В., 2016

* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 16-03-00708.

Исследовалась теплопроводность фторопластовых композитов с содержание алюминия от 10 до 40 % об., получаемых статическим прессованием (СП) давлением 200 МПа. Применялись порошки алюминия марки ПА-4 с размером частиц до 200 мкм. Исходный порошок промывали в этаноле и сушили при комнатной температуре, после чего просеивали через сита с размером ячеек 200, 100 и 50 мкм (ГОСТ 51568–99). Спекание осуществляли в свободном состоянии при 380 °С с выдержкой 15 мин. на один миллиметр толщины образца. Теплопроводность измерялась по стандартной методике на установке КИТ-02Ц «Теплофон». Подготовка образцов в виде куба со сторонами 10 мм включала: устранение непараллельности и неперпендикулярности сопрягаемых поверхностей исследуемого образца, полировку поверхностей, соприкасающихся с измерителем, а также смазку их термопастой «Титан» для снижения теплового сопротивления на границе контакта прибора и образца. Полученные с измерителя данные обрабатывались компьютером и выводились на экран. Микроструктурные исследования осуществляли с помощью оптического микроскопа Olympus 61BX.

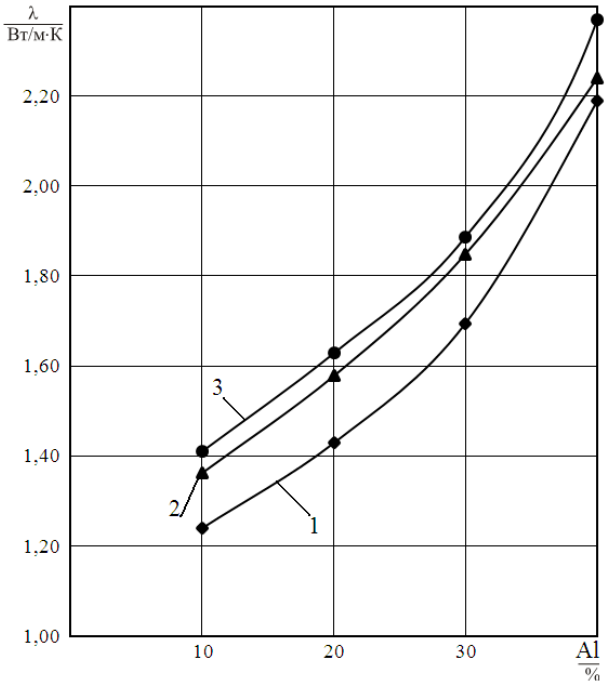


Рис. 1. Зависимость теплопроводности фторопластовых композитов от концентрации и дисперсности частиц алюминия:
1 – до 50 мкм; *2* – от 50 до 100 мкм; *3* – от 100 до 200 мкм

Установлено, что с увеличением концентрации алюминия с 10 до 40 % происходит повышение теплопроводности композитов с 1,24–1,41 до 2,19–2,37 Вт/(м·К) (рис. 1, кривые *1–3*), причем с увеличением размера частиц алюминия с 50 до 200 мкм теплопроводность увеличилась в 1,1–1,15 раз.

После спекания происходит снижение теплопроводности в 1,2–1,9 раз. При увеличении концентрации с 10 до 40 % алюминия теплопроводность повышается с 0,98–1,12 до 1,51–1,87 Вт/(м·К) (рис. 2, кривые *1–3*). При большем размере частиц так же сохраняется большая теплопроводность.

Увеличение теплопроводности с увеличением содержания алюминия связанно со смесевыми закономерностями, так как все больше включаются механизмы теплопередачи для металлов и, если при малом содержании металла (10–20 %) теплопередача осуществляется за счет колебаний решетки и макромолекул полимера, то при большем содержании металла (30–40 %) теплопередача осуществляется за счет движения электронов.

С увеличением размера частиц алюминия уменьшатся удельная поверхность границ полимер-металл (рис. 3), имеющих сильное тепловое сопротивление, а, следовательно, и увеличивается теплопроводность композита.

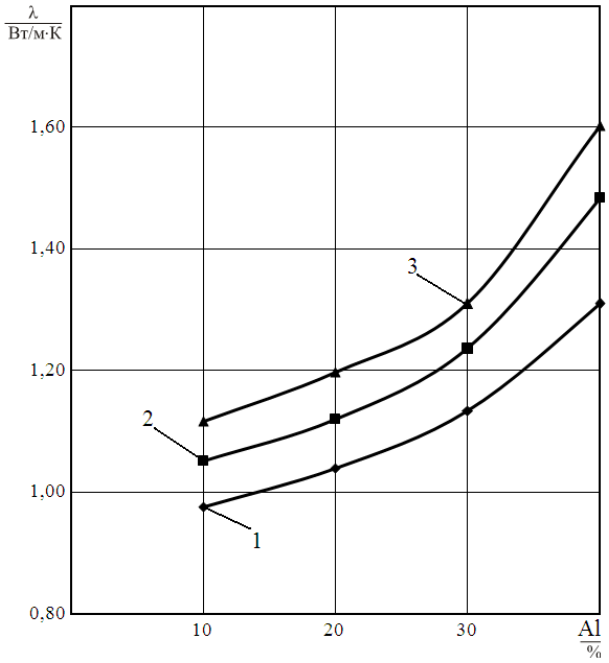
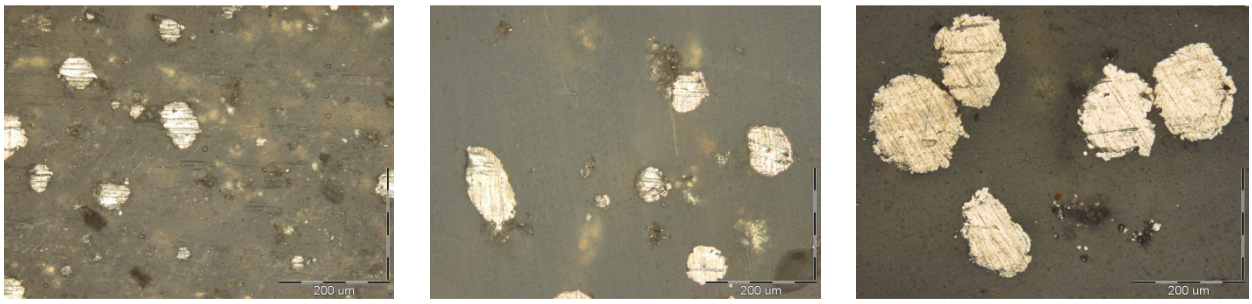


Рис. 2. Зависимость теплопроводности фторопластовых композитов после спекания от концентрации и дисперсности частиц алюминия после спекания:
1 – до 50 мкм; *2* – от 50 до 100 мкм; *3* – от 100 до 200 мкм

Снижение теплопроводности в алюминий-фторопластовых композитах после спекания,

связано с адгезионным и межчастичным взаимодействием, которое нарушается при спекании в свободном состоянии за счет частичного разрыва связей металл-полимер.



а *б* *в*

Рис. 3. Микроструктуры композитов Ф-4 + 10 % алюминия (х200) после спекания с размером порошинок: *а* – до 50 мкм; *б* – от 50 до 100 мкм; *в* – от 100 до 200 мкм

Таким образом, увеличение размера алюминиевых частиц приводит к повышению теплопроводности исследуемых композитов, что связано с уменьшением удельной поверхности, а, следовательно, и границ системы полимер-металл, имеющих сильное тепловое сопротивление. Увеличение концентрации алюминия повышает теплопроводность композитов. Зависимость теплопроводящих свойств от дисперсности сохраняется после спекания. Спекание ухудшает теплопроводящие свойства статически спрессованных фторопластоалюминиевых композитов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Пугачев, А. К.* Переработка фторопластов в изделия / А. К. Пугачев, О. А. Росляков. – Л. : Химия, 1987. – 65 с.

2. *Семенов, А. П.* Металлофторопластовые подшипники / А. П. Семенов, Ю. Э. Савинский. – М. : Машиностроение, 1976. – 192 с.

3. *Берман, Р. М.* Теплопроводность твердых тел / Р. М. Берман ; пер. с англ. Л. Г. Асламазова / под ред. В. З. Кресина. – М. : Мир. 1979. – 286 с.

4. Теплопроводность и диффузия : сб. науч. Трудов / Рижск. полит-й ин-т им. А. Я. Пельше. – Рига,1988. – 152 с.

ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

УДК 539.4.015

Е. П. Богданов[1], В. П. Багмутов[2]

РАЗВИТИЕ СТАТИСТИЧЕСКОГО ПОДХОДА К ОЦЕНКЕ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ

[1] Волгоградский государственный аграрный университет
[2] Волгоградский государственный технический университет
e-mail: bogdanov_ep@lst.ru, sopromat@vstu.ru

Рассматривается обобщение ранее предложенного статистического критерия прочности ориентированного разрушения, учитывающее не только случайный характер микронапряжений, но и неоднородность прочностных свойств локальных микрообъемов. На примере ниобия показано влияние параметров предельной кривой прочности для плоского напряженного состояния на долю поврежденных структурных элементов в момент разрушения.

Ключевые слова: нормальная микронеоднородная среда, микронапряжения, повреждения, статистический критерий прочности

E. P. Bogdanov[1], V. P. Bagmutov[2]

DEVELOPMENT OF STATISTICAL APPROACH TO EVALUATION OF DURABILITY AND PLASTICITY

[1] Volgograd state agricultural university,
[2] Volgograd state technical university
e-mail: bogdanov_ep@list.ru, sopromat@vstu.ru

The generalization of the previously proposed statistical criterion of oriented fracture, taking into account not only the casual nature of the micro stress, but also of the heterogeneity the strength properties of local micro volumes. On the example of niobium shows the effect of parameters limit strength curve for plane stress on the share of damaged structural elements in the moment of destruction.

Keywords: normal micro inhomogeneous continuum, micro tension, damage, statistical criterion strength.

В настоящее время признано, что корректно учесть деформационное поведение материала и процессы накопления повреждений возможно только при использовании моделей материала, учитывающих его микронеоднородное строение. Это позволяет рассматривать распространение пластических деформаций по элементам структуры сплава и возникновение микроразрушений, как многостадийные кинетические процессы, в которых большую роль играют процессы взаимодействия дефектов материала. В силу большого разнообразия свойств дефектов и сложности их взаимодействия в настоящее время целесообразно использовать статистический подход, рассматривающий законы распределения прочностных свойств элементов или микронапряжений, ответственных за наступление предельного состояния. Имеется два направления развития этого подхода, а именно концепция слабейшего звена и концепция пучка. В первом случае рассматривают различные законы распределения прочности или трещинообразных дефектов, полагая, что развитие разрушения в одном месте приводит катастрофическому разрушению всей конструкции. Такой подход позволил описать масштабный эффект, наблюдаемый в эксперименте (Вейбулл, Я. И. Френкеля, Б. Б. Чечулина, В. В. Болотина, П. М. Витвицкий, О. Н. Романив, J. G. Fisher, J. M. Hollomon).

© Богданов Е. П., Багмутов В. П., 2016

Однако наибольшее распространение получил второй подход, использующий концепцию пучка, когда наступление предельного состояния связывается с появлением некоторой критической долей объемов, пластически деформирующихся или разрушающихся. Основоположником этого направления был Н. Н. Афанасьев, который произвел обобщение стержневой модели Майзинга для описания закона распределения пределов текучести микрообъемов. Им рассматривался и альтернативный подход, когда прочностные свойства микрообъемов полагались постоянными при наличии неоднородного поля напряжений по структуре сплава. Именно этот подход позволил связать особенности кривой деформирования при растяжении и масштабный эффект с характеристиками неоднородности материала, в качестве которых полагалось использовать гипотетические параметры статистического распределения микронапряжений.

Развитие статистического подхода на общий случай напряженного состояния проведено в работах С. Д. Волкова при рассмотрении нормальной микронеоднородной среды, то есть среды, в которой микронапряжения ξ_{ij} распределены по нормальному закону и полностью определяются математическим ожиданием $\langle \xi_{ij} \rangle$ и средним квадратическим отклонением $S(\xi_{ij})$. Предполагалось, что дисперсия микронапряжений прямо пропорциональна потенциальной энергии деформаций, а критическая вероятность не зависит от вида напряженного состояния. Большим числом экспериментальных исследований по изучению распределения локальных деформаций на базах измерения значительно меньших размера зерна показано, что статистические закономерности распределения локальных деформаций хорошо описываются нормальным законом распределения, поэтому гипотеза о «нормальности» микронеоднородной среды можно принять и использовать. Однако гипотеза о том, что дисперсия микронапряжений прямо пропорциональна потенциальной энергии деформаций не подтвердилась при моделировании процесса деформирования поликристалла с учетом локальной анизотропии упругих свойств, в том числе с использованием МКЭ [1, 2].

В работах авторов [1–3] произведено развитие подхода С. Д. Волкова с использованием результатов моделирования процессов деформирования поликристалла. Разработаны два критерия текучести и два критерия разрушения с использованием локальных критериев прочности, учитывающих особенности прочностной и пластической анизотропии кристаллитов-зерен. Предполагалось, что локальная прочность ς постоянна.

В данной работе представлено развитие статистического критерия ориентированного разрушения за счет учета не только случайного характера распределения микронапряжений, но и микронеоднородности прочностных свойств локальных микрообъемов.

Будем полагать, что локальная прочность ς, как и микронапряжения является случайной величиной со средним значением $\langle \varsigma \rangle$ и дисперсией $D(\varsigma)$ (рис. 1). При формулировании критерия ориентированного разрушения полагается, что локальным критерием разрушения является $\xi_{11} \geq \varsigma$, где ось x_1 коллинеарна главному макроскопическому напряжению σ_1. То есть принимается, что трещины зарождаются на площадках ориентированных перпендикулярно σ_1 и ответственными за разрушения являются нормальные микронапряжения ξ_{11}. Рассмотрим в каждой точке тела разность случайных величин $\xi_{11} - \varsigma = \theta$. Под точкой здесь понимается микрообъем материала близкий по величине к активационному объему, величина которого зависит от действующего процесса повреждения и скорости деформирования [4]. Повреждения будут возникать, если $\theta \geq 0$. Полагая, что локальная прочность и микронапряжения, ответственные за разрушения, являются независимыми случайными величинами, получим, что математическое ожидание $\langle \theta \rangle = \langle \xi_{11} \rangle - \langle \varsigma \rangle$, дисперсия $D(\theta) = D(\varsigma) + D(\xi_{11})$. Примем, что распределение случайной величины θ, также описывается нормальным законом, что справедливо, если плотность распределения локальной прочности $f(\varsigma)$ описывается симметричным относительно $\langle \varsigma \rangle$ распределением. Тогда критическую вероятность, соответствующую предельному состоянию можно определить

$$P(\theta \geq 0) = \int_0^\infty f(\theta) d\theta = \frac{1}{2} - \int_0^Z f(t) dt \,. \qquad (1)$$

где $t = \dfrac{\theta - \langle \theta \rangle}{\sqrt{D(\theta)}}$ нормированная переменная, а Z квантиль, определяющая предельную вероятность:

$$Z = \frac{0 - < \theta >}{\sqrt{D(\theta)}} \qquad (2)$$

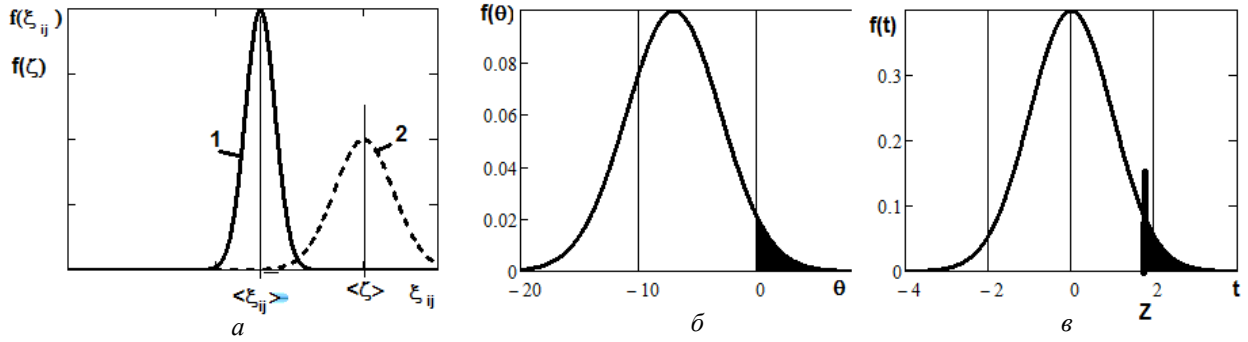


Рис. 1. Функции плотности:
а – микронапряжений (кривая *1*), локальной прочности (кривая *2*); *б* – случайной величины θ: *в* – нормированной переменной *t*

Заштрихованная зона соответствует вероятности $P(\theta \geq 0)$. Полагается, что критическая вероятность в момент разрушения является структурно-чувствительной характеристикой материала, не зависящей от вида напряженного состояния, при котором происходит разрушение. Сформулируем статистический критерий ориентированного разрушения, справедливый для поликристаллов с малой прочностной анизотропией, у которых зерна-кристаллиты не имеют площадок спайности или имеют большое число таких семейств. В этом случае, как установлено в работах [1–3], $<\xi_{11}>=\sigma_1$, а дисперсия микронапряжений зависит от вида напряженного состояния:

$$D(\xi_{11}) = D\left(\overline{\xi}_{11}^{(1)}\right)\sigma_1^2 + D\left(\overline{\xi}_{11}^{(2)}\right)(\sigma_2^2+\sigma_3^2) + 2cov_{12}\left(\overline{\xi}_{11}\right)(\sigma_1\sigma_2+\sigma_1\sigma_3) + 2cov_{23}(\overline{\xi}_{11})\sigma_2\sigma_3, \quad (3)$$

где $D\left(\overline{\xi}_{11}^{(k)}\right)$ дисперсии, а $cov_{km}\left(\overline{\xi}_{11}\right)$ ковариации микронапряжений, возникающих от действия единичных главных макронапряжений σ_k, где верхний индекс соответствует номеру главного макронапряжения $(k \neq m = 1, 2, 3)$. Причем для квазиизотропного тела $D\left(\overline{\xi}_{11}^{(1)}\right) > D\left(\overline{\xi}_{11}^{(2)}\right) = D\left(\overline{\xi}_{11}^{(3)}\right)$, $cov_{12}\left(\overline{\xi}_{11}\right) = cov_{13}\left(\overline{\xi}_{11}\right) \neq cov_{23}\left(\overline{\xi}_{11}\right)$. Тогда выражение (2), при принятии гипотезы $P_c(\theta \geq 0) = \text{const}$, превращается в обобщенный критерий прочности

$$Z_k = \frac{\langle\varsigma\rangle - \sigma_1}{\sqrt{D(\varsigma) + D(\xi_{11})}} = \text{const}. \quad (4)$$

Используя результаты трех видов испытаний: растяжение σ_p, сжатие σ_c и кручение σ_t, можно выразить три стуктурно-чувствительные константы критерия

$$\langle\varsigma\rangle = \frac{D_3(\chi^2-\varphi^2+1) - 2\chi^2\cdot \text{cov}_{13}}{2[D_1\chi^2(1-\varphi) + D_3(\chi^2+\varphi(1-\varphi)) - 2\,\text{cov}_{13}\,\chi^2]}\cdot\sigma_p \quad (5)$$

$$D(\varsigma) = \sigma_p^2\,\frac{D_3^2(\chi-\varphi+1)^2(\chi+\varphi-1)^2 + 4\chi^4\,\text{cov}_{13}^2 - 4\chi^2 D_3\,\text{cov}_{13}[\chi-\varphi+1)(\chi+\varphi-1)] - 4\chi^2 D_1 D_3(\varphi-1)^2}{4\chi^2\{D_3(1-\varphi)(\chi^2-\varphi^2+\varphi) + 2\chi^2\,\text{cov}_{13}(\varphi-1) + \chi^2 D_1(\varphi-1)^2\}} \quad (5а)$$

$$Z_k = \frac{1}{\sqrt{D_1 + D_3\left(\dfrac{\chi^2-\varphi^2+\varphi}{\chi^2(\varphi-1)}\right) - \dfrac{2\,\text{cov}_{13}}{\varphi-1}}}. \quad (5б)$$

Здесь использованы относительные величины: $\chi = \sigma_p/\sigma_c$, $\varphi = \sigma_p/\sigma_t$, а для краткости введены обозначения: $D_1 = D\left(\overline{\xi}_{11}^{(1)}\right)$; $D_3 = D\left(\overline{\xi}_{11}^{(3)}\right)$; $\text{cov}_{13} = cov_{13}\left(\overline{\xi}_{11}\right)$. Окончательно критерий ориентированного разрушения, учитывающий вариацию локальной прочности, примет вид

$$\frac{A\sigma_1 - Z_k\sqrt{(A^2 - BZ_k^2)(D_1\sigma_1^2 + D_3(\sigma_2^2+\sigma_3^2) + 2cov_{13}(\sigma_1\sigma_2+\sigma_1\sigma_3) + 2cov_{23}\cdot\sigma_2\sigma_3) + B\sigma_1^2}}{B\cdot Z_k^2 - A^2} = \sigma_p. \quad (6)$$

Здесь $A = \langle\varsigma\rangle/\sigma_p$; $B = D(\varsigma)/\sigma_p^2$; $\mathrm{cov}_{23} = cov_{23}\left(\overline{\xi}_{11}\right)$. Дисперсии и ковариации микронапряжений, входящие в критерий прочности, определены для различных материалов с кубической и гексагональной кристаллической решеткой в работах [1–3]. Если предположить, что дисперсия локальной прочности отсутствует, то B=0 и критерий соответствует предложенному ранее критерию ориентированного разрушения [2].

Представляет интерес использование структурно-чувствительных констант (5) критерия для оценки степени неоднородности материала и его предельной поврежденности в момент разрушения по результатам трех видов статических испытаний на растяжение σ_p, сжатие σ_c и кручение σ_t.

Для примера рассмотрен ниобий, являющийся основой большого числа сплавов, использующихся в ответственных конструкциях, для которого в работе [2] получено D_1 = 0,01044, $D_3 = 0,00642$, $\mathrm{cov}_{13} = -0,00549$. На рис. 2 показано изменение вероятности повреждения при разрушении $P_c(\theta \geq 0)$, вычисленной по формуле (1) с учетом (5в), которая может характеризовать долю разрушенных микрообъемов, от соотношения прочности на растяжение и сжатие $\chi = \sigma_p/\sigma_c$ для различных значений $\varphi = \sigma_p/\sigma_t$: 1) $\varphi = 1,05$; 2) $\varphi = 1.1$; 3) $\varphi = 1,2$; 4) $\varphi = 1,3$. Видно, что с увеличением φ, что эквивалентно расширению предельного контура разрушения для плоского напряженного состояния во второй и четвертой четвертях, доля поврежденных микрообъемов в момент разрушения увеличивается.

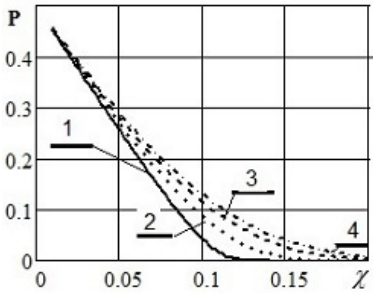


Рис. 2. Изменение критической вероятности повреждения $P_c(\theta \geq 0)$ при различных $\varphi = \sigma_p/\sigma_t$: $1 - \varphi = 1,05$; $2 - \varphi = 1.1$; $3 - \varphi = 1,2$; $4 - \varphi = 1,3$

На рис. 3 для случая $\varphi = 1,1$ показано изменение средней локальной прочности $\langle\varsigma\rangle/\sigma_p$, среднего квадратического отклонения локальной прочности $\sqrt{D(\varsigma)}/\sigma_p$ и критической вероятности разрушения $P_c(\theta \geq 0)$ в зависимости от χ.

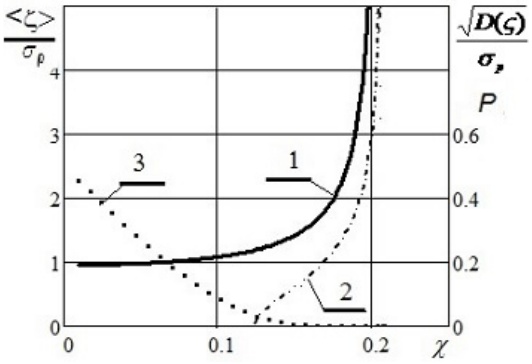


Рис. 3. Зависимость $\langle\varsigma\rangle/\sigma_p$ (кривая *1*), $\sqrt{D(\varsigma)}/\sigma_p$ (кривая *2*) и критической вероятности повреждения $P_c(\theta \geq 0)$ (кривая *3*) от $\chi = \sigma_p/\sigma_c$ при $\varphi = 1.1$

Видно, что при фиксированном φ с увеличением отношения пределов прочности на растяжение и сжатие средняя локальная прочность микрообъемов (кривая *1*) увеличивается и может значительно превосходить макроскопическую прочность материала σ_p. Это можно объяснить тем, что при этом происходит увеличение дисперсии прочностных свойств (кривая *2*). Все это приводит к тому, что критическая вероятность повреждения, характеризующая долю поврежденных микрообъемов в момент разрушения, уменьшается с увеличением χ при условии постоянства φ.

Выводы

1. Предложен статистический критерий ориентированного разрушения, учитывающий не только случайный характер микронапряжений, но и неоднородность прочностных свойств микрообъемов.

2. На примере одного из современных конструкционных материалов показано, что критическая вероятность повреждения, характеризующая долю поврежденных объемов в момент разрушения, может оцениваться с использованием характеристик прочности, полученными при трех видах напряженного состояния. Показано, что с помощью этих данных можно проводить статистическую оценку локальной прочности микрообъемов, а именно: средней величины и дисперсии.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Богданов, Е. П.* Статистические критерии текучести для различных механизмов сдвигообразования / Е. П. Богданов, В. В. Косарчук, С. А. Котречко // Проблемы прочности. – 1990. – № 3. – С. 46–52.

2. *Багмутов, В. П.* Микронеоднородное деформирование и статистические критерии прочности и пластичности : монография / В. П. Багмутов, Е. П. Богданов ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2003. – 358 с.

3. *Bagmutov ,V. P.* Statistical strength criterion for materials with hexagonalclose-packed crystal lattice / V. P. Bagmutov, E.P. Bogdanov, I. A. Shkoda I. A. // Mechanika. – 2014. – Volume 20(3). – P. 259–265.

4. *Головин, Ю. И.* Микро и наноконтактное взаимодействие твердых тел / Ю. И. Головин, А. И. Тюрин // Природа. – 2003. – № 4. – С. 60–68.

УДК 621.891

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

АНАЛИЗ ПАРАМЕТРОВ КОНТАКТА ПРИ ВНЕДРЕНИИ ИНДЕНТОРОВ РАЗЛИЧНОЙ ФОРМЫ В ПЛОСКОЕ КОНТРТЕЛО*

Волгоградский государственный технический университет

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

В работе проведен анализ параметров контакта при внедрении инденторов различной формы в плоское контртело. В качестве инденторов были исследованы сфера, цилиндр и конус. Проведенный анализ показал значительную разницу между параметрами контакта при использовании инденторов различной формы. Таким образом, при моделировании микровыступов шероховатых поверхностей следует использовать индентор с наиболее подходящей к условиям контакта формой.

Ключевые слова: индентор, внедрение, сближение, фактическая площадь контакта, сфера, цилиндр, конус.

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

ANALYSIS OF THE CONTACT PARAMETERS AT INDENTATION OF SOLIDS OF VARIOUS SHAPES INTO FLAT COUNTERFACE

Volgograd State Technical University

The paper analyzes the exposure parameters when introducing indentors of various shapes into a flat counterface. Sphere, cone and cylinder were used as indenter. The analysis showed a significant difference between the exposure settings when using indentors of various shapes. Thus, the indenter of the form which is most suitable to the contact conditions should be used in the simulation microasperities of rough surfaces.

Keywords: indenter, indentation, convergence, the actual contact area, sphere, cylinder, cone.

Как известно, микровыступы шероховатых поверхностей могут моделироваться телами различной формы, например, сферами, цилиндрами конусами, пирамидой и т. д. Наибольшее распространение в настоящее время получило моделирование микровыступов сферами [1]. Однако в некоторых случаях наибольшего соответствия реальным значениям помогает достичь использование тел другой формы. Так, при торцевом точении и фрезеровании поверхностей деталей наиболее близкой к реальной может оказаться цилиндрическая форма.

Очевидно, что зависимости для определения параметров внедрения инденторов различной формы в контртело имеют существенные отличия как в общем виде, так и в числовых значениях. В связи с этим, на основе зависимостей, приведенных в работах [2, 3, 4], авторами был проведен анализ параметров внедрения инденторов различной формы в контртело.

Для сравнения использовались сферические, цилиндрические и конические стальные инденторы, параметры которых приведены ниже. Пластическая твердость [5, 6] плоского контртела во всех исследуемых случаях составила НД 2000 МПа (HV=1723 МПа).

Сферический индентор: пластическая твердость $НД_ш$ 4000 МПа, радиус R=5 мм.

Цилиндрический индентор: пластическая твердость $НД_ш$ 4000 МПа, радиус $R_{рол}$=5 мм, длина L=5 мм.

Конический индентор: пластическая твердость $НД_ш$ 4000 МПа, угол при вершине индентора 2φ=136°.

© Матлин М. М., Мозгунова А. И., Казанкина Е. Н., Казанкин В. А., 2016.

* Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ № 14-08-00131, 16-38-00350 и Минобрнауки России в рамках госзадания № 2014/16 (проект № 2986).

В работе [2] приведены зависимости для определения упругого $\alpha_у$ и остаточного h сближения, а также для фактической площади контакта A_r сферического индентора с плоским контртелом:

$$\alpha_у = \sqrt[3]{\frac{9\pi^2 \cdot F^2 \left(k_1 + k_2\right)^2}{16R\left[1 + \frac{2h}{\alpha_у}\right]}}, \qquad (1)$$

где F – нагрузка, сжимающая детали; R – радиус сферической детали; k_1 и k_2 – коэффициенты, зависящие от упругих свойств материала поверхностей:

$$k_1 = \frac{1-\mu_1^2}{\pi E_1}, \quad k_2 = \frac{1-\mu_2^2}{\pi E_2}, \qquad (2)$$

где μ_1 и μ_2 – коэффициенты Пуассона материалов деталей; E_1 и E_2 – модули упругости материалов деталей.

$$h = \frac{F}{2\pi \cdot \text{НД} \cdot R}, \qquad (3)$$

где НД – пластическая твердость материала контртела.

$$A_r = 2\pi R(h + 0{,}5\alpha_у). \qquad (4)$$

В работах [3, 4] приведены зависимости для определения упругого $\alpha_у$ и остаточного h сближения, а также для фактической площади контакта A_r цилиндрического индентора с плоским контртелом:

$$\alpha_у = 4q\left(k_1 + k_2\right), \qquad (5)$$

где дополнительно q – нагрузка на единицу длины линии контакта (удельная нагрузка);

$$h = 0{,}2R_{рол}\left(\frac{q}{\text{НД} \cdot R_{рол}}\right)^{1,52}, \qquad (6)$$

где $R_{рол}$ – радиус цилиндрического индентора;

$$A_r = 2\sqrt{2R(h + 0{,}5\alpha_y)} \cdot L, \qquad (7)$$

где L – длина цилиндрического индентора.

В работе [4] приведены зависимости для определения упругого $\alpha_у$ и остаточного h сближения, а также для фактической площади контакта A_r конического индентора с плоским контртелом:

$$\alpha_y = \sqrt{\frac{F(k_1 + k_2)}{2\text{tg}\varphi_{пр}}}, \qquad (8)$$

где $\text{tg}\varphi_{пр} = \frac{K_\varphi}{2(k_1 + k_2)HV}$; K_φ – эмпирический коэффициент, вычисляемый для рассматриваемого конуса как $K_\varphi = 0{,}023(2\varphi) + 0{,}83$; ; HV – твердость по Виккерсу материала контртела;

$$h = \frac{12}{\text{HV} + 1000} \cdot \sqrt{F}, \qquad (9)$$

$$A_r = \frac{F}{\text{HV}} K_\varphi. \qquad (10)$$

Используя приведенные зависимости рассчитывали фактическую площадь контакта для каждого индентора и, варьируя значения нагрузки, вдавливающей индентор в контртело, добивались равенства фактических площадей контакта для инденторов различной формы. Полученные параметры контакта приведены в табл. 1.

Таблица 1

Параметры контакта при внедрении инденторов различной формы в контртело в условиях равенства фактической площади контакта

Форма	Действующая нагрузка на индентор F, Н	Упругое сближение α_y, мм	Остаточное сближение h, мм	Полное сближение α, мм	Фактическая площадь контакта A_r, мм^2
Сфера	8000	0,043	0,127	0,171	4,68
Цилиндр	4630	0,021	0,077	0,098	4,68
Конус	8600	0,011	0,409	0,420	4,68

Как видно из табл. 1, при равной фактической площади контакта инденторов различной формы с контртелом параметры контакта значительно отличаются. Так, величина полного сближения при использовании конического индентора более чем в 4 раза превышает величину полного сближения при использовании цилиндрического индентора. При использовании сферического индентора величина полного сближения в 1,86 раза превышает величину сближения при использовании цилиндрического индентора.

Характер изменения остаточного сближения h в целом совпадает с характером изменения полного сближения при исследованных условиях. Что касается упругого сближения, то для цилиндрического и конического инденторов оно отличается в 2 раза, а при использовании сфери-

ческого индентора величина упругого сближения в 4 раза больше, чем у конического.

В рассмотренном случае нагрузка на индентор для сферического и конического инденторов отличается на 7 %. Нагрузка, действующая на цилиндрический индентор более чем в 1,5 раза меньше нагрузки, действующей на сферический или конический индентор.

В табл. 2 приведены параметры контакта при внедрении рассмотренных инденторов, полученные для условия равенства полного сближения в контакте.

Таблица 2

Параметры контакта при внедрении инденторов различной формы в контртело в условиях равенства полного сближения в контакте

Форма	Действующая нагрузка на индентор F, Н	Упругое сближение α_y, мм	Остаточное сближение h, мм	Полное сближение α, мм	Фактическая площадь контакта A_r, мм^2
Сфера	8000	0,043	0,127	0,171	4,68
Цилиндр	6860	0,031	0,140	0,171	6,23
Конус	1420	0,005	0,166	0,171	0,73

Из табл. 2 видно, что для достижения одинаковых значений полного сближения в контакте инденторов различной формы с контртелом необходимо приложить различную нагрузку. Так для сферического и конического инденторов нагрузка отличается более чем в 4 раза. При этом разница между нагрузками, приложенными к сферическому и цилиндрическому инденторам, намного меньше и составляет около 17 % для исследованных условий. Отметим, что для упругого сближения наблюдается тот же характер изменения в зависимости от формы индентора.

Фактическая площадь контакта принимает наибольшее значение при использовании цилиндрического индентора и наименьшее значение при использовании конического индентора; при этом значения фактических площадей контакта в рассмотренных случаях отличаются более чем в 8 раз.

Таким образом, форма индентора существенно влияет на параметры контакта. В связи с этим при моделировании микровыступов шероховатых поверхностей для получения значений, близких к реальным, следует учитывать условия контакта и выбирать форму индентора, соответствующую этим условиям.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Демкин, Н. Б.* Некоторые результаты моделирования контакта шероховатых поверхностей / Н. Б. Демкин, В. В. Измайлов // Механика и физика процессов на поверхности в контакте твердых тел, деталей технологического и энергетического оборудования : межвуз. сб. науч. тр. – Тверь : ТГТУ. – 2009. – Вып. 2. – С. 29–35.

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

3. *Матлин, М. М.* Закономерности упругопластического контакта в задачах поверхностного пластического упрочнения : монография / М. М. Матлин, С. Л. Лебский, А. И. Мозгунова ; ВолгГТУ. – Москва : ООО «Машиностроение-1», 2007. – 217 с.

4. Жесткость упругопластического контакта деталей машин : монография / М. М. Матлин, А. И. Мозгунова, Е. Н. Казанкина, В. А. Казанкин. – Москва : Машиностроение, 2015. – 217 с.

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

6. *Дрозд, М. С.* Определение механических свойств металла без разрушения / М. С. Дрозд. – М. : Металлургия, 1965. – 171 с.

УДК 621.778.011:519.876.5

Л. М. Гуревич, В. Ф. Даненко, В. М. Волчков, С. А. Булаева

ОСЕСИММЕТРИЧНОЕ И ОБЪЕМНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВОЛОЧЕНИЯ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПРОВОЛОКИ*

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

Проведено сравнение результатов осесимметричного и объемного моделирования пластического деформирования биметаллической проволоки сталь 45+12Х18Н10Т при волочении с применением программного комплекса *SIMULIA/Abaqus*.

Ключевые слова: сталь 45, сталь 12Х18Н10Т, биметаллическая проволока, волочение, деформация, моделирование, метод конечных элементов.

© Гуревич Л. М., Даненко В. Ф., Волчков В. М., Булаева С. А., 2016.

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №14-19-00418).

L. M. Gurevich, V. F. Danenko, V. M. Volchkov, S. A. Bulaeva

ON PECULIARITIES OF THE SIMULATION OF A CIRCULAR PLASTIC COMPRESSION OF SPIRAL ROPE

Volgograd State Technical University

The results of axisymmetric and three-dimensional simulation of the behavior of plastic deformation in a bimetal wire steel 45-steel 12Cr18Ni10Ti drawing with application software system SIMULIA / Abaqus were compare.

Keywords: steel 45-steel, steel 12Cr18Ni10Ti, bimetal wire, drawing, deformation, modeling, finite element method.

Теоретические и экспериментальные исследования процессов деформирования при волочении моно- и биметаллической проволоки ведутся с середины XX века [1, 2]. Один из наиболее известных теоретиков и практиков волочения И. Л. Перлин отмечал [1], что, несмотря на кажущуюся простоту, многие элементы процесса волочения изучены недостаточно. В последние два десятилетия в связи ростом быстродействия компьютерной техники стали использовать универсальные и специализированные программные пакеты конечно-элементного анализа, позволяющие, наряду с другими возможностями, моделировать процессы деформирования изотропных и композиционных материалов [3].

Успешная верификация упругопластической модели с повышающимися пределами текучести $\sigma_{0,2i}$ при росте пластической деформации слоев и алгоритмов расчетов, положенных в основу программного комплекса *SIMULIA/Abaqus* [4, 5], позволяет использовать их для моделирования процесса волочения биметаллической проволоки с сердечником из углеродистой стали и оболочкой из аустенитной стали 12Х18Н10Т. Разработчики пакета *SIMULIA/Abaqus* в технической документации приводят примеры только осесимметричного моделирования процесса экструдирования монометалла (близкого к процессу волочения), позволяющего сократить объем и время расчетов, данные о возможных расхождениях результатов с данными 3D-моделирования отсутствуют.

Целью настоящей работы являлось сравнение результатов осесимметричного и 3D-моделирования волочения биметаллической проволоки сталь 45+12Х18Н10Т с использованием пакета программ *SIMULIA/Abaqus*.

В осесимметричной и 3D-моделях одного перехода волочения (рис. 1) с неизменным идеализированным очагом деформации использовались следующие условия: волоки принимались дискретно жесткими с фиксированным положением оси; угол рабочего конуса волок α составлял 4 и 8°; коэффициент трения между поверхностями волоки и проволоки в соответствии с [6] принимался f = 0,06. Начальный диаметр проволоки составлял d_0 = 14 мм, конечный – $d_К$ = 13,2 мм с долей плакирования 49 %. Перемещение проволоки производилось с постоянной скоростью переднего торца $V_{вол}$ = 1,0 м/с. Размер стороны ячейки сетки в плоскости, нормальной к оси, выбирался равным 0,15 мм (из-за малости толщины оболочки) и 0,1 мм – в осевом направлении, что обеспечивало достаточную точность оценки распределения напряжений в радиальной плоскости деформационной зоны волоки. В связи со значительным различием количества обсчитываемых ячеек и, следовательно, затрачиваемым машинным временем, величины заданного временного инкремента при выбранных вариантах моделей различались в 10 раз (при 3D-моделировании заданный временной инкремент составлял $2 \cdot 10^{-6}$, а для осесимметричной модели – $2 \cdot 10^{-7}$ с). Однако и в этом случае время расчета при 3D-моделировании было примерно на порядок выше.

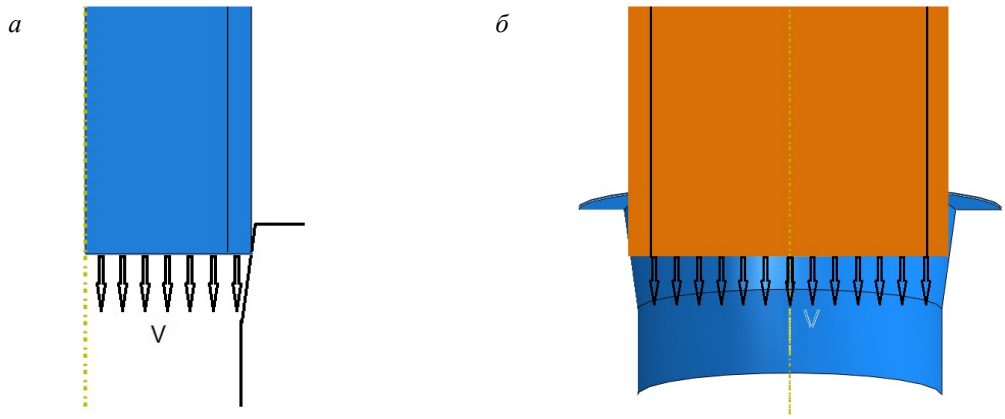


Рис. 1. Осесимметричная и трехмерная схемы моделирования волочения

Расчет проводился с использованием модели Мизеса. При моделировании волочения с использованием пакета программ *SIMULIA/Abaqus* для описания реологии материалов слоев проволоки при деформировании использовалась упругопластическая модель с изменением пределов текучести $\sigma_{0,2}$ в зависимости от степени деформации. Для расчета упрочнения материалов в результате пластического деформирования использовали модель Джонсона–Кука [7], согласно которой предел текучести можно определить по формуле

$$\sigma_Y = \left(A + B\varepsilon_p^n\right)\left(1 + C\ln\frac{\dot{\varepsilon}_p^n}{\dot{\varepsilon}_0}\right)\left[1 - \left(\frac{\mathrm{T} - \mathrm{T}_r}{\mathrm{T}_m - \mathrm{T}_r}\right)^m\right],$$

где ε_p – эффективная пластическая деформация; T_m – температура плавления; T_r – комнатная температура; A – предел текучести неупрочненного материала, B – коэффициент упрочнения при деформировании, C – коэффициент зависимости упрочнения от скорости деформирования, n, m, ε_0 – параметры модели; $\dot{\varepsilon}_0$ и $\dot{\varepsilon}_p$ – первые производные по времени величин ε_0 и ε_p. Использовались приводимые в литературе значения коэффициентов модели Джонсона–Кука для зарубежных аналогов сталей – AISI 1045 и AISI 316 [8, 9].

В процессе моделирования определялось распределение по длине деформационной зоны следующих показателей: S – эквивалентных напряжений по Мизесу; σ_l и σ_r – продольных и радиальных напряжений, соответственно; PE_l и PE_r – продольных и радиальных пластических деформаций, соответственно.

Сравнение визуализации распределения напряжений по Мизесу, продольных и радиальных напряжений, полученных при осесимметричном и 3D-моделировании волочения биметаллической проволоки, показало близость профилей распределения и незначительные расхождения напряжений по величине (рис. 2).

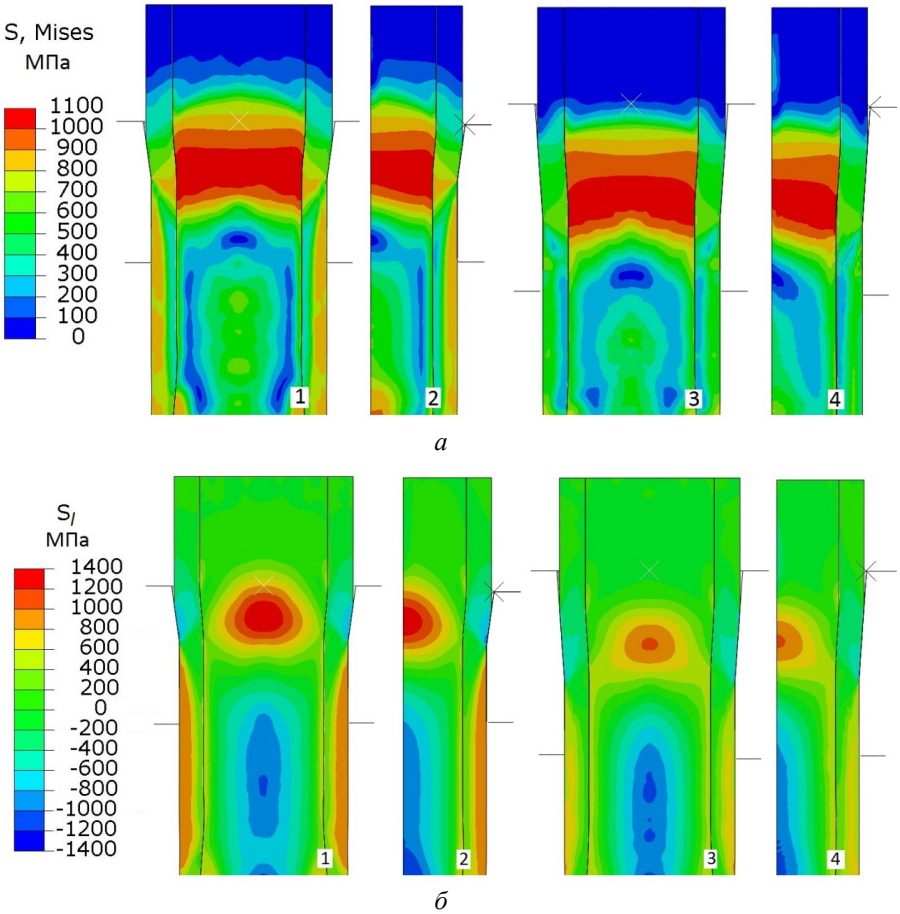
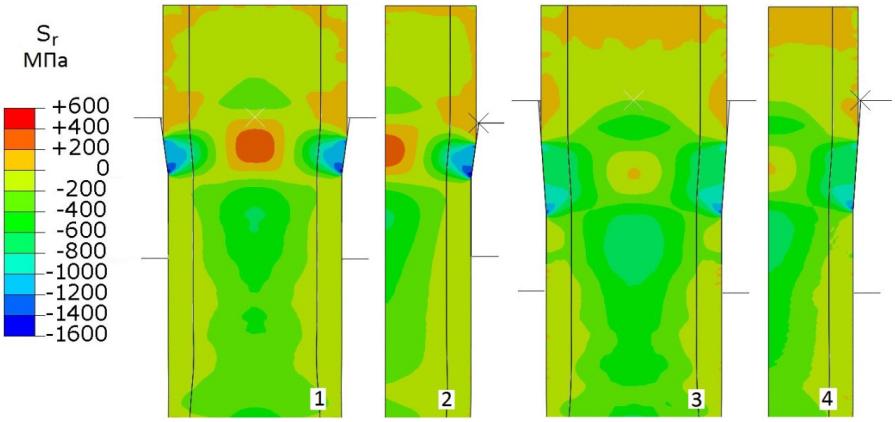


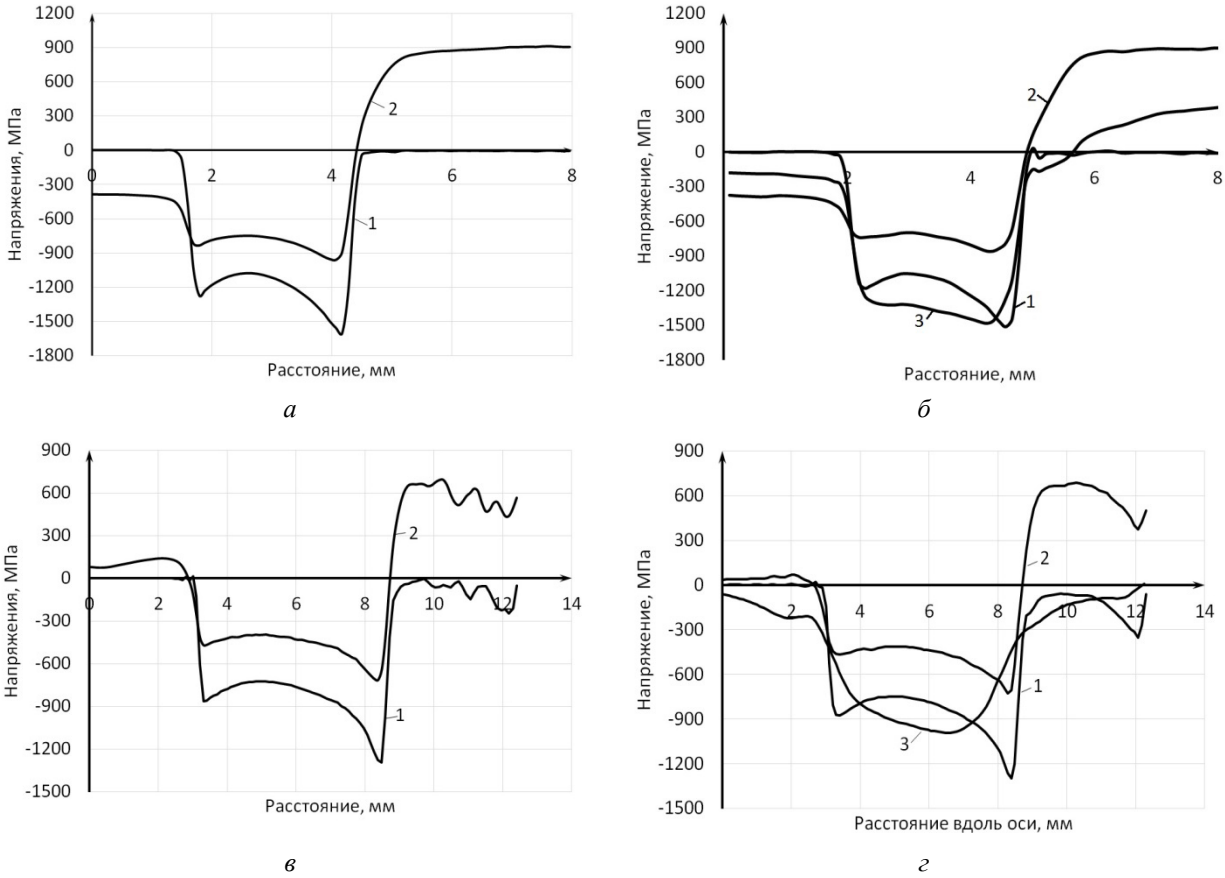
Рис. 2. Распределение напряжений в слоях биметаллической проволоки сталь 45+ 12Х18Н10Т при установившемся процессе волочения (продолжение см. на с. 51):
а – напряжения по Мизесу; *б* – продольные напряжения, *в* – радиальные напряжения; *1* и *3* – 3D-моделирование; *2* и *4* – осесимметричное моделирование; *1* и *2* – $\alpha = 8°$; *3* и *4* – $\alpha = 4°$



в

Рис. 2. Окончание

Проведенное сравнение распределения расчетных значений радиальных S_r и продольных S_l напряжений в периферийных слоях по длине деформационной зоны при установившемся процессе волочения биметаллической проволоки (рис. 3) подтвердило близость характера распределения напряжений и значений максимальных напряжений, полученных при 2D- и 3D-моделировании.



а *б* *в* *г*

Рис. 3. Распределение расчетных радиальных S_r (*1*), продольных S_l (*2*) и окружных напряжений S_θ (*3*) на поверхности биметаллической проволоки по длине деформационной зоны при установившемся процессе волочения:
а и *в* – 2D-моделирование, *б* и *г* – 3D-моделирование; *а* и *б* – $\alpha = 8°$; *в* и *г* – $\alpha = 4°$

Из результатов моделирования следует, что для наружных слоев проволоки перед входом в волоку существует область неконтактной деформации, в которой при угле конуса $\alpha = 8^o$

формируются продольные напряжения сжатия (кривая *2* на рис. 3, *а* и *б*). С уменьшением значения угла до 4° продольные напряжения изменяют знак (кривая *2* на рис. 3, *в* и *г*). Наличие области неконтактной деформации наружных слоев металла до плоскости входа в волоку подтверждается экспериментально [10]. Напряженное состояние наружных слоев проволоки в деформационной зоне волоки характеризуется всесторонним сжатием. При этом расхождение значений радиальных и окружных напряжений по величине (кривые *1* и *3* на рис. 3, *б* и *г*) может составлять 25 %.

Выводы

Выявлены близость профилей распределения и значений главных нормальных напряжений в наружных слоях по длине деформационной зоны при осесимметричном и трехмерном моделировании процессов волочения биметаллической проволоки сталь 45+12Х18Н10Т при различных углах конусности волоки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Перлин, И. Л.* Теория волочения / И. Л. Перлин, М. З. Ерманок. – М. : Металлургия, 1971. – 448 с.

2. *Голованенко, С. А.* Производство биметаллов / С. А. Голованенко, Л. В. Меандров. – Л. : Металлургия, 1966. – 404 с.

3. *Kobayashi, S.* Metal Forming and the Finite Element Method / S. Kobayashi, S. I. Oh, and T. Altan. – Oxford University Press, 1989. – 402 p.

4. *Гуревич, Л. М.* Моделирование процессов деформирования слоистых титано-алюминиевых композитов в процессе изгиба / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. М. Волчков, О. С. Киселев, В. Ф. Даненко, С. П. Писарев // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 9 (96) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 6). – С. 11–15.

5. *Гуревич, Л. М.* Исследование неравномерности деформации при прокатке биметалла титан-алюминий / Л. М. Гуревич, В. М. Волчков, Ю. П. Трыков, О. С. Киселев, А. И. Богданов // Производство проката. – 2013. – № 8. – С. 24–28.

6. *Третьяков, А. В.* Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением / А. В. Третьяков, В. И. Зюзин. – М.: Металлургия, 1973. – 224 с.

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

8. The influence of Johnson–Cook material constants on finite element simulation of machining of AISI 316L steel / D. Umbrelloa, R. M'Saoubib, J.C. Outeiroc // International Journal of Machine Tools & Manufacture, 47 (2007). Pp. 462–470.

9. *Borkovec, J.*: Computer simulation of material separation process. Ph.D. thesis, Brno: Brno University of Technology, Institute of solid mechanics, mechatronics and Biomechanics, 2008.

10. *Бояршинов, М. И.* Исследование формоизменения при обычном волочении, протяжке и прокатке в многовалковых калибрах / М. И. Бояршинов, М. Г. Поляков, Ю. И. Коковихин, Б. А. Никифоров, Г. С. Гун / / Сб. тр. «Стальные канаты». Вып. 5. – Киев : Техника, 1968. – С. 269–271.

УДК 621.778:519.876.5

Л. М. Гуревич, В. Ф. Даненко

ОБ ОСОБЕННОСТЯХ МОДЕЛИРОВАНИЯ КРУГОВОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ОБЖАТИЯ СПИРАЛЬНОГО КАНАТА*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

В статье проводится анализ природы выпучивания («фонарения») проволок наружного слоя перед входом в волоку при круговом пластическом обжатии спирального каната. Проведено моделирование процесса кругового пластического обжатия спирального каната волочением через монолитную коническую и четырехроликовую волоки. Показано, что при использовании четырехроликовой волоки волочение проходило устойчиво без образования фонаря перед входом в инструмент.

Ключевые слова: стальной канат, круговое пластическое обжатие, монолитная волока, роликовая волока, моделирование, метод конечных элементов.

L. M. Gurevich, V. F. Danenko

ON PECULIARITIES OF THE SIMULATION OF A CIRCULAR PLASTIC COMPRESSION OF SPIRAL ROPE

Volgograd State Technical University

The article analyzes the nature of buckling wires of the outer layer before entering a die with a circular spiral compacted rope. A simulation of a circular compacted spiral rope drawn through monolithic conical and four-rollers die. It is shown that by using a drawing die four-rollers held steadily without the formation of a lantern in front of the instrument.

Keywords: steel cable, circular compacted, monolithic die, roller die, simulation, finite element method.

© Гуревич Л. М., Даненко В. Ф., 2016.

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №14-19-00418).

Круговое (радиальное) пластическое обжатие – один из способов перераспределения напряжений в проволоках прядей и спиральных канатов. По сравнению со стандартными канатами, стальные канаты из пластически обжатых прядей обладают рядом преимуществ [1] и нашли широкое применение в различных отраслях народного хозяйства [2].

Радиальное обжатие каната может быть осуществлено различными способами ОМД: волочением, прокаткой, обкаткой или ротационной ковкой [3]. Наиболее простым и легко осуществимым является волочение прядей и спиральных канатов в монолитных или роликовых волоках. В результате пластического обжатия круглое поперечное сечение проволок каната становится фасонным (трапециевидным, пяти-, шестигранным) (рис. 1), а линейное касание заменяется касанием по плоскости. Это обеспечивает высокую степень заполнения металлом поперечного сечения каната.

Решением проблемы повышения адекватности расчетов напряженно–деформированного состояния канатов, срока их службы, моделирования процессов силовой обработки канатов и их нагружения при эксплуатации, с возможностью проведения визуального анализа результатов, является применение существовавшего ранее метода конечно-элементного моделирования (МКЭ) на новом уровне, с использованием пакетов прикладных программ: ABAQUS, MARC, LS-DYNA, DEFORM (США); FORGE (Франция); QFORM, РАПИД, SPLEN (Россия) др.

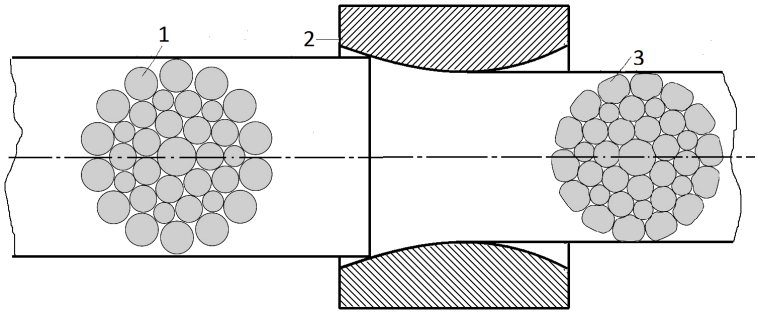


Рис. 1. Круговое пластическое обжатие каната волочением через монолитную волоку:
1 – канат до волочения; *2* – монолитная волока; *3* – канат после волочения

Процесс моделирования пластического обжатия связан со сложностями в формировании модели длинномерной витой пряди с учетом ее деформационных и конструктивных особенностей, в т. ч. с выпучиванием проволок (образованием «фонаря») перед входом в волоку (рис. 2), проблематичностью разбиения множества длинномерных объектов (проволок) на достаточное количество элементов и др.

Анализ процесса радиального обжатия каната говорит о наличии двух областей деформации: с ростом степени обжатия сначала деформация каната идет с преобладанием поперечных деформаций проволок за счет заполнения конструктивных зазоров (без уменьшения площади поперечного сечения проволок), затем – продольных деформаций (вытяжка) металла. Для каната конструкции 1+7+7/7+14 граничной точкой между этими областями названа степень линейного обжатия $q_л$ = 8,5 % [4]. Однако образование слабины и выпучивание проволок (в особенности наружных) перед входом каната конструкции 1+7+7/7+14 в волоку (рис. 2) говорит о том, что при обжатии $q_л$ = 6,5 % возникают не только поперечные, но и частично осевые деформации проволок. Природа образования «фонаря» с привлечением геометрической стороны вопроса проанализирована в работе [5].

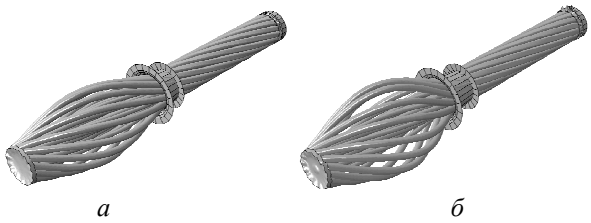


Рис. 2. Выпучивание проволок наружного слоя при обжатии каната в монолитной волоке (*а* – $q_л$=6,5 %; *б* – 10,8 %)

В процессе обжатия спирального каната ось проволоки, представляющая собой винтовую линию, переходит в новое положение (рис. 3). Центры тяжести проволок, составляющих сечение каната, сместятся радиально на величину $\Delta r = r_1 - r_2$ и перейдут из точки C_1 в точку C_2 (C_1 и C_2 – центры тяжести круглой и деформированной проволок, соответственно). Радиаль-

ное смещение центров тяжести должно сопровождаться удлинением проволок каната в целом. Такой вывод следует из анализа уравнения деформации для линейно контактирующих элементов, полученного М. Ф. Глушко

$$\varepsilon_s = \varepsilon\cos^2\alpha + \theta r\sin\alpha\cos\alpha - \varepsilon_r\sin^2\alpha, \qquad (1)$$

где $\varepsilon_s = \Delta s / s$ – относительное удлинение оси проволоки каната (кроме центральной); $\varepsilon = \Delta l / l$ – относительное осевое удлинение каната (l – длина отрезка каната); $\varepsilon_r = \Delta r / r$ – относительная радиальная (поперечная) деформация каната; $\theta = \Delta\varphi / \varphi$ – относительный угол скручивания каната; r – радиус центра тяжести проволоки; α – угол свивки.

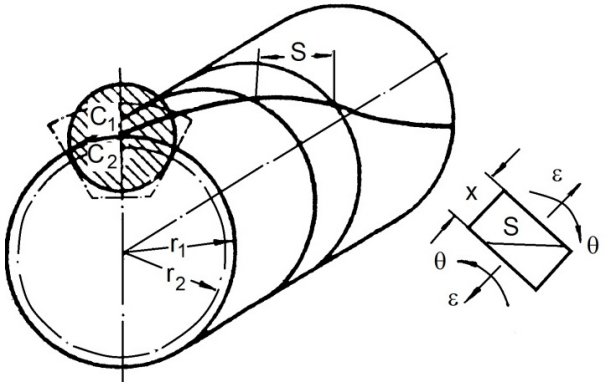


Рис. 3. Схема радиального обжатия каната

При круговом обжатии каната без его удлинения ($\varepsilon = 0$) и скручивания ($\theta = 0$) относительное удлинение $\varepsilon_s = -\varepsilon_r\sin^2\alpha$. Отрицательное значение ε_S указывает, что при круговом обжатии проволока как винтовой элемент должна сжиматься в осевом направлении, но т. к. сжатия не происходит, то образуется излишняя длина, которая вытесняется из волоки и скапливается перед ней, что приводит к фонарению каната.

Относительное осевое удлинение каната ε может быть обеспечено *противонатяжением*, а относительный угол скручивания θ – *подкруткой* каната. Все необходимые параметры противонатяжения и подкрутки могут быть рассчитаны из условия

$$\varepsilon\cos^2\alpha + \theta r\sin\alpha\cos\alpha \geq \varepsilon_r\sin^2\alpha. \qquad (2)$$

При этом надо учитывать, что различные слои проволок в канате получают различное радиальное обжатие Δr и укорочение ε_S. Расчет деформаций ε и θ следует производить по наибольшей величине ε_S (наружный слой).

Частные случаи режима обжатия:

а) обжатие без противонатяжения ($\varepsilon = 0$). Излишняя длина проволок расходуется на подкрутку

$$\theta_{\min} \geq \frac{\Delta r}{r^2}\,\mathrm{tg}\alpha; \qquad (3)$$

б) обжатие без подкрутки ($\theta = 0$). Излишняя длина проволок выбирается за счет противонатяжения

$$\varepsilon_{\min} \geq \frac{\Delta r}{r}\,\mathrm{tg}^2\alpha. \qquad (4)$$

Моделирование кругового обжатия в пакете Abaqus волочением в монолитной волоке при степенях деформации до $q_л$ = 6,5 % осуществлялось по режиму обжатия без подкрутки ($\varepsilon \neq 0$, $\theta = 0$). Торцы проволок моделируемого каната перед обжатием были прочно соединены с торцевой поверхностью дисков из низкоуглеродистой стали, обжатие каната происходило без поворота дисков, но задний конец мог перемещаться вдоль оси, что позволяло избежать «фонарение» при небольших обжатиях. Однако при степени обжатия $q_л$ = 6,5 % «фонарение» достигло значительной величины (см. рис. 2). При этом задний диск, прочность которого была меньше прочности проволок пряди, сильно прогибался (рис. 4).

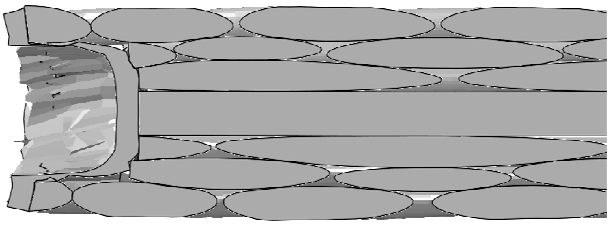


Рис. 4. Прогиб диска, соединенного с задними торцами проволоки, при обжатии каната в монолитной волоке (разрез заднего конца обжатого каната вдоль оси, $q_л$=6,5 %)

Стаканообразная форма заднего торца каната свидетельствует об избыточной осевой деформации проволок наружного слоя по сравнению с внутренними слоями. Из уравнения (4) следует, что минимальная величина деформации противонатяжения $\varepsilon_{\min}$ линейно зависит от степени обжатия $q_л = \dfrac{\Delta r}{r}$. При величине угла свивки α=16,1° для наружного слоя моделируемого каната и степени обжатия $q_л$=6,5 % расчетное значение деформации противонатяжения составляет $\varepsilon_{\min} \geq 0{,}54$ %. Полученное значение деформации не вносит определенности при ее назначении для устранения «фонарения»

в производственных условиях, что является сдерживающим фактором в развитии технологии кругового пластического обжатия канатов. Моделирование процесса обжатия должно сыграть определяющую роль в решении этого вопроса.

При назначении деформации противонатяжения необходимо учитывать дополнительные деформации сдвига проволок наружного слоя в осевом направлении вследствие силы трения о коническую поверхность волоки, значения которых возрастают с увеличением угла конусности волоки и обжатия [6]. Поэтому наружный слой испытывает большие удлинения, чем внутренние слои каната.

При моделировании кругового обжатия в пакете Abaqus волочением в монолитной волоке с обжатием $q_л$ =8,7 % пришлось задний стальной диск заменить двумя деталями (внешним кольцом и соосно расположенным в нем внутренним диском), имеющими возможность продольного смещения (без поворота) друг относительно друга вдоль оси каната в процессе обжатия. В результате «фонарение» практически исчезло (рис. 5).

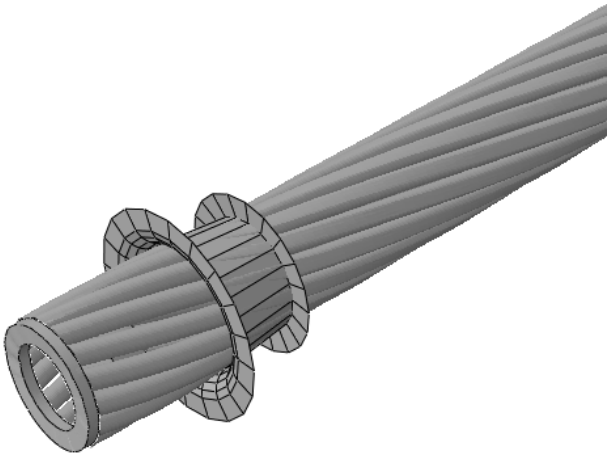


Рис. 5. Моделирование обжатия каната в монолитной волоке с измененной конструкцией крепления задних торцов каната ($q_л$ =8,7 %)

Моделирование волочения в четырехроликовой волоке проходило устойчиво, без образования «фонаря» перед входом в волоку (рис. 6). Это связано с более благоприятными силовыми условиями обжатия и значительным снижением контактного трения. Следует отметить, что при увеличении предела прочности проволок во внешних слоях процесс идет более устойчиво, без образования «фонаря» [7].

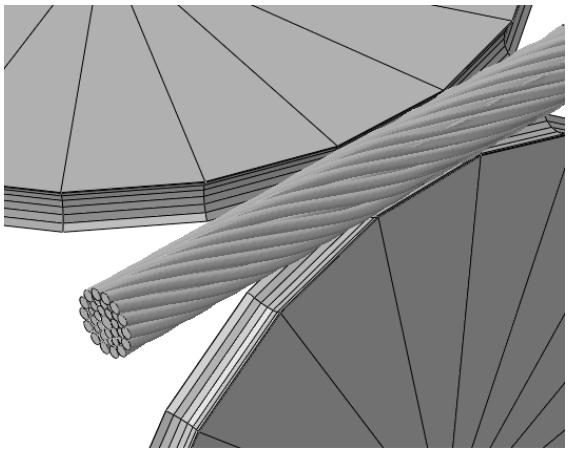


Рис. 6. Отсутствие выпучивания проволок наружного слоя при обжатии каната в четырехроликовой волоке (два ролика условно не показаны, $q_л$=10,8 %)

Выводы

1. Теоретический подход к вопросу повышения устойчивости (без явления «фонарения» проволок) процесса обжатия каната волочением в монолитной волоке не учитывает всех влияющих на этот процесс факторов, что вызывает трудности при подборе в производственных условиях параметров противонатяжения или подкрутки каната для исключения «фонарения».

2. Учет излишней продольной деформации наружного слоя каната с увеличением степени обжатия путем обеспечения возможности смещения наружного и внутренних слоев друг относительно друга позволил исключить «фонарение» проволок при моделировании процесса обжатия каната волочением в монолитной волоке.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Скалацкий, В. К.* Канаты из обжатых прядей / В. К. Скалацкий // Сб. тр. «Стальные канаты». Вып. 1. – Киев : Техника, 1964. – С. 152–158.

2. *Даненко, В. Ф.* Повышение физико-механических и служебных свойств пластически обжатых стальных прядей и изготовленных из них канатов / В. Ф. Даненко, Л. М. Гуревич, С. Ю. Шаталин, И. С. Кишечникова // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 8 (168) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 72–76.

3. *Глушко, М. Ф.* Эволюция и перспективы развития технологии производства стальных канатов / М. Ф. Глушко, В. К. Скалацкий, И. А. Шилин // Сб. тр. «Стальные канаты». Вып. 5. – Киев : Техника, 1968. – С. 94–101.

4. *Скалацкий, В. К.* Оценка степени деформации при пластическом обжатии круглых прядей / В. К. Скалацкий // Сб.тр. «Стальные канаты». Вып.6. – Киев : Техника, 1969. – С. 170–173.

5. *Мамаев, Ю. Д.* Производство и эксплуатация стальных канатов / Ю.Д. Мамаев, В. Ф. Даненко ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2010. – 212 с.

6. *Перлин, И. Л.* Теория волочения / И. Л. Перлин, М. З. Ерманок. – М. : Металлургия, 1971. – 448 с.

7. *Коковихин, Ю. И.* Опыт пластического обжатия прядей в сдвоенных роликовых волоках / Ю. И. Коковихин, Н. В. Соколов, М. Г. Поляков [и др.] // Стальные канаты: сб. науч. тр. – Киев, 1973, вып. 10. – С. 130–133.

УДК 62-419.5:620.172.224:519.876.5

Л. М. Гуревич, С. П. Писарев, Р. Е. Новиков

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ТИТАНОАЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМИ ВКЛЮЧЕНИЯМИ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Проведено 3D-моделирование методом конечных элементов поведения при осевом растяжении титаноалюминиевого композита ВТ6-АД1–Д20 с интерметаллидами. Свойства интерметаллида задавалось с использованием модели Джонсона–Холмквиста, определено влияние скорости нагружения на разрушение интерметаллида.

Ключевые слова: алюминий, алюминиевый сплав, титан, мягкая прослойка, интерметаллид, деформация, разрушение, моделирование, метод конечных элементов, модель Джонсона–Холмквиста.

L. M. Gurevich, S. P. Pisarev, R. E. Novikov

SIMULATION THE BEHAVIOR OF TITANIUM-ALUMINIUM COMPOSITE WITH INTERMETALLIC INCLUSIONS

Volgograd State Technical University

A 3D finite element modeling behavior under axial tension layer composite VT6-AD1-D20 with intermetallic performed. The properties of the intermetallic compound was set using the Johnson-Holmquist model. The influence of the loading rate at the destruction of the intermetallic compound.

Keywords: aluminum, aluminum alloy, titanium, soft layer, intermetallic compound, deformation, fracture, modeling, finite element method, the model of Johnson–Holmquist.

Для получения заготовок переходников сваркой взрывом (СВ) часто вводят между основными металлами мягкие прослойки, играющие роль «буфера пластичности» или диффузионного барьера. С использованием «буфера пластичности» получены, например, титаноалюминиевые и сталеалюминиевые композиты [1, 2]. При СВ титана с деформируемыми алюминиевыми сплавами в роли мягкой прослойки используют технически чистый алюминий АД1. Прочность таких композитов в направлении, нормальном границе раздела слоев, определяется свойствами прослойки алюминия. С уменьшением толщины прослойки (для ее характеристики обычно используют величину относительной толщины $\chi = h/d$, где h – толщина прослойки, а d – диаметр испытываемого образца), начинает проявляться эффект контактного упрочнения. Моделирование методом конечных элементов деформирования поведения таких переходников при нормальной температуре [3] показало хорошую сходимость с ранее проведенными экспериментальными исследованиями.

Завышенные технологические параметры СВ приводит к образованию на границе титан (титановый сплав)–АД1 локальных участков оплавленного металла, в структуре которых методами металлографического, электронно-микроскопического и энергодисперсионного анализов обнаружены включения интерметаллидов (в основном, $TiAl_3$) в матрице алюминия [4]. Наличие в мягкой прослойке АД1 хрупких включений алюминида титана можно рассматривать как один из видов дефектов, моделирование влияния которых на прочность титаноалюминиевых композитов методом конечных элементов успешно проводилось в работах [5, 6].

Целью настоящей работы являлось моделирование с использованием модели Джонсона-Холмквиста [7] поведения при растяжении титаноалюминиевого композита ВТ6–АД1–Д20 с интерметаллидами на границе ВТ6–АД1при нормальных температурах.

Объемное моделирование процессов деформирования и разрушения при растяжении цилиндрического образца проводилось по модели Мизеса с использованием модуля Abaqus/Explicit программного комплекса SIMULIA/Abaqus. Образцы моделируемого трехслойного титаноалюминиевого композита ВТ6–АД1–Д20 имели диаметр рабочей части Ø10 мм. В мягкой прослойке алюминия АД1 толщиной 0,75 мм от поверхности, контактирующей с ВТ6, выполнялось цилиндрическое углубление диаметром 2 мм и высотой 0,125 мм, ось которого совпада-

© Гуревич Л. М., Писарев С. П., Новиков Р. Е., 2016.

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 14-19-00418).

ла с осью образца. В углублении располагали цилиндр из интерметаллида $TiAl_3$, соответствующих размеров (рис. 1). Для повышения достоверности и учета поперечных деформаций ячеек проводилось 3D моделирование тела, не используя основанных на симметричности приемов, сокращающих время моделирования. Законы упрочнения материалов в результате пластического деформирования задавались по модели Джонсона–Кука [8].

Предельное деформированное состояние, с которого могло начинаться разрушение алюминия или АМг6, описывалось моделью разрушения Джонсона–Кука [9]. Параметры для моделей деформирования и разрушения составляющих слоистого композита приведены в табл. 1 и 2 [8, 9, 10].

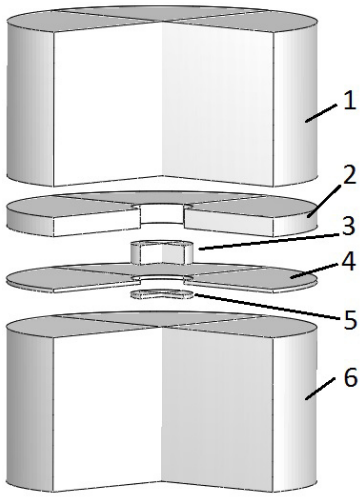


Рис. 1. Элементы моделируемого композиционного образца:
1 – Д20; *2, 3* и *4* – АД1; *5* – $TiAl_3$; *6* – ВТ6

Таблица 1

Коэффициенты для модели пластичности Джонсона–Кука

Материал	Толщина, мм	Коэффициенты для модели пластичности [8, 10]						
		A, МПа	B, МПа	*m*	*n*	$\dot{\varepsilon}_0$, сек$^{-1}$	T_m, K	T_r, K
Алюминиевый сплав Д20	10	218,3	704,6	0,93	0,62	1	873	293
Алюминий АД1	5	60,0	6,4	0,859	0,62	1	933	293
Титановый сплав ВТ6	10	420,0	52	1,00	0,48	1	1940	293

Таблица 2

Коэффициенты для модели разрушения Джонсона–Кука

Материал	Коэффициенты для модели разрушения [9, 10]							
	D_1	D_2	D_3	D_4	D_5	$\dot{\varepsilon}_0$, сек$^{-1}$	T_m, K	T_r, K
Алюминиевый сплав Д20	0,178	0,389	-2,246	0	0	1	873	293
Алюминий АД1	0,071	1,428	-1,142	0,0097	0	1	933	293

Для хрупких материалов, к которым относятся и интерметаллиды, используют модель Джонсона–Холмквиста (*Johnson–Holmquist*), в которой предел прочности хрупкого материала σ в процессе разрушения изменяется от предела прочности исходного неповрежденного материала σ_0 до предела прочности полностью разрушенного (измельченного) материала $\sigma_р$

$$\sigma = \sigma_0 - D\left(\sigma_0 - \sigma_р\right),$$

где D – поврежденность ($0 \le D \le 1$).

Поврежденность определяется как относительная накопленная пластическая деформация

$$D = \sum\left(\Delta\varepsilon_{пл} \Big/ \varepsilon_{пл}^{р}\right),$$

где $\Delta\varepsilon_{пл}$ – элементарная пластическая деформация (например, за один шаг интегрирования); $\varepsilon_{пл}^{р}$ – условная предельная пластическая деформация при постоянном давлении p, при котором хрупкий материал разрушается. При вычислении $\varepsilon_{пл}^{р}$ учитывают, что, во-первых, действие сжимающих напряжений приводит к некоторому упрочнению хрупких материалов, и, во-вторых, что хрупкие материалы могут разрушаться под действием не только растягивающих, но и сжимающих напряжений:

$$\varepsilon_{пл}^{р} = D_1\left(P + T_p\right)^{D_2},$$

где $P = p/Y$ – безразмерное давление; Y – предел упругости Гюгонио (предел упругости на ударной адиабате материала); $T_p = T_p^* / Y$ – безразмерное максимальное напряжение всестороннего растяжения, которое материал может

выдержать без разрушения; T_p^* – максимальное напряжение на растяжение при гидростатическом воздействии; D_1, D_2 – постоянные.

Пределы прочности неповрежденного и полностью разрушенного материалов зависят от текущих значений давления и скорости деформации

$$\sigma_0 = A\left(P + T_p\right)^N \left(1 + C\ln\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right);$$

$$\sigma_p = BP^M \left(1 + C\ln\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right),$$

где A, N, C, B, M – постоянные; $\dot{\varepsilon}_0 = 1{,}0$ с$^{-1}$.

Гидростатическое давление определяют по уравнению

$$p = K_1\left(\frac{\rho}{\rho_0} - 1\right) + K_2\left(\frac{\rho}{\rho_0} - 1\right)^2 + K_3\left(\frac{\rho}{\rho_0} - 1\right)^3 + \Delta p,$$

в котором K_1, K_2, K_3 – постоянные. После того как материал начинает разрушаться (D > 0), давление в материале увеличивается на Δp вследствие превращения высвобождающейся упругой энергии в потенциальную энергию сжатия. При $D = 1$ вся упругая энергия из-за потери материалом сдвиговой прочности превращается в потенциальную энергию всестороннего сжатия.

Значения констант в модели Джонсона–Холмквиста для интерметаллида $TiAl_3$ [11, 12] приведены в табл. 3.

В моделируемом образце использовалась конечноэлементная сетка с количеством слоев в элементах из алюминия и интерметаллида не менее 10, и 150 Hex-ячеек по наружному и внутреннему периметру цилиндрических и кольцевых элементов из алюминия и интерметаллида. Верхний торец слоя Д20 жестко закреплялся, а нижний торец слоя из титанового сплава перемещали со скоростями от 0,3 до 19,2 мм/с. Величину средних напряжений в образце определяли по реакции опоры в месте фиксации слоя Д20.

Таблица 3

Значения констант в модели Джонсона–Холмквиста

Параметры	Модуль сдвига, ГПА	T, Гпа	A	B	C	M	N	D_1	D_2	K_1, ГПа	K_2, ГПа	K_3, ГПа
$TiAl_3$	92,3	0,305	0,85	0,31	0,013	0,21	0,29	0,02	01,85	201	260	0

Моделирование показало, что наличие включения интерметаллида в мягкой прослойке практически не изменяет вид кривой «деформация – усилие» при всех моделируемых скоростях деформации (рис. 2), что, по-видимому, связано с небольшой относительной долей площади включения интерметаллида и малым изменением напряжений Мизеса в алюминии над интерметаллидом.

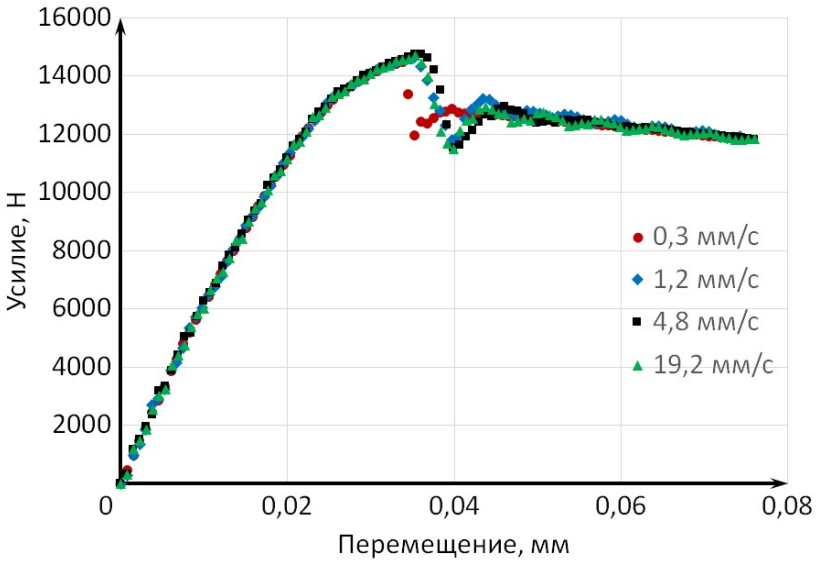


Рис. 2. Расчетные точки кривой «деформация – усилие» для различных скоростей нагружения

Рост скорости деформирования приводит к некоторому повышению усилия, при котором начиналось разрушение, и величины падения при этом нагрузки. До начала разрушения и после разрушения интерметаллида кривые «деформация – усилие» идентичны, что объясняется отсутствием в используемых моделях Джонсона–Кука для металлических слоев сомножителя, описывающего зависимости их пределов текучести от скорости нагружения.

В то же время картины распределений эквивалентных напряжений Мизеса претерпевают значительные изменения по объему интерметаллидного включения (рис. 3).

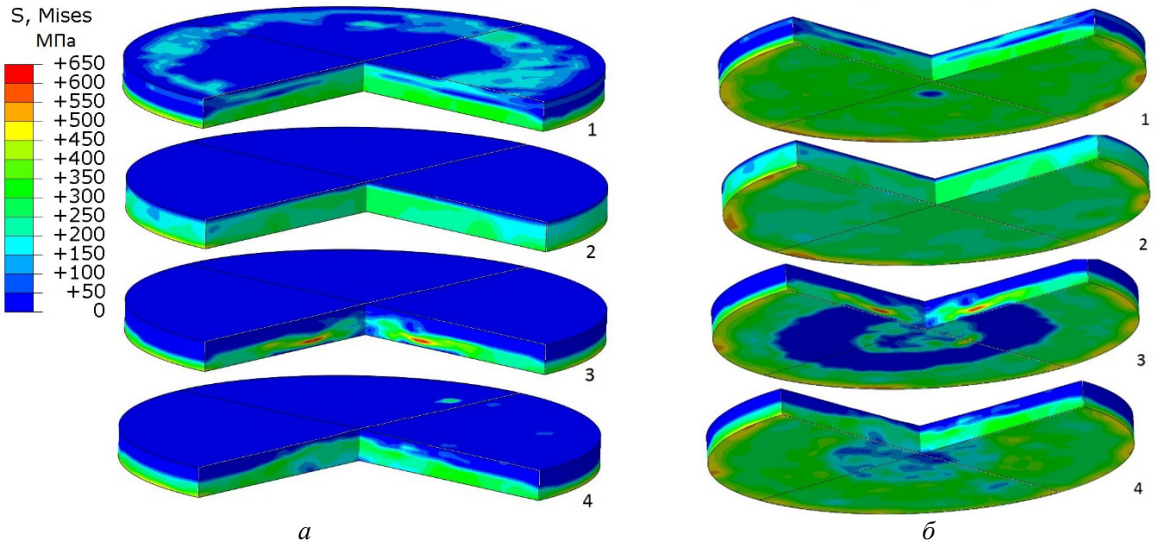


Рис. 3. Распределение эквивалентных напряжений Мизеса на верхних поверхностях включений интерметаллида, контактирующих с алюминиевой прослойкой (*а*), и нижних – с титаном (*б*), в момент, предшествующий началу разрушения, при различной скорости деформации:
1 – 0,3 мм/с; *2* – 1,2 мм/с; *3* – 4,8 мм/с; *4* – 19,2 мм/с (четверть образца условно удалена)

Увеличение скорости нагружения приводило к снижению уровня напряжений по Мизесу на поверхностях интерметаллида, контактирующих с алюминиевой прослойкой и титановым слоем (рис 3, *а* и *б*). В центральной зоне образца в алюминиевой прослойке на границе с ВТ6, где при моделировании располагаются включения интерметаллида, пластическая деформация минимальна (рис. 3, *а* и *б*). Максимальный уровень напряжений по Мизесу, достигающие 650 МПа, перед началом разрушения локализованы, в основном, вблизи цилиндрической периферии интерметаллида на поверхности, граничащей с титановым слоем. При скорости нагружения 4,8 мм/с наблюдаются участки с повышенным уровнем напряжений по Мизесу и вблизи оси интерметаллидного включения на незначительном удалении от поверхности титана.

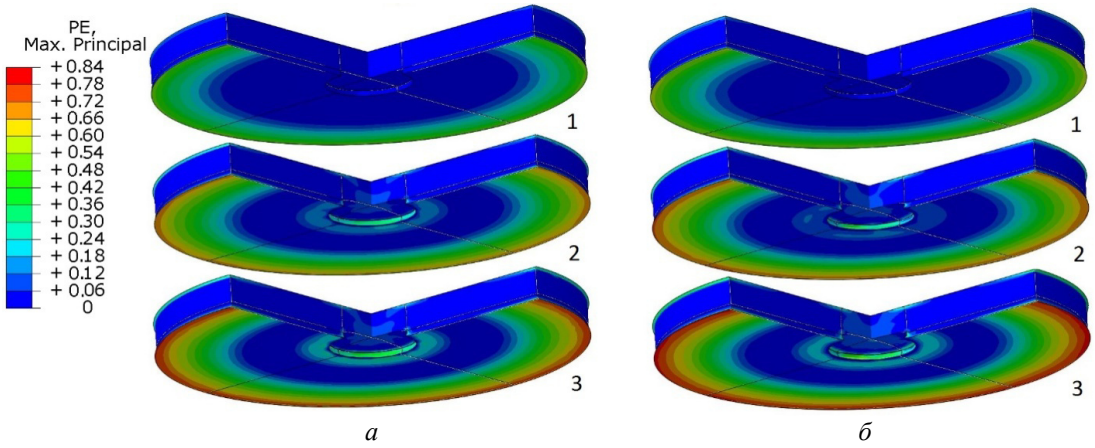


Рис. 4. Распределение пластической деформации в алюминиевой прослойке вблизи поверхности, контактирующей с титановым слоем, при скорости деформации 0,3 мм/с (*а*) и 19,2 мм/с (*б*):
1 – момент, предшествующий началу разрушения; *2* – дополнительное удлинение образца 0,003 мм;
3 – дополнительное удлинение 0,006 мм (четверть образца условно удалена)

Основная пластическая деформация в алюминиевой прослойке до момента начала разрушения развивается вблизи внешней цилиндрической поверхности на границах контакта с Д20 и ВТ6. После начала разрушения интерметаллидного включения начинается быстрое развитие пластической деформации в алюминии как в этих зонах, так и на контактных поверхностях с интерметаллидом (рис. 4).

Выводы

1. Изменение скорости деформации при наличии единичного включения интерметаллида в алюминиевой прослойке титаноалюминиевого композита практически не изменяет кривую «деформация – усилие» до начала разрушения и после окончания разрушения интерметаллида. Рост скорости деформирования приводит к некоторому повышению усилия, при котором начиналось разрушение, и величины падения при этом нагрузки.

2. После начала разрушения интерметаллидного включения происходит быстрое развитие пластической деформации в алюминии как вблизи внешней цилиндрической поверхности на границах контакта с Д20 и ВТ6, так и на контактных поверхностях с интерметаллидом.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Трыков, Ю. П.* Особенности деформирования и кинетика диффузии в сваренном взрывом титаноалюминиевом композите / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, А. Н. Жоров, В. Д. Рогозин // Физика и химия обработки материалов. – 2004. – № 3. – С. 50–54.

2. *Трыков, Ю. П.* Титаностальные композиты и соединения : монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун ; ВолгГТУ. – Волгогоград, 2013. – 344 с.

3. *Гуревич, Л. М.* Моделирование контактного упрочнения в магниево-алюминиевых композитах / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова [и др.] // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 9 (136) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – Т. 9. – С. 72–76.

4. *Гуревич, Л. М.* Структура и микромеханические свойства в биметалле ВТ1-0+АД1, полученном сваркой взрывом по угловой схеме / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова [и др.] // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 4 (64) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2010. – Т. 4. – С. 38–42.

5. Моделирование поведения титано-алюминиевого композита с дефектом в мягкой прослойке / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, А. А. Голик // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 20 (147) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – (Серия «Сварка взрывом и свойства сварных соединений» ; вып. 7). – С. 43–46.

6. Особенности поведения при растяжении слоистого титаноалюминиевого композита с осевыми эллиптическими отверстиями / Л. М. Гуревич, Ю. П.Трыков, В. М. Волчков, Р. Е. Новиков, А. А. Загребина // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 5 (160) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 96–99.

7. *Johnson G. R., Holmquist T. J.* A computational constitutive model for brittle materials subjected to large strains, high strain rates and high pressure // ShockkWave and High Strain Rate Phenomena in Materials / Ed. M.A. Meyers, L.E. Murr, K.P. Staudhammer,M. Dekker. – N.Y.: AIP Press, 1992. – 1075 p.

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

9. *Johnson, G. R. and Cook W. H.* Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures, and pressures // Engineering Fracture Mechanics, 1985, Vol. 21. – P. 31–48.

10. *Кузькин, В. А.* Применение численного моделирования для идентификации параметров модели Джонсона–Кука при высокоскоростном деформировании алюминия / В. А. Кузькин, Д. С. Михалюк // Вычислительная механика сплошных сред. – 2010. – Т. 3. – № 1. – С. 32–43.

11. Penetration resistance and ballistic-impact behavior of $Ti/TiAl_3$ metal/intermetallic laminated composites (MILCs): A computational investigation / Mica Grujicic, Jennifer S. Snipes, and S. Ramaswami // AIMS Materials Science, 2016, 3(3). – Pp. 686–721.

12. *P. Gardiner, H. Migu´elez, R. Cort´es, Y. Lepetitcorps, B. Dodd*, [et al]. Dynamic Characterization of TiAl Intermetallic in Hot Compression. Journal de Physique IV, 1997, 07 (C3), pp.C3-593-C3-597.

УДК 621.9.01

Л. М. Гуревич, А. И. Банников, Р. Е. Новиков, А. Г. Серов

МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО РЕЗАНИЯ В DEFORM 3D*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Проведено моделирование процесса высокоскоростного горячего резания с использованием пил с классической и улучшенной геометрией с помощью пакета программ Deform 3D. Показано, что введение дополнительного угла в плане позволяет управляемо оставлять заусенец только на одной стороне разрезаемой заготовки, а также сместить напряжения из впадины между зубами в вершину зуба.

Ключевые слова: высокоскоростное резание, моделирование, метод конечных элементов.

© Гуревич Л. М., Банников А. И., Новиков Р. Е., Серов А. Г., 2016.

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

L. M. Gurevich, A. I. Bannikov, R. E. Novikov, A. G. Serov

SIMULATION OF HIGH-SPEED CUTTING USING Deform 3D

Volgograd State Technical University

The simulation of high-speed hot cutting process for classic and new geometry saw using the Deform 3D software package was carried out. It was shown that the use of an additional side rake angle allows to controllably leave burr on one side of the workpiece and shift max stress from the saw gullets to the top of teeth.

Keywords: high-speed cutting, simulation, finite element method.

Введение

Процесс резания материалов является процессом интенсивного пластического деформирования и разрушения [1]. Для разрезания горячего трубопроката широкое распространение получили роторные пилы, за счет высокой эффективности резания, характеризуемой высокой производительностью и значительными скоростями подачи режущего диска на металл. В тоже время при горячем резании на заготовке образуется заусенец (рис. 1), что является причиной значительных сложностей при дальнейшей обработке проката: заусенец на переднем торце заготовки в процессе прошивания захватывается неподвижной оправкой и увлекается внутрь трубы, что приводит к неисправимому браку трубы [2]. Ранее проводилось исследование методом конечно-элементного моделирования распределение температурных полей в разрезаемой заготовке и в зубе дисковой пилы [3].

Рис. 1. Заусенец на торце разрезанной заготовки

Целью данной работы является проверка методами конечно-элементного моделирования возможности контролируемо убирать заусенец с одной из сторон разрезаемой заготовки путем введения дополнительного угла наклона режущей кромки зуба пилы.

Материалы и методы исследования

Моделирование процесса резания стальной заготовкой методом конечных элементов проводилось с использованием модуля Machining программного комплекса Deform 3D. Общий вид модели, а также начальный момент входа зубьев в заготовку показаны на рис. 2. Для ускорения расчета моделировался процесс резания последних 15 мм цилиндрической заготовки.

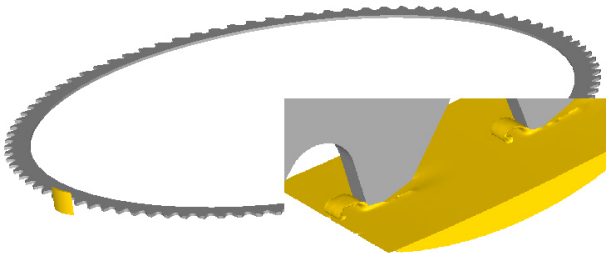


Рис. 2. Общий вид собранной модели

Параметры модели: диаметр заготовки 350 мм, толщина 100 мм; пила имеет диаметр 2500 мм и толщину 12 мм. Для расчета теплопередачи и деформирования была применена конечно-элементная тетраэдрическая сетка с автоматической перестройкой при искажении ≥ 20 %. Начальная температура заготовки составляет 1200 ºС, а инструмента и окружающей среды 20 ºС. Коэффициент теплопроводности между заготовкой и пилой – 30 Вт/(м·С), между деталями и воздухом – 0,002 Вт/(м·С). В граничных условиях модели одна торцевая грань заготовки жестко закреплена, что соответствует защемлению пресс-остатка в прессующей оснастке, а вторая может перемещаться только вдоль оси резания, линейная скорость резания зуба пилы 110 м/с, подача 3,5 м/с.

На рис. 3 показаны зубья пилы классической геометрии (рис. 3, *а*) и введенный дополнительный главный угол в плане наклона режущей кромки зуба (φ) на пиле улучшенной геометрии (рис. 3, *б*).

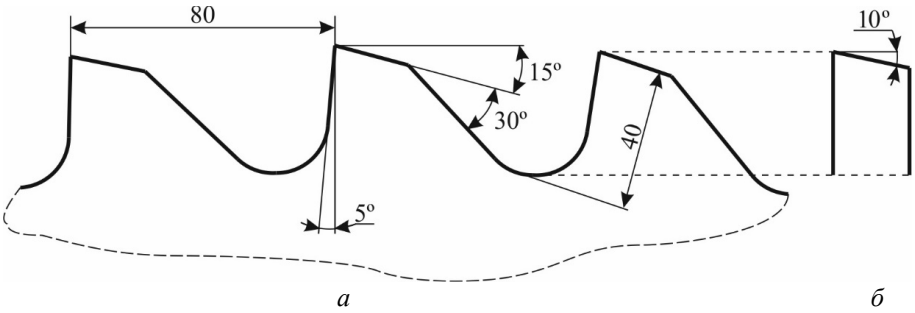


Рис. 3. Параметры зуба пилы (*а*) и новый вводимый угол (*б*)

В качестве материала заготовки была выбрана сталь 0,08 %С, а пилы – AISI 4140 (аналог российской стали 40ХМ). Deform имеет для этих сталей встроенную базу с зависимостями: модуль упругости - температура, предел текучести – деформация для различных скоростей деформации и температур (для стали AISI 4140 графики представлены на рис. 4, *а*, *б*, *в*), а также значения теплоемкости и теплопроводности (для обеих сталей рис. 4, *г*, *д*).

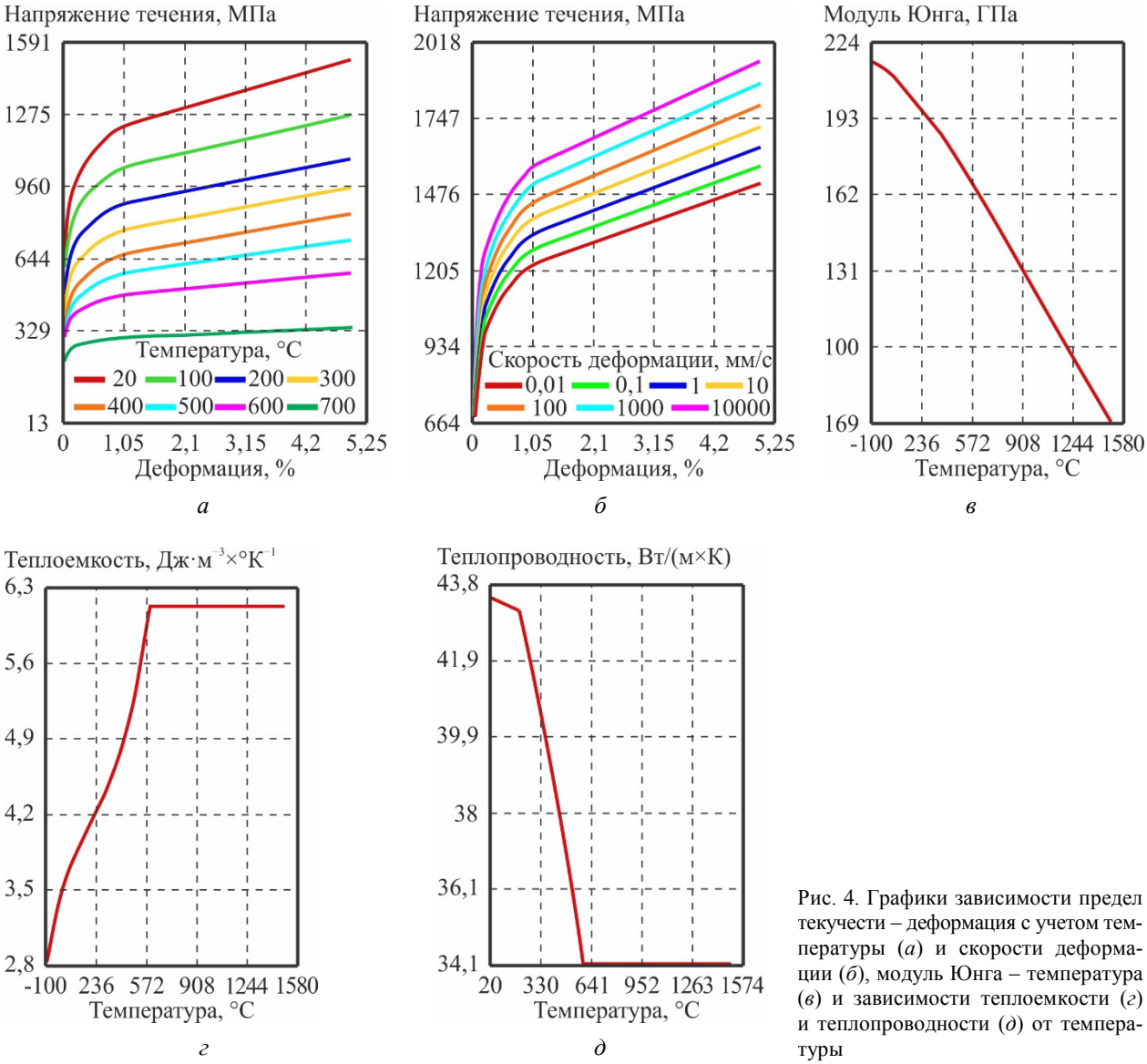


Рис. 4. Графики зависимости предел текучести – деформация с учетом температуры (*а*) и скорости деформации (*б*), модуль Юнга – температура (*в*) и зависимости теплоемкости (*г*) и теплопроводности (*д*) от температуры

Для стали с 0,08 % С прочностные характеристики заданы с помощью модели Джонсона–Кука [4] (коэффициенты модели представлены в таблице), а в качестве критерия разрушения обеих сталей использована модель Кокрофта–Латама [5].

Коэффициенты модели пластичности Джонсона–Кука для стали с 0,08 %С

A, МПа	B, МПа	m	n	$\dot{\varepsilon}_0$, сек$^{-1}$	T_m, K	T_r, K
350	275	1	0,36	1	293	1790

Результаты исследования

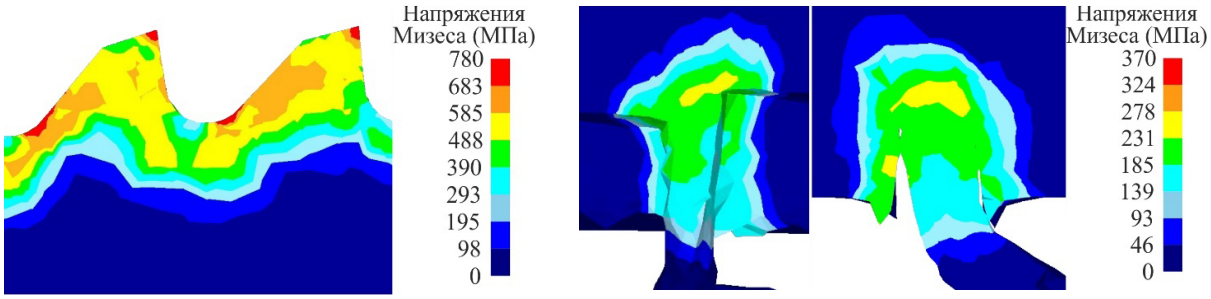
Моделирование процесса высокоскоростного резания для пилы классической геометрии показало образование заусенцев на обеих половинах разрезаемой заготовки (рис. 5).

Анализ распределения напряжений по Мизесу показал, что максимальные напряжения в металле пилы приходятся на небольшие области в вершине зуба и во впадинах между зубами, причем во впадине за областью максимального напряжения следует область разгрузки (рис. 6, *а*). Максимальные напряжения в заготовке сосредоточены в области контакта с вершиной зуба (рис. 6, *б*, *в*)

Для контролируемого смещения заусенца на одну сторону заготовки был введен угол φ = 10° [6] (рис. 3, *б*). Моделирование процесса резания с одной из возможных величин угла наклона режущей кромки служит для общей оценки возникающих изменений в процессе резания. Результаты моделирования подтверждают, что данный угол позволяет получить заусенец только на одной половине разрезаемой заготовки (рис. 7).

а *б*

Рис. 5. Левая (*а*) и правая (*б*) половины разрезанной заготовки



а *б* *в*

Рис. 6. Распределение напряжений по среднему продольному сечению зуба классической пилы (*а*), а также по среднему сечению вдоль (*б*) и поперек заготовки (*в*)

а *б*

Рис. 7. Левая (*а*) и правая (*б*) половины разрезанной заготовки

Введение угла φ привело к разгрузке впадин и переносу максимальных напряжений по Мизесу в вершину зуба, а также снизило общий уровень значений максимальных напряжений в зубе пилы с 780 до 743 МПа (рис. 8, *а)*. В заготовке максимальный уровень напряжений остался неизменным (рис. 8, *б*, *в*).

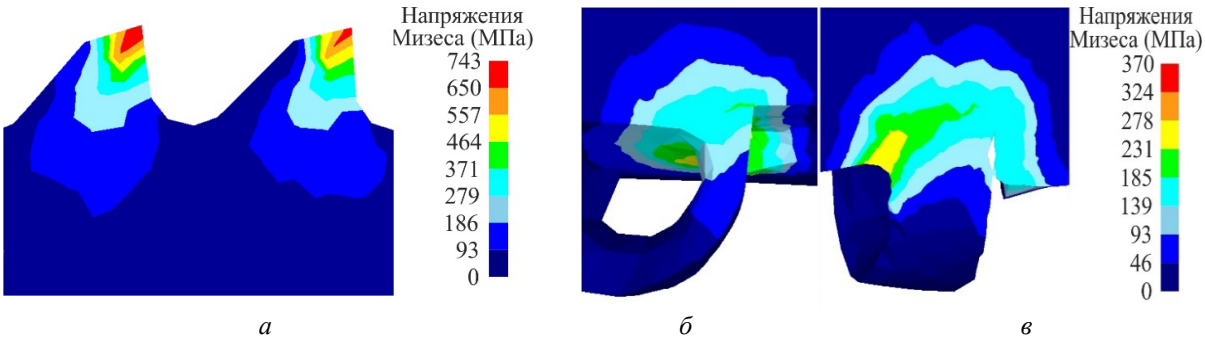


Рис. 8. Распределение напряжений по среднему продольному сечению зуба пилы (*а*), а также по среднему сечению вдоль (*б*) и поперек заготовки (*в*)

Снижение напряжений в области впадин между зубьями является важным дополнением к положительному эффекту смещению заусенца, так как для роторных пил одним из самых негативных последствий эксплуатации является образование трещин в этой зоне (рис. 9) [7]. Таким образом, смещение напряжений позволяет увеличить срок эксплуатации пил.

Рис. 9. Формирование трещин во впадине между зубьями в процессе эксплуатации [5]

Выводы

1. Проведено моделирование процесса высокоскоростного горячего резания для пил классической и улучшенной геометрии. Показано, что введение угла φ позволяет контролируемо сохранять заусенец только на одном из отрезков разрезаемой заготовки.

2. Введение дополнительного угла φ позволяет снизить напряжения во впадине между зубьями пилы, что должно уменьшить вероятность образования локализованных там трещин и, как следствие, увеличить срок службы пилы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Петрушин, С. И.* Оптимальное проектирование рабочей части режущих инструментов / С. И. Петрушин. – Томск : Изд-во Том. политехнического университета, 2008. – 195 с.

2. *George W. Genevro, Stephen S. Heineman*, Machine tools: processes and applications, Prentice Hall, 1991, 439с.

3. Моделирование нагрева зубьев пилы заготовки при высокоскоростном резании / Л. М. Гуревич, А. И. Банников, Р. Е. Новиков, А. Г. Серов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 2 (181) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2016. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 60–64.

4. *Johnson, G.J. and Cook, W.H.* A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures. - Proceedings of the Seventh International Symposium on Ballistics, The Hague. 1983. Pp. 541–547.

5. *Cockcroft M.G., Latham D.J.* Ductility and Workability of metals // J. Inst. Metals. 1968. V. 96. P. 33-39.

6. *Банников, А. И.* Теоретические основы модернизации термофрикционных пил для резки горячего трубопроката : монография / А. И. Банников ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – 135 с.

7. *Талантов, Н. В.* Физические основы процесса резания и износа инструмента : учеб. пособие / Н. В. Талантов ; ВолгПИ. – Волгоград, 1988. – 126 с.

УДК 62-419.5:620.172.224:519.876.5

Л. М. Гуревич, С. П. Писарев, Р. Е. Новиков

ПОВЕДЕНИЕ ПРИ СЖАТИИ ТИТАНОАЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОЙ ПРОСЛОЙКОЙ*

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

Проведено 3D-моделирование методом конечных элементов поведения при осевом сжатии титаноалюминиевого композита ВТ6-АД1–Д20 с интерметаллидной прослойкой. Свойства интерметаллида описывали с использованием модели Джонсона–Холмквиста. Определено влияние толщины алюминиевого слоя на деформацию, при которой происходит разрушение.

Ключевые слова: алюминий, алюминиевый сплав, титан, мягкая прослойка, интерметаллид, деформация, разрушение, моделирование, метод конечных элементов, модель Джонсона–Холмквиста.

L. M. Gurevich, S. P. Pisarev, R. E. Novikov

SIMULATION THE BEHAVIOR OF TITANIUM-ALUMINIUM COMPOSITE WITH INTERMETALLIC INCLUSIONS UNDER COMPRESSION

Volgograd State Technical University

3D finite element modeling behavior composite VT6-AD1-D20 with the intermetallic layer at axial compression conducted. The properties of the intermetallic compound described using the model of Johnson-Holmquist. The effect of the aluminum layer thickness on failure deformation is defined.

Keywords: aluminum, aluminum alloy, titanium, soft layer, intermetallic compound, deformation, fracture, modeling, finite element method, the model of Johnson-Holmquist.

При сварке взрывом (СВ) титана с деформируемыми алюминиевыми сплавами в роли буфера пластичности и диффузионного барьера используют технически чистый алюминий АД1 [1, 2]. Моделирование методом конечных элементов деформирования таких переходников при нормальной температуре [3, 4] показало хорошую сходимость с ранее проведенными экспериментальными исследованиями контактного упрочнения слоистых композитов с мягкими прослойками.

Завышение технологических параметров СВ приводит к формированию на границе раздела титановый сплав–АД1 локальных участков оплавленного металла, в структуре включения хрупких интерметаллидов (в основном, $TiAl_3$) в матрице алюминия [5], которые при значениях кинетической энергии, затрачиваемой на пластическое деформирование поверхностных слоев металла, $W_2 \geq 2{,}7$ МДж/м^2 сливаются в единую тонкую прослойку. Наличие на границе между мягкой прослойкой и титаном включений алюминида титана можно рассматривать как дефект, который необходимо учитывать при расчете прочности слоистого композиционного материала.

Целью настоящей работы являлось моделирование поведения при сжатии титаноалюминиевого композита ВТ6–АД1–Д20 с интерметаллидами на границе ВТ6–АД1при нормальных температурах.

3D моделирование процессов деформирования и разрушения при сжатии цилиндрического образца проводилось по модели Мизеса с использованием модуля Abaqus/Explicit программного комплекса SIMULIA/Abaqus. Образцы моделируемого трехслойного титаноалюминиевого композита ВТ6–АД1–Д20 имели диаметр рабочей части Ø10 мм. На границе между слоем из алюминия АД1 с толщиной, варьируемой от 2 до 0,125 мм, и титаном располагалась сплошная прослойка интерметаллида $TiAl_3$ с толщинами 100 и 50 мкм. 3D моделирование поведения тела позволяло повысить достоверность и учесть поперечные деформации ячеек, но не допускало сокращения времени моделирования за счет использования приемов, основанных на симметричности моделируемых объектов. Законы упрочнения металлических материалов в результате пластического деформирования задавались по модели Джонсона–Кука [6]. Предельное деформированное состояние, с которого могло начинаться разрушение алюминия или Д20, описывалось моделью разрушения Джонсона–Кука [7]. Параметры для моделей деформирования и разрушения составляющих слоистого композита приведены в табл. 1 и 2 [6, 7, 8].

© Гуревич Л. М., Писарев С. П., Новиков Р. Е., 2016.

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 14-19-00418).

Таблица 1

Коэффициенты для модели пластичности Джонсона–Кука

Материал	Толщина, мм	Коэффициенты для модели пластичности [6, 8]						
		A, МПа	B, МПа	m	n	$\dot{\varepsilon}_0$, сек$^{-1}$	T_m, K	T_r, K
Алюминиевый сплав Д20	10	218,3	704,6	0,93	0,62	1	873	293
Алюминий АД1	5	60,0	6,4	0,859	0,62	1	933	293
Титановый сплав ВТ6	10	420,0	52	1,00	0,48	1	1940	293

Таблица 2

Коэффициенты для модели разрушения Джонсона–Кука

Материал	Коэффициенты для модели разрушения [7, 8]							
	D_1	D_2	D_3	D_4	D_5	$\dot{\varepsilon}_0$, сек$^{-1}$	T_m, K	T_r, K
Алюминиевый сплав Д20	0,178	0,389	-2,246	0	0	1	873	293
Алюминий АД1	0,071	1,428	-1,142	0,0097	0	1	933	293

Для описания поведения прослойки интерметаллида использовали модель Джонсона–Холмквиста (*Johnson–Holmquist*) [9], в которой предел прочности хрупкого материала σ в процессе разрушения изменяется от предела прочности исходного неповрежденного материала σ_0 до предела прочности полностью разрушенного (измельченного) материала σ_p

$$\sigma = \sigma_0 - D\left(\sigma_0 - \sigma_p\right),$$

где D – поврежденность ($0 \le D \le 1$).

Значения констант в модели Джонсона–Холмквиста для интерметаллида $TiAl_3$ [10, 11] приведены в табл. 3.

Таблица 3

Значения констант в модели Джонсона–Холмквиста

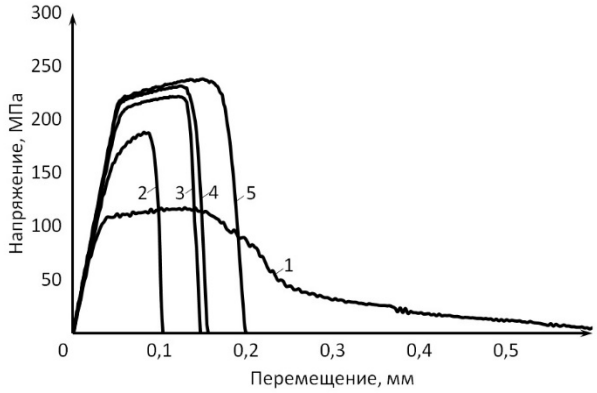
Параметры	Модуль сдвига, ГПА	T, ГПа	A	B	C	M	N	D_1	D_2	K_1, ГПа	K_2, ГПа	K_3, ГПа
$TiAl_3$	92,3	0,305	0,85	0,31	0,013	0,21	0,29	0,02	01,85	201	260	0

В моделируемом образце использовалась конечно элементная сетка с 5 слоями элементов 125 Hex-ячейками по наружному периметру цилиндрических элементов из алюминия и интерметаллида. Верхний торец слоя Д20 и нижний торец слоя из титанового сплава перемещались навстречу друг другу со скоростями 1 мм/с. Величину средних напряжений в образце определяли по реакции опоры в месте фиксации слоя Д20.

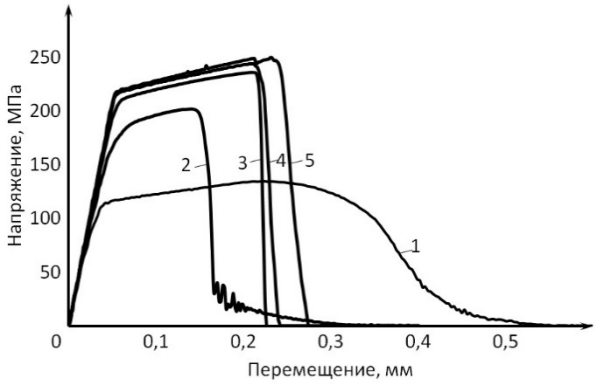
Полученные в результате моделирования кривые «напряжение-деформация» показаны на рис. 1.

Моделирование показало, что наличие сплошной прослойки интерметаллида толщинами 100 и 50 мкм на границе АД1 и ВТ6 при сжатии практически не изменяет величины напряжения, при котором начинается пластическое деформирование мягкой прослойки для всех моделируемых толщин слоя АД1 (рис. 1), но разрушение происходит при несколько больших величинах деформации, и, следовательно, разрушающем напряжении. Уменьшение толщины интерметаллида со 100 до 50 мкм практически не изменяло разрушающее напряжение, что объясняется прохождением разрушения в слое АД1 на границе с интерметаллидной прослойкой, и уменьшение толщины интерметаллида практически не влияет на изменение напряженно-деформированного состояния алюминия.

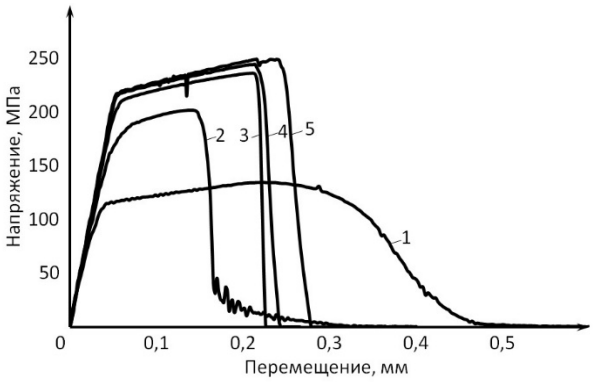
Распределение напряжений по Мизесу в нижних слоях интерметаллидной прослойки вблизи границы с ВТ6 в момент достижения наибольшей нагрузки показаны на рис. 2. Максимальные напряжения в интерметаллиде формируются в осевой части вблизи границы с титаном. Средний уровень напряжений в интерметаллиде при толщинах 100 и 50 мкм практически одинаков, но при толщине $TiAl_3$ 50 мкм выше количество локальных участков повышенных напряжений по Мизесу.



а

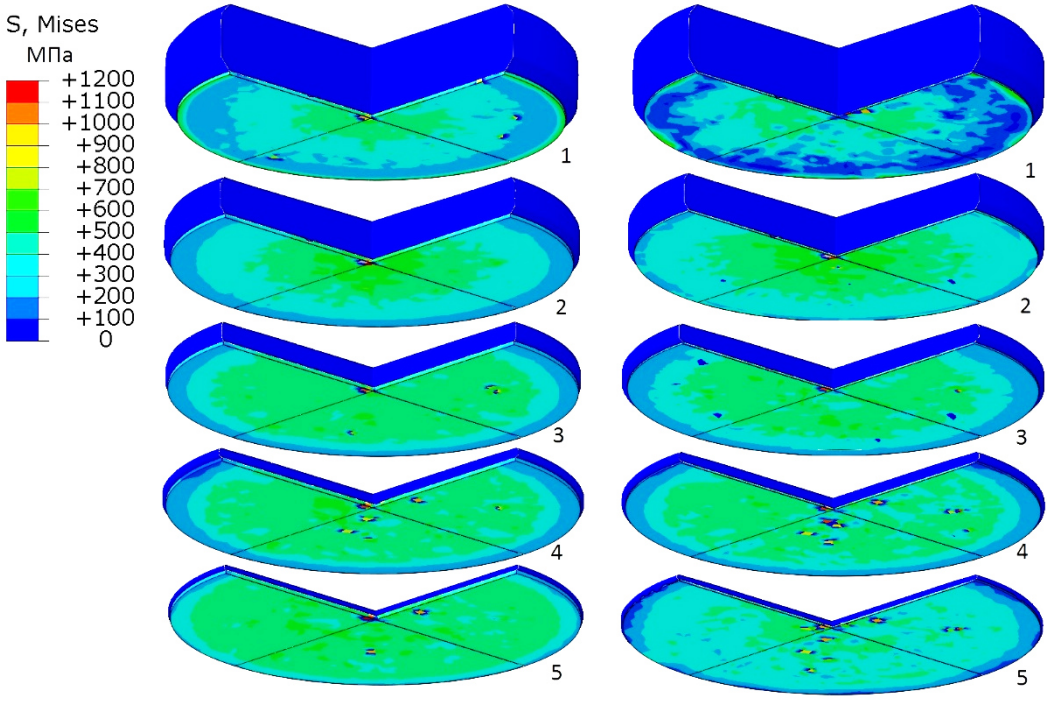


б



в

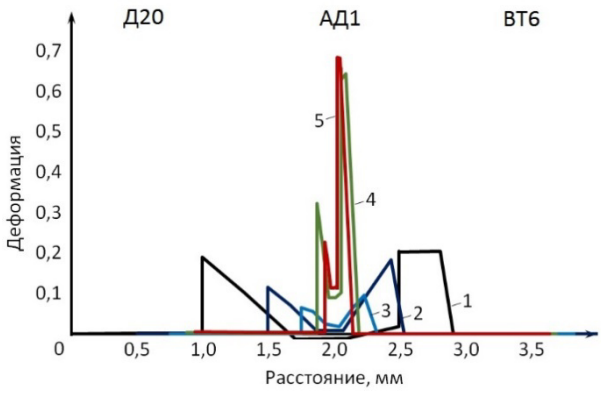
Рис. 1. Полученные при моделировании кривые «напряжение-деформация» для сжатия цилиндрического образца титаноалюминиевого композита ВТ6–АД1–Д20:
а – без интерметаллидов; *б* – интерметаллид толщиной 100 мкм; *в* – интерметаллид толщиной 50 мкм; *1…5* – толщины слоя АД1 2 мм, 1 мм, 0,5 мм, 0,25 мм и 0,125 мм соответственно



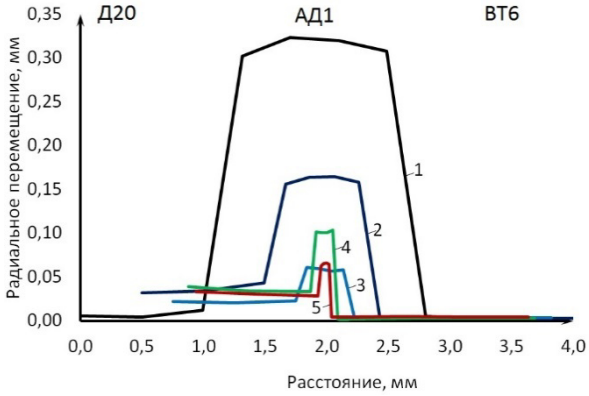
а *б*

Рис. 2. Распределение эквивалентных напряжений по Мизесу в нижних слоях интерметаллидной прослойки вблизи границы с ВТ6 в момент достижения наибольшей нагрузки при толщинах интерметаллида 100 мкм (*а*) и 50 мм (*б*):
1 – толщина АД1 2 мм; *2* – 1 мм; *3* – 0,5 мм; *4* – 0,25 мм; *5* – 0,125 мм (слои ВТ6, Д20 и четверть слоев АД1 и интерметаллида условно удалена)

Уменьшение толщины алюминиевого слоя при неизменной толщине интерметаллида оказывает немонотонное влияние на распределение эквивалентной деформации и величину радиального перемещения ячеек, находящихся на цилиндрической поверхности слоев моделируемых образцов вблизи слоя АД1 (рис. 3). Уменьшение толщины АД1 до 0,5 мм приводит к уменьшению пластической деформации ячеек, находящихся на цилиндрической поверхности слоя АД, вблизи его границ с интерметаллидом и сплавом Д20, дальнейшее утонение АД1 сопровождается резким ростом эквивалентной пластической деформации в них в момент достижения наибольшей нагрузки. Пластическая деформация поверхностных ячеек на цилиндрической поверхности средней части слоя АД намного меньше, чем вблизи границ с Д20 и $TiAl_3$ (рис. 3), хотя радиальное перемещение ячеек средней части слоя АД превышает перемещение граничных ячеек. Это связано со сдерживанием перемещения большей части ячеек АД1 вблизи границ с твердыми слоями.



а



б

Рис. 3. Распределение эквивалентной деформации (*а*) и радиальное перемещение ячеек (*б*), находящихся на цилиндрической поверхности моделируемых образцов, в момент достижения наибольшей нагрузки при толщинах интерметаллида 100 мкм:
1 – толщина АД1 2 мм; *2* – 1 мм; *3* – 0,5 мм; *4* – 0,25 мм; *5* – 0,125 мм

Выводы

1. Наличие сплошной прослойки интерметаллида толщиной 100 и 50 мкм на границе АД1 и ВТ6 при сжатии при всех моделируемых толщинах слоя АД1 практически не изменяет величины напряжения, при котором начинается пластическое деформирование мягкой прослойки, но разрушение происходит при несколько больших величинах деформации, и, следовательно, разрушающих напряжений.

2. Влияние уменьшения толщины алюминиевого слоя при неизменной толщине интерметаллида на распределение эквивалентной деформации и величину радиального перемещения ячеек, находящихся на цилиндрической поверхности слоев моделируемых образцов вблизи слоя АД1, имеет немонотонный характер.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Трыков, Ю. П.* Особенности деформирования сваренного взрывом титано-алюминиевого композита / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. Н. Гурулев // Сварочное производство. – 1999. – № 1. – С. 11–15.

2. *Трыков, Ю. П.* Особенности деформирования и кинетика диффузии в сваренном взрывом титаноалюминиевом композите / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, А. Н. Жоров, В. Д. Рогозин // Физика и химия обработки материалов. – 2004. – № 3. – С. 50–54.

3. Моделирование поведения титано-алюминиевого композита с дефектом в мягкой прослойке / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, А. А. Голик // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 20 (147) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – (Серия «Сварка взрывом и свойства сварных соединений» ; вып. 7). – С. 43–46.

4. Особенности поведения при растяжении слоистого титаноалюминиевого композита с осевыми эллиптическими отверстиями / Л. М. Гуревич, Ю. П.Трыков, В. М. Волчков, Р. Е. Новиков, А. А. Загребина // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. научю ст. № 5 (160) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 96–99.

5. *Гуревич, Л. М.* Структура и микромеханические свойства в биметалле ВТ1-0+АД1, полученном сваркой взрывом по угловой схеме / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова [и др.] // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. научю ст. № 4 (64) / ВолгГТУ. – 2010. – Т. 4. – С. 38–42.

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

7. *Johnson, G.R. and Cook W.H.* Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures, and pressures // Engineering Fracture Mechanics, 1985, Vol. 21. – P. 31–48.

8. *Кузькин, В. А.* Применение численного моделирования для идентификации параметров модели Джонсона–Кука при высокоскоростном деформировании алюминия / В. А. Кузькин, Д. С. Михалюк // Вычислительная механика сплошных сред. – 2010. – Т. 3. – № 1. – С. 32–43.

9. *Johnson G.R., Holmquist T.J.* A computational constitutive model for brittle materials subjected to large strains, high strain rates and high pressure // ShockkWave and High Strain Rate Phenomena in Materials / Ed. M.A. Meyers, L.E. Murr, K.P. Staudhammer,M. Dekker. – N.Y.: AIP Press, 1992. – 1075 p.

10. Penetration resistance and ballistic-impact behavior of Ti/$TiAl_3$ metal/intermetallic laminated composites (MILCs): A computational investigation / Mica Grujicic, Jennifer S. Snipes, and S. Ramaswami // AIMS Materials Science, 2016, 3(3). Pp. 686–721.

11. *P. Gardiner, H. Migu´elez, R. Cort´es, Y. Lepetitcorps, B. Dodd*, [et al].. Dynamic Characterization of TiAl Intermetallic in Hot Compression. Journal de Physique IV, 1997, 07 (C3), pp.C3-593-C3-597.

УДК 669.14:539.431

А. А. Седов, А. О. Долуда, М. А. Климов

ОЦЕНКА ЛОКАЛЬНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ И ДЕФОРМАЦИЙ В ДЕТАЛЯХ С КОНЦЕНТРАТОРАМИ НАПРЯЖЕНИЙ И АНАЛИЗ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ ПРИ СЛУЧАЙНОМ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ ПО РАЗЛИЧНЫМ МОДЕЛЯМ СУММИРОВАНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: alexander.a.sedov@gmail.com

В работе показана роль локальных деформаций в оценке долговечности материала при наличии концентраторов напряжений с выявлением эквидистантности кривых выносливости при случайном нагружении гладких образцов и образцов с концентраторами. Предложена методика расчета средней полной деформации за цикл, с учетом которой выявлены закономерности, повышающие точность оценки долговечности образцов с концентрацией напряжений по методу локальных деформаций.

Ключевые слова: локальные деформации, концентрация напряжений, долговечность.

A. A. Sedov, A. O. Doluda, M. A. Klimov

LOCAL STRESS AND STRAIN ESTIMATION IN ELEMENTS WITH STRESS CONCENTRATION AND DAMAGE ANALYSIS ON DIFFERENT CUMULATIVE DAMAGE MODELS UNDER VARIABLE AMPLITUDE LOADING

Volgograd State Technical University

The role of local strain in the estimation of the durability of the material with stress concentrators is shown. Equidistance of endurance curves at variable amplitude loading is revealed for smooth specimens and specimens with notch. The method of calculating the average total strain per cycle is submitted, taking into account the regularities that increase the accuracy of the estimation of the durability of the specimens with notch with the local strain method.

Keywords: local strain, stress concentration, durability.

Усталостное разрушение связано с трещинообразованием – зарождением и развитием трещины до своего критического значения. Основополагающим фактором является то, что трещина возникает в теле в результате появления и развития пластической деформации и ее исчерпания. Детали машин в отличие от гладких лабораторных образцов имеют различные формы и размеры, изменяясь в геометрии. Одним из основных факторов, характерных для деталей машин в отличие от гладких лабораторных образцов является концентрация напряжений.

Оценка локальных напряжений в деталях с концентраторами напряжений. Влияние параметров изменения геометрии детали оценивается коэффициентами концентрации напряжений K_σ и деформации K_ε. Для понимания процессов, происходящих циклически нагруженных деталях с концентраторами, необходимо знать вид и параметры напряженного состояния в области концентратора, значение локального напряжения и деформации. Кинетика изменения этих параметров в процессе циклического нагружения позволяет оценивать накопление поврежденности в зоне концентратора,

© Седов А. А., Долуда А. О., Климов М. А., 2016.

и тем самым прогнозировать с определенной вероятностью момент зарождения трещины. Максимальное номинальное напряжение $\sigma_{н\max}$ в детали, имеющей концентратор с радиусом ρ, снижается из-за микротекучести в зоне концентрации напряжений. Снижение напряжений тем сильнее, чем больше локальный градиент напряжений. Поэтому для достоверного прогноза ресурса детали в концентраторе локальное, рассчитанное по линейной теории упругости, максимальное напряжение в вершине надреза $\sigma_{л\max}$ должно быть снижено.

Для элементов, нагруженными напряжениями в упругой области, соотношение этих напряжений обозначается теоретическим коэффициентом концентрации напряжений K_t:

$$K_t = \frac{\sigma_{л\max}}{\sigma_н} \qquad (1)$$

Теоретический коэффициент концентрации напряжений зависит только от геометрии элемента и вида нагружения. По правилу Нойбера [1] связь теоретического K_t и коэффициентов концентрации по нормальным напряжениям K_σ и деформации K_ε описывается уравнением

$$K_t^2 = K_\sigma K_\varepsilon . \qquad (2)$$

Применение формулы можно пояснить геометрической интерпретацией (рис. 1)

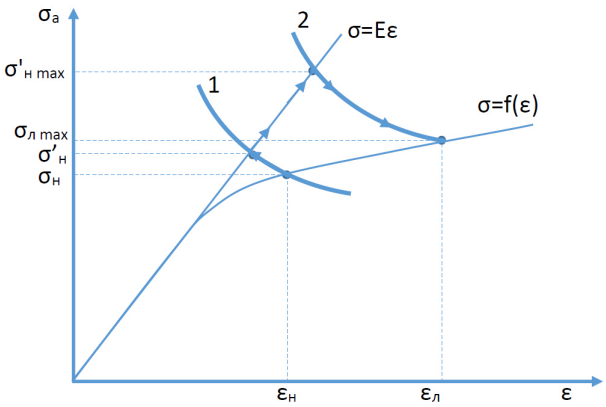


Рис. 1. Геометрическая интерпретация формулы Нойбера

Если деталь с концентратором изготовлена из металла, деформирующегося по закону $\sigma = f(\varepsilon)$, нагружена номинальным напряжением $\sigma_н$, то через соответствующую точку на кривой $\sigma = f(\varepsilon)$ можно провести равностороннюю гиперболу *1*, описываемую уравнением

$$\sigma_н \varepsilon_н = \sigma_н'^2 / E , \qquad (3)$$

и найти точку пересечения с линией деформации $\sigma = E\varepsilon$ «идеального упругого тела». Эта точка определяет эквивалентные номинальные напряжения $\sigma_н'^2$ для этого тела, подчиняющиеся закону Гука с таким же концентратором. Применим линейно-упругую теорию концентрации напряжений и соотношение

$$\sigma_{н\max} = K_t \sigma_н' \qquad (4)$$

и находим эквивалентное максимальное напряжение у основания концентратора $\sigma_{н\max}$. Через точку на прямой $\sigma = E\varepsilon$, определяемую $\sigma_{н\max}'$, снова проводим равностороннюю гиперболу *2*, по уравнению

$$\sigma_{л\max} \varepsilon_{л\max} = \sigma_{н\max}'^2 / E , \qquad (5)$$

ГДЕ $\sigma_{л\max}$, $\varepsilon_{л\max}$ – локальные значения максимального напряжения и деформации в устье концентратора.

Точка пересечения этой гиперболы с кривой $\sigma = f(\varepsilon)$ для детали дает реальное локальное максимальное напряжение $\sigma_{л\max}$ и деформацию $\varepsilon_{л\max}$ в концентраторе. Если уравнения гипербол *2* и *4* разделим друг на друга, мы снова получим формулу Нойбера (1). Из анализа полученных Нойбером расчетных зависимостей следует, что в устье концентратора

$$\sigma_{л\max} \varepsilon_{л\max} = K_t^2 \sigma_н^2 / E = \sigma_{н\max}^2 / E \qquad (6)$$

Из уравнения (4) следует вывод, что независимо от формы концентратора при нагрузке, вызывающей в основании концентратора максимальное напряжение $\sigma_{н\max}$, и при любой форме кривой деформации получается одинаковое произведение $\sigma_{л\max}$. Значение действительного напряжения $\sigma_{л\max}$ и деформации $\varepsilon_{л\max}$ в локаль-ной области концентратора лежат на гиперболе Нойбера.

При силовом подходе, влияние концентраторов учитывается усталостным (эффективным) коэффициентом концентрации напряжений K_f, который связывает усталостную прочность гладких образцов (предел выносливости для черных металлов) с усталостной прочностью образцов с концентратором:

$$K_f = \frac{\sigma_{-1}(\text{глад.})}{\sigma_{-1}(\text{конц.})} . \qquad (7)$$

Почти во всех случаях, усталостный коэффициент концентрации меньше теоретического коэффициента концентрации напряжений, то есть

$$1 \le K_f \le K_t . \qquad (8)$$

Теоретический коэффициент концентрации напряжений K_t может быть связан с усталостным коэффициентом концентрации K_f. В отличие от теоретического коэффициента концентрации напряжений K_t, усталостный коэффициент концентрации K_f зависит от типа материала и размера концентрации. Влияние этих дополнительных факторов учитывается коэффициентом чувствительности к концентрации, который может находиться в диапазоне от 0 до 1:

$$q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1}. \qquad (9)$$

При $q = 0$, $K_f = 1$ – материал нечувствителен к местным напряжениям (чугуны), а при $q = 1$, $K_f = K_t$ – материал обладает полной чувствительностью к концентрации напряжений (высокопрочные легированные стали). Ряд исследователей предложили аналитические соотношения для определения коэффициента чувствительности к концентрации напряжений на основе корреляции с экспериментальными данными. Наиболее распространенные отношения были предложены Петерсоном и Нойбером. Оба метода показывают, что q связан с материалом, геометрией и размером концентратора. Таким образом, на два концентратора могут иметь одно и то же значение K_t, но различные значения K_f из-за различных значений q.

Уравнение Петерсона [2]:

$$q = \frac{1}{1 + \frac{a}{r}}, \qquad (10)$$

где r – радиус концентратора, a – постоянная материала.

Постоянная зависит от прочности материала и пластичности и получается экспериментально после длинных усталостных испытаний гладких образцов и образцов с надрезами.

Уравнение Нойбера:

$$q = \frac{1}{1 + \sqrt{\frac{\rho}{r}}}, \qquad (11)$$

где r – радиус концентратора, ρ – постоянная материала, связанная с размером зерен материала.

Петерсон предложил эмпирические формулы для расчета эффективного коэффициента концентрации напряжений K_f для различных материалов [2]:

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{\dfrac{1 + 0.025\left(\dfrac{2070}{\sigma_B}\right)^{1.8}}{r}} \text{ для стали,} \qquad (12)$$

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \dfrac{0,5}{r}} \text{ для алюминия.} \qquad (13)$$

Проведенные исследования показывают, что использование теоретического коэффициента концентрации напряжений K_t в уравнении Нойбера показывает недостаточные результаты при оценки долговечности материала. Для оценки усталости в концентраторе напряжений предлагается модифицированный подход с помощью эффективного коэффициента концентрации напряжений K_f. Для предсказания долговечности при отказе элемента принимают:

$$K_f^2 = K_\sigma K_\varepsilon, \qquad (14)$$

который может быть переписан так

$$K_f^2 = \frac{\sigma_л}{\sigma_н} \cdot \frac{\varepsilon_л}{\varepsilon_н}, \qquad (15)$$

или наконец так

$$K_f^2 \sigma_н \varepsilon_н = \sigma_л \varepsilon_л. \qquad (16)$$

Объединив это уравнение циклическим описанием процесса усталости с учетом упругих и пластических деформаций получим

$$K_f^2 \sigma_н \varepsilon_н = \sigma\left(\frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{K'}\right)^{\frac{1}{n'}}\right), \qquad (17)$$

где $\sigma = \sigma_л$.

Можно записать это уравнение через размах локальных напряжений $\Delta\sigma$ и деформации $\Delta\varepsilon$ в уравнении гистерезиса

$$K_f^2 \sigma_н \varepsilon_н = \Delta\sigma\left(\frac{\Delta\sigma}{E} + \left(\frac{\Delta\sigma}{2K'}\right)^{\frac{1}{n'}}\right). \qquad (18)$$

На рис. 2 показаны смоделированные эпюры напряжений в V-образных концентраторах с радиусами 1 мм и 5 мм при статическом нагружении при $\sigma_н = 600$ МПа. Результаты моделирования статического нагружения образцов с различными радиусами концентраторов напряжений показаны в таблице.

Коэффициенты концентрации напряжений в образцах при моделировании статического нагружения при $\sigma_н$ = 600 МПа

Радиус концентратора *r*, мм	$\sigma_{лок}$, МПа	K_t	Расчетный K_f по Петерсону	Расчетный K_f по МКЭ
1	1240	2,24	2,178	2,07
5	745	1,37	1,366	1,24

Численное моделирование материала с концентраторами напряжений с помощью МКЭ дает значения локальных напряжений и деформаций и, соответственно, коэффициентов концентрации напряжений, близкие к экспериментальным, показанными ниже.

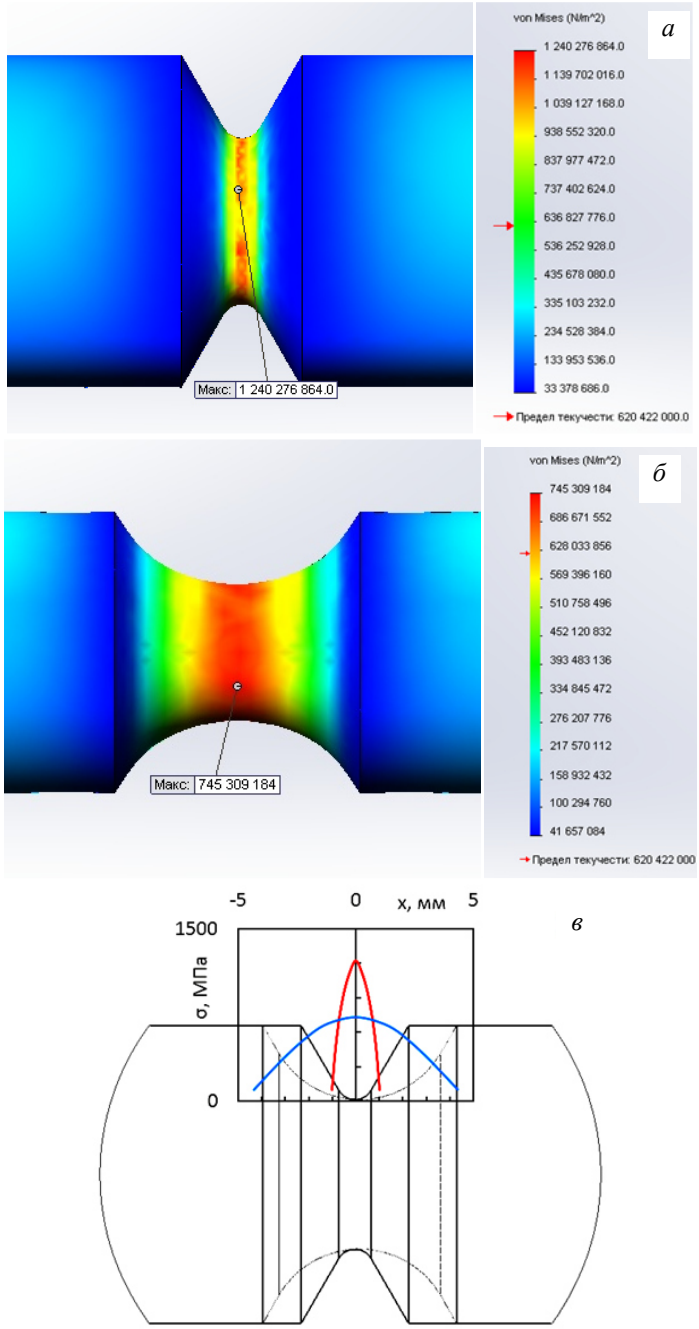


Рис. 2. Эпюры напряжений в V-образных концентраторах с радиусами 1 мм (*а*) и 5 мм (*б*), а также их сравнение (*в*) при $\sigma_н$ = 600 МПа

Силовой подход к оценке долговечности материала с концентрацией напряжений

На рис. 3 показаны результаты испытаний исследуемой стали при стационарном (кривая *1*) и случайном нагружении по спектру С для гладких образцов (кривая *2*), а также экспериментальные значения σ-lg*N* для образцов с концентраторами.

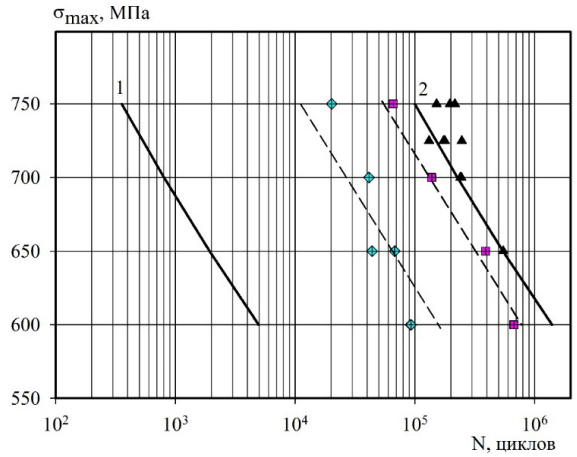


Рис. 3. Кривые выносливости стали 40Х при стационарном (кривая *1*) и смоделированном случайном нагружении по спектру С (▲ – гладкие образцы (кривая *2*), образцы с концентраторами r = 1 мм – ♦ и r = 5 мм – ■)

Подробное описание получения спектров, используемых в исследовании, а также их характеристики даны в [3]. Установлено, что экспериментальные значения σ-lg*N* для образцов с концентраторами группируются вокруг кривых, эквидистантных кривой для гладких образцов в координатах σ-*lgN*, в соответствии с размерами радиусов концентраторов.

Деформационный подход к оценке долговечности материала с концентрацией напряжений

Для оценки долговечности материала на основе деформационного подхода необходимо выбрать деформационный параметр, учитывающий пластическую и упругую составляющие деформации при накоплении усталостных повреждений. Разработана методика расчета средней полной деформации за цикл $\Delta\varepsilon_{cp}$ для проведения оценки долговечности материала с учетом и без учета концентрации напряжений по методу деформаций.

В результате обработки файла испытаний, проведенные при случайном нагружении материала с концентратором напряжений по спектру С (рис. 4, *а*), были получены амплитудные значения напряжений и ширины петли механического гистерезиса за каждый цикл. Значение ширины петли механического гистерезиса в цикле – это пластическая деформация, полученная в каждом цикле в блоке спектра нагружения (рис. 4, *б*).

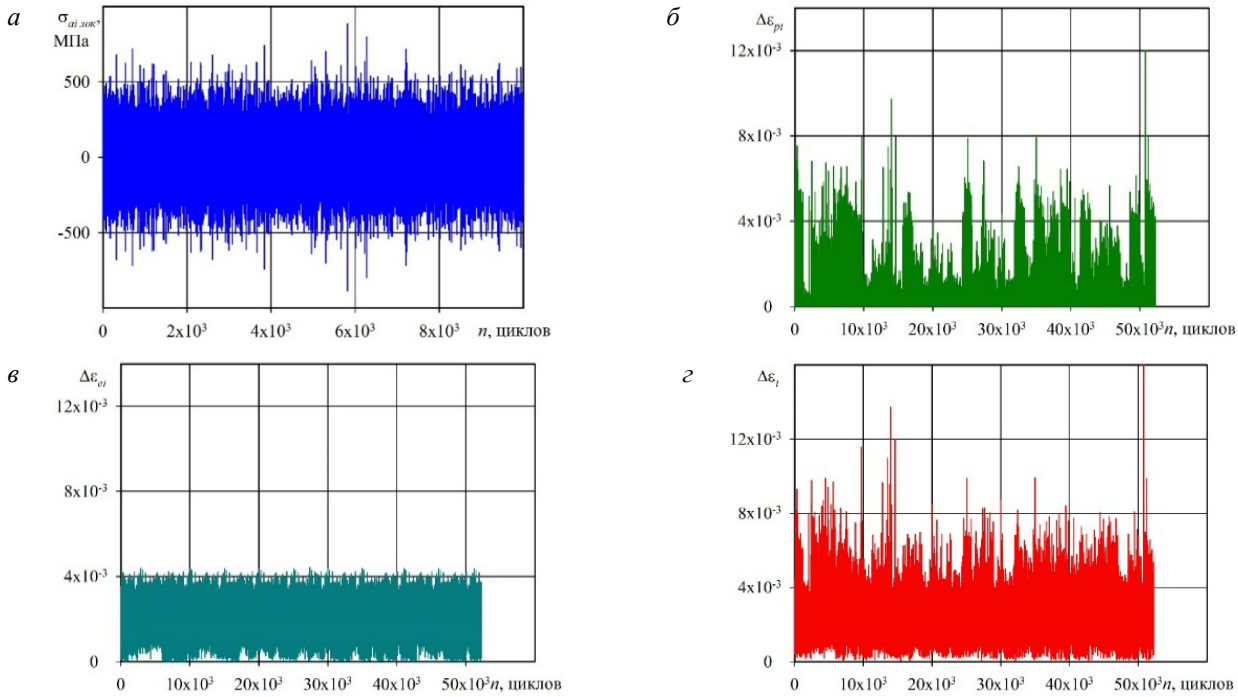


Рис. 4. Методика расчета средней полной деформации за цикл на примере корсетного образца (r = 1 мм) при случайном нагружении (спектр С, $\sigma_{a\max ном}$ = 600 МПа), N = 52200 циклов:

а – блок спектра нагружения в локальных значениях напряжений; *б, в, г* – значения пластической, упругой и полной деформации соответственно в циклах блоков спектра

Из амплитудных значений локальных напряжений в циклах была рассчитана упругая составляющая (рис. 4, *в*). На рис. 4, *г* показаны значения полной деформации за циклы нагружения как сумма упругой и пластических составляющих. Таким образом, средняя полная деформация за цикл рассчитывается по формуле 19:

$$\Delta\varepsilon_{cp} = \frac{\sum_{i=1}^{N}\left(\Delta\varepsilon_{pi} + \Delta\varepsilon_{ei}\right)}{N} \qquad (19)$$

На рис. 5 представлена зависимость $\Delta\varepsilon_{cp}$ от N в двойных логарифмических координатах при стационарном и случайном нагружении как гладких образцов, так и образцов с концентраторами. Точки при стационарном нагружении были получены при испытаниях с действующими значениями амплитуд напряжений 600, 570, 550, 470 и 440 МПа. Выявлено, что значения средней полной деформации за цикл $\Delta\varepsilon_{cp}$ не зависят от характера спектра нагружения и при учете локальной деформации в концентраторе напряжений ложатся на одну кривую $lg\,\Delta\varepsilon_{cp}$ -lgN (коэффициент корреляции ϑ=0,862).

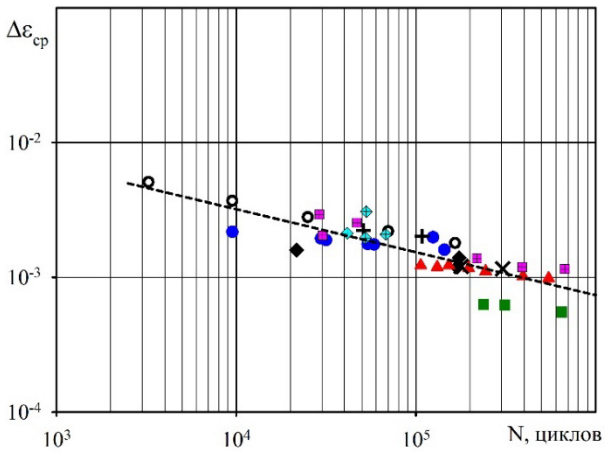


Рис. 5. Взаимосвязь полной деформации $\Delta\varepsilon_{cp}$ и долговечности N стали 40Х (гладкие образцы – спектры А – ●, С – ▲, В – ♦, SAESUS – ■, SAEBRACKET – ×, SAETRANS – +; образцы с концентраторами r = 1 мм – ♦ и r = 5 мм – ■ при спектре С; стационарное нагружение – **o**)

Заключение

1. С помощью МКЭ проведено численное моделирование распределения локальных напряжений в материале с различными концентраторами напряжений, которое дает значения, близкие к расчетным.

2. Установлено, что при силовом подходе к оценке долговечности материала с концентрацией напряжений экспериментальные кривые выносливости для образцов с концентраторами при случайном нагружении являются эквидистантными по отношению к кривой для гладких образцов в координатах σ-lg$N$, и определяются значениями коэффициента концентрации.

3. Разработана методика расчета средней полной деформации за цикл $\Delta\varepsilon_{cp}$ для проведения оценки долговечности материала с концентрацией напряжений по методу деформаций. Выявлено, что значения средней полной деформации за цикл не зависят ни от спектра нагружения, ни от значения коэффициента концентрации напряжений и ложатся на одну кривую lg $\Delta\varepsilon_{cp}$ –lg N.

4. Вывод о том, что уровень развития неупругих процессов при случайном нагружении в области $5\cdot10^3$–10^6 циклов является определяющим для оценки долговечности материала, зависимым от величины максимальной амплитуды спектра, распространяется и на образцы с концентраторами напряжений с учетом локальной деформации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Neuber, H.* Theory of stress concentration for shear strained prismatical bodies with arbitrary non linear stress strain law / H. Neuber. – J.Appl.Mech., Dec. 1961. – pp. 544-550.

2. *Peterson, R. E.* Notch sensitivity / R. E. Peterson. – Metal Fatigue, Sines and Waisman, McGraw Hill, 1959.

3. Формирование спектра случайного нагружения для оценки поврежденности и долговечности материала конструктивного элемента / А. Н. Савкин, А. С. Горобцов, А. А. Седов, А. В. Андроник / Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. / № 6 (109) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 7). – С. 60–63.

УДК 621.9.047

Н. Г. Дудкина, В. В. Чекунов

ИССЛЕДОВАНИЕ НЕУПРУГИХ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНО УПРОЧНЕННОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: detmash@vstu.ru

Рассмотрены закономерности изменения неупругих свойств образцов из стали 45, подвергнутых комбинированному поверхностному упрочнению: электромеханической обработке и поверхностному пластическому деформированию (ЭМО+ППД) в сопоставлении с образцами, обработанными технологиями, составляющими комбинированное упрочнение. Приводятся результаты исследований статических петель механического гистерезиса. Результаты работы развивают теоретические представления о рассеянии механической энергии поверхностно упрочненных материалов.

Ключевые слова: комбинированная обработка, электромеханическая обработка, поверхностное пластическое деформирование, неупругая деформация, ширина петли механического гистерезиса, рассеяние энергии, мгновенный модуль упругости.

N. G. Dudkina, V. V. Chekunov

RESEARCH INELASTIC PROPERTIES OF SURFACE HARDENING STRUCTURAL CARBON STEEL

Volgograd State Technical University

The results of the study the inelastic properties of hardened of the combined surface hardening: electromechanical treatment and surface plastic deformation (EMT+SPD) of the steel sample 45 compared with samples processed by technologys that constitute the part combined hardening. The results of research of static hysteresis loops. The results of developing theoretical understanding of the scattering of the mechanical energy of materials hardenet surface.

Keywords: the combined surface hardening, electromechanical treatment, surface plastic deformation, inelastic deformation, the width of the hysteresis loop mechanical, dissipation of energy, instantaneous modulus.

Введение

Комбинированные технологии упрочнения поверхностного слоя металлов применяются как эффективное технологическое средство, позволяющее влиять на различные механические характеристики металла и корректировать их в нужных направлениях. Одной из таких технологий является комбинированная обработка, включающая в себя электромеханическую обработку (ЭМО) [1] с последующим поверхностным пластическим деформированием (ППД). В настоящее время достаточно полно изучены традиционные свойства углеродистой конструкционной стали, поверхностно упрочненной ЭМО+ППД, такие как статическая прочность, пластичность, циклическая прочность и т. д. [2, 3]. Однако практически отсутствуют сведения, содержащие данные о закономерностях неупругого деформирования поверхностно упрочненной стали, несмотря на то, что ряд отраслей техники требует исследования прочности металлов в условиях повторного нагружения при больших уровнях нагрузки и малых частотах нагружения. Для более полного представления о закономерности протекания неупругих процессов был выполнен комплекс исследований деформационных и энергетических характеристик, упрочненной комбинированным методом ЭМО+ППД углеродистой конструкционной стали. Как известно к деформационным свойствам относится величина неупругой деформации за цикл $\Delta\varepsilon$, оцениваемая шириной петли механического гистерезиса, а к энергетическим – необратимо рассеянная энергия за цикл D, оцениваемая площадью петли механического гистерезиса [4].

В работе приводятся результаты исследований неупругих свойств стали 45, подвергнутой комбинированной обработке поверхностного слоя ЭМО+ППД: электромеханической обработке (ЭМО) с последующим поверхностным пластическим деформированием (ППД) и сравнительная оценка интенсивности рассеяния энергии образцов, обработанных традиционными методами ППД, ЭМО и комбинированной технологией поверхностного упрочнения ЭМО+ППД.

© Дудкина Н. Г., Чекунов В. В., 2016.

Материалы и методы исследования

Испытанию подвергалась нормализованная сталь 45. Электромеханическая обработка представляла собой импульсное высокотемпературное воздействие электрического тока большой силы, подаваемого на поверхность образца через твердосплавный инструмент по режимам: плотность тока j = 400 А/мм^2; напряжение U = 4…5 В; усилие на инструмент P = 300 Н; скорость обработки V = 0,05 м/с; подача инструмента S = 0,8 мм/об. Параметры финишной обработки ППД: рабочая нагрузка на инструмент P = 1200 Н; подача S = 0,25 мм/об; скорость вращения шпинделя V = 100 мм/об.; число проходов n = 1.

В результате интенсивного температурно-силового воздействия в зоне контакта ролика с поверхностью образца формируется структура специфического состояния мартенсита (белый слой) в виде непрерывных треков упрочненного металла с толщиной 0,15–0,2 мм и твердостью H_μ = 8,0…8,5 ГПа. При подаче упрочняющего инструмента S = 0,8 мм/об на поверхности формировалась структура с расположением треков белого слоя встык [5].

Цилиндрические образцы (длиной 100 мм, диаметром 10 мм), находящиеся в исходном состоянии и обработанные ЭМО, ППД и ЭМО + + ППД, подвергались осевому растяжению с автоматической записью начальных участков диаграмм деформирования и статических петель механического гистерезиса при помощи тензометра омического сопротивления с точностью измерения относительных деформаций $\varepsilon = 1 \cdot 10^{-5}$.

Оценка развития неупругой деформации и интенсивность рассеяния энергии при простом растяжении стандартных цилиндрических образцов осуществлялась методом статической петли гистерезиса. Петли гистерезиса снимались при разных уровнях напряжений и при одном и том же виде деформации (рис. 1).

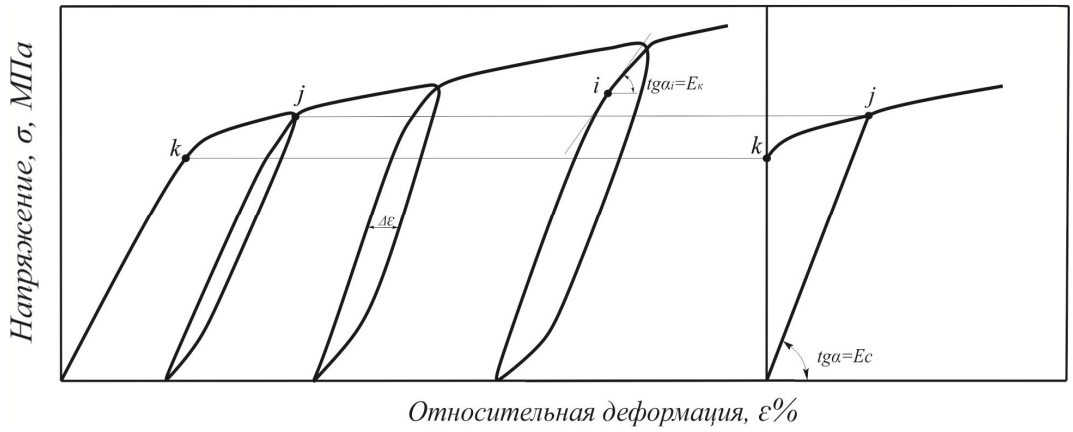


Рис. 1. Обобщенная диаграмма малоциклового статического нагружения стальных образцов

Как показывают многочисленные исследования, даже при малой общей деформации зависимость между напряжениями и деформациями в металлах не остается линейной и в координатах напряжение-деформация наблюдается замкнутая петля механического гистерезиса. Наличие такой петли свидетельствует о том, что работа деформации, затрачиваемая при нагружении образца, больше работы деформации при его разгрузке. Часть энергии, определяемая площадью петли гистерезиса, расходуется в металле на необратимые процессы. В качестве критериев, характеризующих неупругие процессы, рассматривались: ширина петли механического гистерезиса $\Delta\varepsilon$ и площадь петли механического гистерезиса D.

Анализ изменения формы петли гистерезиса производился по величине приращения $\Delta\sigma/\Delta\varepsilon$ на достаточно малой ступени нагружения $\Delta\sigma_i$ при тензометрическом измерении $\Delta\varepsilon_i$. На участке восходящей ветви петли гистерезиса бралось 8–10 ступеней. Величина $\Delta\sigma/\Delta\varepsilon$ определяла значение мгновенного модуля упругости $E_к$ на уровне общей деформации образца ε = 1,0 %.

Результаты и обсуждение

На рис. 2 показаны графики изменения ширины петли механического гистерезиса от степени общей деформации для образцов, упрочненных ППД, ЭМО, ЭМО+ППД и в исходном состоянии, характеризующие изменение неуп-

ругих деформаций в металле [6]. Анализ развития неупругой деформации поверхностно обработанных образцов показал, что проведение традиционного поверхностного пластического деформирования не приводит к существенным изменениям неупругих свойств стали, но при обработке ППД в сочетании с электромеханической обработкой ширина петли гистерезиса увеличивается на 50 % по сравнению с неупрочненными образцами.

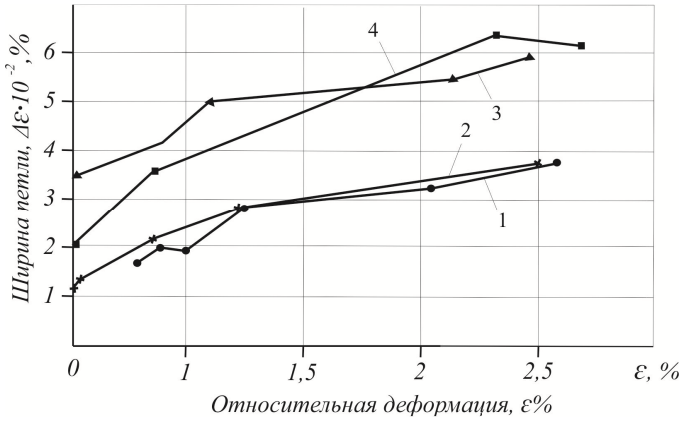


Рис. 2. Изменение ширины петли гистерезиса в функции общей деформации:
1 – исходное состояние; *2* – упрочнение ППД; *3* – упрочнение ЭМО с подачей ЭМО, равной S = 0,8 мм/об; *4* – упрочнение ЭМО+ППД с подачей предварительной ЭМО S = 0,8 мм/об [6]

По сравнению с образцами, упрочненными традиционной ЭМО [7] интенсивность неупругих деформаций образцов, подвергнутых комбинированной обработке ЭМО+ППД меньше на 25–30 %. Нарастание общей пластической деформации приводит к изменению закономерности и интенсивности неупругой деформации. Так при росте общей деформации более ε = 1, 5 % ширина петли комбинированно обработанных образцов превышает обработанные ЭМО.

На рис. 3 показаны значения неупругой деформации (ширина петли механического гистерезиса Δε) и энергии рассеяния (площадь петли механического гистерезиса D) образцов из стали 45, подвергнутой различным поверхностным обработкам: ППД, ЭМО, ЭМО+ППД.

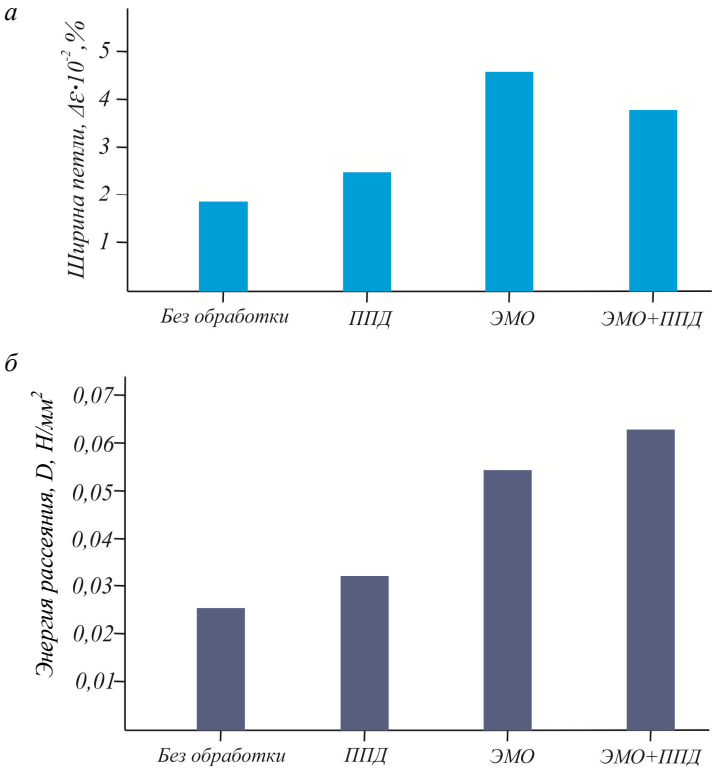


Рис. 3. Значения неупругой деформации (*а*) и энергии рассеяния (*б*) стали 45, подвергнутой различным методам поверхностного упрочнения: ППД, ЭМО, ЭМО+ППД при общей деформации ε = 1,0 %

Из рисунка видно, что неупругость, отражающая неоднородность протекания микропластических деформаций, зависит от структурных изменений в поверхности в результате различных упрочняющих обработок. Гистограмма показывает вклад каждой составляющей комбинированного упрочнения ЭМО+ППД в изменение деформационных и энергетических характеристик. Сравнительный анализ неупругой деформации и энергетических потерь образцов, показал, что при общей деформации ε = 1,0 % ширина петли, упрочненных ЭМО образцов Δε = 4,8 %, ЭМО+ППД – Δε = 3,9 %, в то время как энергия рассеяния D = 0,0667 МПа и D = = 0,068 МПа – соответственно. Т. е. «энергоемкость» макро- и микрообъемов образцов, подвергнутых комбинированной обработке ЭМО+ППД больше в сравнении с обработанными ППД и ЭМО. Авторы объясняют это не только специфической структурой поверхностного слоя, вызванной микроискажениями кристаллической решетки металла треков белого слоя, наличием в нем фазы высокоуглеродистого мартенсита и макроструктурной неоднородностью поверхностного слоя в осевом направлении образца [7], но и чрезвычайно сложной картиной остаточных напряжений по элементам структуры после финишной обработки поверхностным пластическим деформированием [2]. Причем, сравнение значений деформационных и энергетических характеристик неупругости образцов, обработанных традиционной ЭМО и комбинированным методом, показало, что соотношения качественно различны. Так ширина петли Δε меньше, а площадь петли D несколько больше при поверхностном упрочнении ЭМО+ППД по сравнению с традиционной электромеханической обработкой (на уровне общей деформации ε = 1,0 %). Это говорит о том, что хотя деформационные и энергетические критерии основаны на одном физическом явлении, они не всегда находятся в прямой зависимости друг от друга. Следовательно, при оценке степени проявления неупругости металла недостаточно делать заключение по одному из критериев. Например, по изменению ширины петли механического гистерезиса делать выводы, например, о способности материала к демпфированию. Необходима комплексная оценка всех критериев неупругости.

Для полного представления о закономерностях протекания неупругой деформации были проанализированы формы кривых петель гистерезиса поверхностно упрочненных образцов. На рис. 4 представлены кривые изменения мгновенного (касательного) модуля упругости для поверхностно упрочненных ППД, ЭМО, ЭМО+ППД образцов. Исследование формы кривых петель гистерезиса, оцениваемых величиной мгновенного модуля упругости $E = d\sigma/d\varepsilon$, производилось на уровне общей деформации образца равной ε = 0,8 %. Из графиков следует, что комбинированная обработка (ЭМО+ППД) стальных образцов увеличивает сопротивление входа микрообъемов в микропластическое деформирование (кривая *4*) по сравнению с другими упрочняющими обработками. Дальнейший анализ кривой, показывает резкое падение мгновенного модуля упругости, что указывает на повышенную интенсивность прохождения микропластической деформации (неупругих процессов) в каждое мгновение нагружения. Значения мгновенного модуля после комбинированной обработки стальных образцов выше по сравнению с исходными образцами, но несколько меньше, чем при ЭМО.

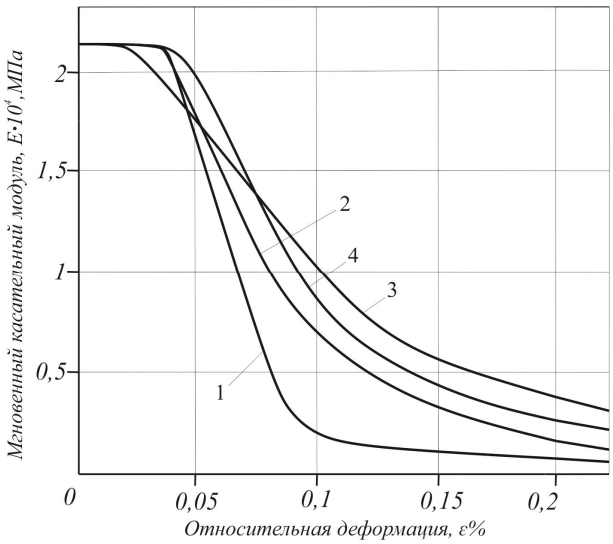


Рис. 4. Значение текущего касательного модуля по петле диаграммы растяжения на уровне остаточной деформации ε = 0,8 % поверхностно упрочненных образцов:
1 – сходное состояние; *2* – упрочнение ППД; *3* – упрочнение ЭМО; *4* – упрочнение ЭМО+ППД

Таким образом, чтобы иметь точные представления о неупругих процессах в стали, подвергнутой поверхностным упрочняющим обработкам, необходима комплексная оценка характеристик неупругости и формы петли механического гистерезиса. Для раскрытия механизма повышения неупругих свойств стали 45 необходимо привлечь результаты исследований ло-

кальной микронеоднородной деформации по элементам структуры поверхности в исходном и упрочненном состоянии металла [2,8], что является целью дальнейших исследований авторов.

Заключение

Изучена кинетика развития неупругих деформаций по развитию статической петли механического гистерезиса при растяжении образцов, подвергнутых предварительному поверхностному упрочнению технологическими методами ППД, ЭМО, ЭМО+ППД.

Исследованы деформационные и энергетические свойства, характеризующие развитие неупругих явлений в поверхностно упрочненной стали 45 и проведен сравнительный анализ полученных результатов для разных методов поверхностного упрочнения. Полученные результаты свидетельствуют о высокой чувствительности свойств неупругости к видам упрочняющих обработок.

Предварительное поверхностное упрочнение образцов из стали 45 комбинированной обработкой (электромеханическое упрочнение + поверхностное пластическое деформирование) приводит к существенному повышению неупругих свойств и увеличивает рассеяние энергии в 2,8–3 раза по сравнению с исходным состоянием стали 45.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Багмутов, В. П.* Электромеханическая обработка: технологические и физические основы, свойства, реализация / В. П. Багмутов, С. Н. Паршев, Н. Г. Дудкина, И. Н. Захаров. – Новосибирск : Наука, 2003. – 318 с.

2. *Матлин, М. М.* Особенности пластического деформирования стальных деталей, упрочненных комбинированной обработкой ЭМО+ППД / Н. Г. Дудкина, А. Н. Болдов // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2010. – № 8. – С. 44–48.

3 *Дудкина, Н. Г.* Оценка усталостной прочности термообработанной среднеуглеродистой стали после комбинированного упрочнения (ЭМО+ППД) / Н. Г. Дудкина // Mechanika. – 1998. – № 4. – С. 28–32.

4. *Савкин, А. Н.* Прогнозирование усталостной долговечности высоконагруженных конструкций / А. Н. Савкин, В. П. Багмутов ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – 363 с.

5. *Гурьев А. В.* Влияние электромеханического упрочнения на механические свойства углеродистой стали / А. В. Гурьев, Н. Г. Дудкина, А. В. Федоров // Физико-химическая механика материалов. – 1990. – № 3. – С. 26–30.

6. *Дудкина, Н. Г.* Влияние комбинированной обработки ЭМО+ППД на демпфирующие свойства среднеуглеродистой стали / Н. Г. Дудкина, В. В. Чекунов // Металлообработка. – 2016. – № 1. – С. 36–40.

7. *Федоров, А. В.* Рассеяние механической энергии в конструкционных сталях, подвергнутых электромеханической обработке / А. В. Федоров, Н. Г. Дудкина // Mechanika. – 1998. – № 2. – С. 15–18.

8. *Дудкина, Н. Г.* Micrononhomogeneous strain of the «white layer» produced by electromechanical treatment of carbon steels / Н. Г. Дудкина, И. Н. Захаров // Mechanika. – 2007. – № 3. – С. 17–21.

УДК 621.01:539.431

А. Н. Савкин, А. В. Андроник, К. А. Бадиков, А. А. Седов

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ПОЛНОТЫ НАГРУЖЕНИЯ ПРИ ПЕРЕГРУЗОЧНЫХ И НЕДОГРУЗОЧНЫХ РЕЖИМАХ В НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ АВТОМОБИЛЬНОЙ СТАЛИ

Волгоградский государственный технический университет
e-mail: tfpic@vstu.ru; geronimo855@mail.ru

Усталостные поломки деталей машин наблюдаются после достаточного большого количества циклов нагружения при сравнительно невысоких уровнях напряжения. Это обстоятельство может вызвать существенные искажения прогностической оценки ресурса, так как ресурс любого технического объекта в значительной степени определяется уровнем действующих, их последовательностью и полнотой нагружения. В данной статье оценивается расчетная и экспериментальная долговечность автомобильной стали с учетом последовательности и полноты нагружения.

Ключевые слова: полнота нагружения; перегрузочные режимы; недогрузочные режимы; усталость металла; низколегированная сталь.

A. N. Savkin, A. V. Andronik, K. A. Badikov, A. A. Sedov

ASSESSMENT OF INFLUENCE OF FULLNESS OF THE LOADING AT THE RELOADING AND UNDERLOADING MODES IN THE LOW-ALLOYED AUTOMOBILE STEEL

Volgograd State Technical University

Fatigue failure of machine parts is observed after a sufficiently large number of loading cycles at relatively low stress levels. This circumstance can cause significant distortions of the prognostic assessment of the resource, because the resource of any technical object is determined by the significant level of current, consistency and completeness of loading. This investigation estimates the calculated and experimental durability of automotive steel. The study took into account the consistency and completeness of loading.

Keywords: complete loading; overload; underload; metal fatigue; low alloy steel.

© Савкин А. Н., Андроник А. В., Бадиков К. А., Седов А. А., 2016.

Самым распространенным материалом в автомобилестроении в целом является сталь. С 20-х годов XX века массово в производстве автомобилей начинает применяться малоуглеродистая сталь, так как скорость штамповки панелей из плоских заготовок и скорость сборки с помощью контактной сварки были весьма привлекательны для массового производства. Сейчас проявляется интерес автомобилестроителей к легким материалам, однако сталь остается основным конструктивным материалом. Она довольно просто подвергается переработке, обладает низкой стоимостью, высокой ударной вязкостью, возможностями упрочнения и т. д. Недостатками же являются высокая плотность и отсутствие коррозионной стойкости без покрытия [1]. Поэтому в качестве материала для исследования в данной статье было решено использовать сталь Cosmo, применяемую для изготовления подрамников передней подвески автомобилей Ford Fiesta и Fusion, которую предоставил завод по производству автомобильных компонентов Cosmo Magna. Механические свойства данной стали были определены авторами экспериментально: плотность γ = 7800 кг/м^3; модуль упругости E = 210 ГПа; предел прочности σ_B = 496 МПа; предел текучести $\sigma_{0,2}$ = 303 МПа. Химические свойства представлены в табл. 1. Учитывая установленные свойства и назначение сплава, найден отечественный аналог – сталь 9Г2. Эта сталь является конструкционной низколегированной сталью для сварных конструкций. Химические свойства стали 9Г2 также представлены в табл. 1.

Экспериментальные исследования проводились в лабораториях испытания материалов BiSS (г. Бангалор, Индия) и кафедры «Сопротивление материалов» ВолгГТУ, Волгоград. Целям исследований наиболее соответствовала сервогидравлическая машина Makron 25 kN. Испытательная машина оснащена программным обеспечением, позволяющим автоматически обрабатывать результаты испытаний. Основными программами являлись MTL32 (Multi Tool Language), VuPoint и VAFCP. Для испытаний на распространение трещины было использовано приложение VAFCP (Variable Amplitude Fatigue Crack Propagation), позволяющее проводить нагружение согласно представленной в данной статье программе испытаний. Методика испытаний соответствовала требованиям ASTM E647-08 [2].

Таблица 1

Химический состав стали Cosmo

Марка	Химический элемент									
	Al, %	Fe, %	C, %	Cr, %	Cu, %	Mn,%	Nb, %	Ni, %	Si,%	Ti, %
Сталь Cosmo	0,036	98,7	0,078	0,1	0,016	0,96	0,04	–	0,1	0,016
9Г2	–	96	<0,12	<0,3	<0,3	1,4–1,8	–	<0,3	0,17–0,37	–

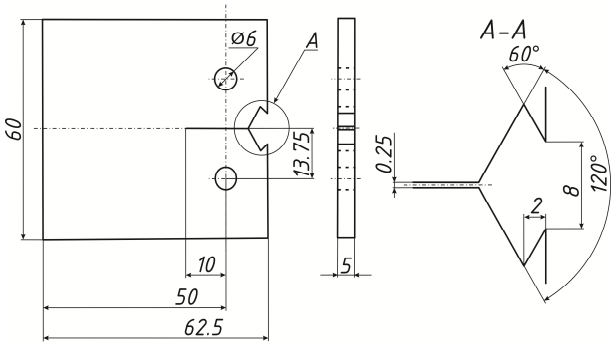
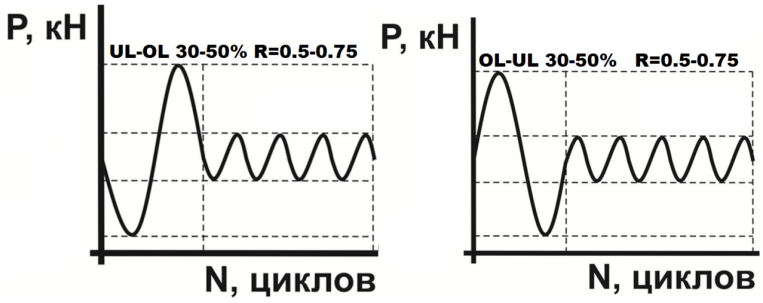


Рис. 1. Геометрия образца для испытаний

Для измерения длины трещины использовался метод податливости. Он предусматривает использование датчика открытия трещины, измеряющего расстояние между кромками образца (рис. 1). Для фиксирования размеров трещины в режиме реального времени использовался датчик раскрытия трещины фирмы Biss.

Были проведены нагружения, в которых цикл перегрузки состоит из комбинации растягивающей и сжимающей перегрузок различной последовательности (перегрузка OL-недогрузка UL и наоборот). Применена асимметрия цикла блока постоянной амплитуды $R \geq 0{,}7$ и малые перегрузки $K_{ol}/K_{max} \leq 1{,}5$, а в качестве закона управления нагружением – постоянный размах нагрузки ΔP. Схемы режимов нагружения представлены на рис. 2. Варьировалась асимметрия циклов R, но максимальная нагрузка P_{max}=5 кН блока регулярного нагружения была постоянной. После перегрузок частотой F_1 = 0,1 Гц происходило регулярное нагружение частотой F_2 = 150 Гц в течение $N = 10^4$ циклов, а затем нагружение повторялось. Предварительное растрескивание для всех испытаний проводилось с параметрами: P_{max} = = 3 кН, R = 0,1, a_0 = 14 мм. Результаты экспериментов на долговечности приведены в табл. 2.



а *б*

Рис. 2. Схемы режимов нагружения:
а – испытания с недогрузкой-перегрузкой UL-OL ; *б* – испытания с перегрузкой-недогрузкой OL-UL

Таблица 2

Долговечность образцов и полнота нагружения

№	Обозначение	Полнота нагружения (коэффициент нерегулярности)	Экспериментальные результаты испытаний (10^6·циклов)	Расчетные результаты испытаний (10^6·циклов)
1	UL-OL R=0.7 50 %	0.209	7.41	3.94
2	OL-UL R=0.7 50 %	0.209	2.35	3.53
3	UL-OL R=0.7 40 %	0.229	5.79	3.42
4	OL-UL R=0.7 40 %	0.229	2.25	4.89
5	UL-OL R=0.7 30 %	0.235	4.36	4.58
6	OL-UL R=0.7 30 %	0.235	1.93	4.24
7	UL-OL R=0.75 50 %	0.17	10.6	1.88
8	OL-UL R=0.75 50 %	0.17	3.33	3.94
9	UL-OL R=0.75 40 %	0.182	9.05	3.53
10	OL-UL R=0.75 40 %	0.182	3.18	3.42
11	UL-OL R=0.75 30 %	0.196	6.07	4.89
12	OL-UL R=0.75 30 %	0.196	3.03	4.58
13	UL-OL R=0.5 50 %	0.343	1.44	4.24
14	OL-UL R=0.5 50 %	0.343	0.834	1.88

Было выявлено различие в результатах между испытаниями стальных образцов с противоположной последовательностью перегрузок. Перегрузочный блок, состоящий из перегрузки-недогрузки, замедляет рост трещины по сравнению с нагружением переменной амплитуды. Каждое из рассмотренных нагружений имеет свою последовательность нагрузок, порядок перегрузок и недогрузок, которое по-разному сказывается на скорости роста, поэтому согласно ГОСТ 25.507–85 различие нагружения предлагается оценивать с помощью меры полноты нагружения, которая определяется по формуле (1). Величина полноты нагружения V по каждому нагружению представлена в табл. 2.

$$V(m)=\left[\frac{1}{\nu_b}\left[\sum_{i=1}^{\nu_b}\left(\frac{\sigma_{ai}}{\sigma_{a\max}}\right)^m\right]\right]^{\frac{1}{m}}, \qquad (1)$$

где ν_b – продолжительность используемой выборки нагружения; m – коэффициент эквивалентности по приведению стационарного нагружения эквивалентному циклическому. Коэффициент m был определен как среднее экспериментальное значение наклона кинетической диаграммы усталостного разрушения по представленным испытаниям и был принят равным 4; $\sigma_{ai}/\sigma_{a\max}$ – нормированная i-ая амплитуда нагружения.

Представление нагружения по формуле (1) соответствует подходу [3, 4] по приведению нагружения к стационарному эквивалентному циклическому нагружению. Такой подход был использован при оценке влияния нерегулярности на продолжительность роста усталостной трещины.

Долговечность роста трещины с учетом критерия нерегулярности V, можно описать уравнением (2):

$$NSV_i = NST \cdot 10^{[(1+A\cdot\log(m))\cdot(1-V_i)]}, \quad (2)$$

где NST – продолжительность роста трещины при регулярном нагружении при напряжении $\sigma_{a\max}$, которое составило около 50000 циклов; V_i – коэффициент нерегулярности нагружения; A – постоянный коэффициент принимается равным 2. Результаты расчета долговечности с учетом коэффициента нерегулярности по формуле (2) представлены в табл. 2.

Проведенное исследование показало, что имеется взаимосвязь продолжительности роста трещины с коэффициентом нерегулярности V. Данные коэффициенты были рассчитаны для полученных экспериментальных данных, что показано на рис. 3, *а*. Как видно из рисунка, проявляется четкая взаимосвязь долговечности разрушения в зависимости от V. Однако результаты показывают, что влияние возмущающих воздействий в виде перегрузок-недогрузок и недогрузок-перегрузок данная взаимосвязь не учитывает. Поэтому на рис. 3, *а* наблюдаем две кривые, согласно порядку возмущающих воздействий. Также можно отметить, что значение перегрузок-недогрузок и недогрузок-перегрузок отличаются друг от друга, поскольку в представленной формуле (1) взаимодействие амплитуд нагружения на продолжительность роста трещины не учитывается. Однако расчеты показали, что даже при таком подходе результаты расчета и эксперимента коррелируют друг с другом.

Также было проведено сравнение экспериментальных значений продолжительности роста усталостных трещин по перегрузочным, недогрузочным режимам и расчетным значениям, полученным по формуле (2), оно представлено на рис. 3, *б*.

Анализ экспериментальных данных позволяет заключить: 1) увеличение уровня перегрузки в испытаниях с перегрузочным блоком из перегрузки-недогрузки или недогрузки-перегрузки ведет к увеличению долговечности; 2) замедление роста трещины проявляется значительнее при нагружении, в перегрузочном блоке которого последним полуциклом является перегрузка.

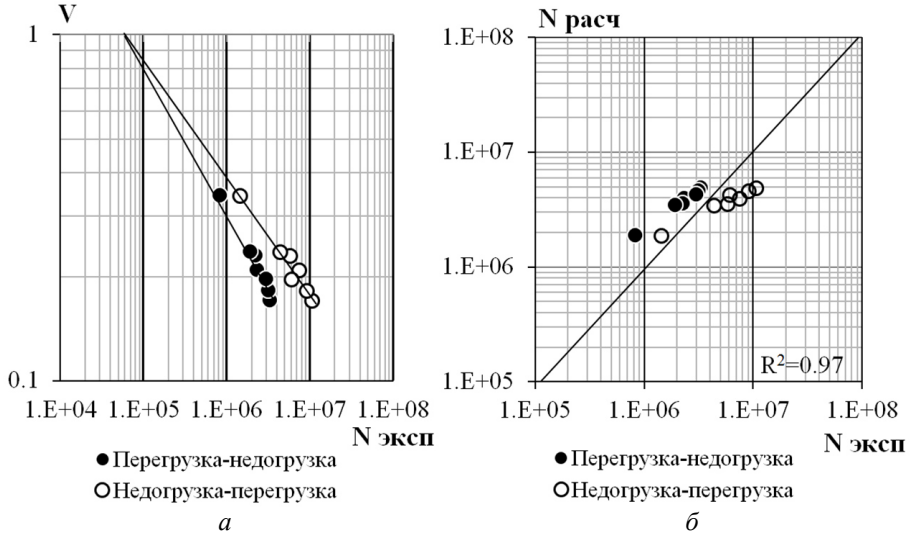


Рис. 3. Сравнение экспертиментальных значений:
а – изменение продолжительности роста усталостных трещин пиковых нагрузок в блоке нагружения в зависимости от характера переменного нагружения V; *б* – взаимосвязь расчетных и экспериментальных значений продолжительности роста усталостных трещин при расчете по уравнению (2)

По результату сравнительного анализа соотношения экспериментальных и расчетных значений продолжительности роста усталостных трещин на испытываемых образцах можно сделать вывод, что предложенное уравнение для расчета долговечности усталостного нагружения, используя в качестве коэффициента нерегулярности полноту V, весьма корректно и полученные расчетные данные в высокой степени коррелируют с экспериментальными.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Савкин, А. Н.* Анализ перспективных материалов в конструкциях легковых автомобилей / А. Н. Савкин, А. В. Андроник, А. И. Горунов, А. А. Седов // Автомобильная промышленность. – 2015. – № 3. – С. 31–36.

2. ASTM E647-13ae1, Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates / ASTM International, West Conshohocken, PA, 2013.

3. *Barsom, J. M.* Fatigue crack growth under variable amplitude loading in various bridge steels / J. M. Barsom // In Fatigue Crack Growth under Spectrum Loads. 1976. ASTM STP 595. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA, pp.217–235.

4. *Henning Agerskov*. Fatigue in steel structures under random loading // Journal of Constructional Steel Research, 53 (2000). PP 283–305.

УДК 539.4

А. С. Столярчук, Д. С. Денисевич, М. Д. Романенко, И. А. Бродников

ВЗАИМОСВЯЗЬ ХАОТИЧНОСТИ ПРОЦЕССОВ ЛОКАЛЬНЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ И ДОЛГОВЕЧНОСТИ МАТЕРИАЛА*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: sopromat@vstu.ru

На примере двух современных технологий упрочнения установлена стохастическая взаимосвязь между повышением долговечности и степенью хаотичности скоростей локальных повреждений конструкционных материалов при циклических нагрузках. Эта взаимосвязь оценивается по совокупному коэффициенту корреляции трех параметров: дисперсии скоростей повреждений, их энтропии и изменения долговечности. Принятый подход хорошо характеризует поведение материала как при мало-, так и при многоцикловой усталости. Разработанный *совместный энтропийно-статистический подход* дает значительно лучший результат, чем только энтропийный или только статистический в отдельности.

Ключевые слова: усталость, долговечность, локальные повреждения, скорости повреждений, энтропия Шеннона.

A. S. Stolyarchuk, D. S. Denisevich, M. D. Romanenko, I. A. Brodnikov

THE RELATIONSHIP BETWEEN THE CHAOTIC PROCESSES OF LOCAL DAMAGES AND THE MATERIAL DURABILITY

Volgograd State Technical University

The stochastic relationship is established between the increase of durability and chaotic degree of local damages rates of structural materials under cyclic loadings for example of two modern hardening technologies. This relationship is evaluated the cumulative coefficient of correlation of three parameters: damages rates dispersion, damages rates entropy and durability changing. The accepted approach describes well material behavior at the low- and high-cycle fatigue. The formulated joint entropic-statistical approach is succeeded to get much better result than using of either entropic or statistical approaches separately.

Keywords: fatigue, durability, local damages, rates of damages, entropy of Shannon.

Постановка задачи

Оценка служебных свойств конструкционного материала состоит в комплексном учете его поведения как в исходном состоянии, так и в процессе повреждения при эксплуатации. Экспериментальная проверка проводится при статическом и динамическом (в частности, циклическом) нагружениях, что связано с принципиальными отличиями статических и циклических, то есть усталостных повреждений. В данной работе исследовались только циклические повреждения, поскольку большинство аварий машин и конструкций возникают от усталости.

Процессы повреждения реального поликристаллического материала, как известно, происходят на разных масштабных уровнях, а значит имеет место деградация соответствующих уровню структур неоднородного (хаотического) характера. В настоящее время определяющим уровнем считается [1] мезоструктурный. Его деградация интегрально включает все события, происходящие на более мелких масштабах. В то же время, на этом уровне еще наблюдается неоднородность локальных деформаций (как следствие неоднородности структуры). Локальные деформации будем рассматривать как хаотические мезоповреждения материала. Указанная неоднородность (хаотичность) «исчезает» при переходе на макроуровень. Как известно, именно неоднородность, приводящая к концентрации локальных напряжений, является причиной возникновения и развития усталостных трещин или одной магистральной трещины (в зависимости от области усталости: мало- или много-

© Столярчук А. С., Денисевич Д. С., Романенко М. Д., Бродников И. А., 2016.

* Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках проекта № 16-38-00939 мол_а

цикловой). В результате, как следствие неоднородности, наблюдается трансформация [2] кривой усталости.

В связи с изложенным, основной концепцией данной работы является следующая: сопротивление усталости (оцениваемое нами по долговечности) при циклических нагрузках – это следствие внутренних хаотических локальных процессов в материале. Очевидно, что скорости этих процессов также как и сами локальные повреждения имеют хаотический характер. Задачей исследования является установление взаимосвязи между хаотическим характером скоростей повреждений (мезоуровень) и долговечностью материала (макроуровень).

Методика эксперимента; материалы

Для количественной оценки глобального процесса повреждения поликристаллического материала при усталости нами принималась совокупность скоростей накопления локальных истинных (логарифмических) деформаций, измеренных на базе менее размера зерна – на мезоуровне. Деформации на таком масштабном уровне рассматривались как мера мезоповреждения внутризеренных и межзеренных участков. Логарифмические деформации использованы потому, что позволяют анализировать совместно большие и малые деформации. Это необходимо при сопоставлении экспериментальных значений деформаций и скоростей деформаций, которые получены для мало- и многоцикловой областей усталости. Методика измерения локальных деформаций описана в работах [3,4]. В качестве инструмента воздействия на скорости деформаций были выбраны широко используемые на практике технологии упрочнения как поверхности, так и всего объема материала.

Для серьезного обсуждения результатов, возможности их практического применения и обобщения исследовался достаточно представительный круг конструкционных материалов. Использованы поликристаллы различной химической природы, фазового состава, величины зерна, типа кристаллической решетки, а также различающиеся физическими механизмами пластического деформирования: скольжение (стали) или – скольжение и двойникование (титановый сплав). Изучалось поведение сталей, часто применяемых в газовых и нефтехимических комплексах (стали марок: 20; 20ХН3А; 25ХГТ). Получены и проанализированы результаты испытаний титанового сплава ВТ6, используемого, например, в судостроении.

Статистический подход

Оценка процессов мезоповреждений проводилась в рамках статистической механики [5] по анализу скоростей этих повреждений. На рис. 1 показаны функции плотности распределения скоростей мезоповреждений при различных технологиях упрочнения. Использованы результаты, представленные в работах [3,4,6], где исследовались повреждения материалов после поверхностного пластического деформирования – ППД (сталь 20; титановый сплав ВТ6) или после объемного микролегирования кальцием (стали: 50Х; 20ХН3А; 25ХГТ).

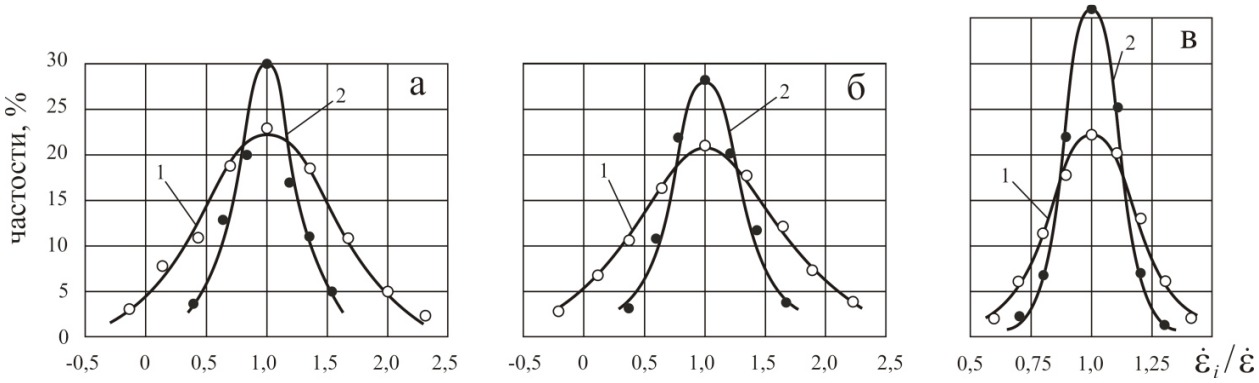


Рис. 1. Функции плотности распределения относительных скоростей мезоповреждений для стали 20 (*а*), титанового сплава ВТ6 (*б*) и стали 20ХН3А (*в*), находящихся в двух состояниях: *1* – исходном; *2* – после упрочнения

Очевидно, что функции плотности распределения скоростей во всех случаях (независимо от материала и технологии упрочнения) существенно сужаются в случае упрочненного состояния материала. То есть наблюдается уменьшение дисперсии, а значит и среднеквадратического отклонения S локальных скоростей $\dot{\varepsilon}_i$ от средней скорости процесса $\dot{\varepsilon}$. Средне-

квадратическое отклонение рассчитывалось по известной формуле:

$$S = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^{n}(\dot{\varepsilon}_i - \dot{\varepsilon})^2}{n-1}}, \qquad (1)$$

где n – объем выборки при измерении скоростей (n = 100); i – номер локального участка, для которого определялась скорость.

Проведенные предварительно контрольные проверки не выявили (с точностью до статистической погрешности) влияния технологии упрочнения на статические механические характеристики ($\sigma_{0.2}$; σ_B; HB; δ; ψ).

Таким образом, статистический анализ скоростей позволяет сделать первый рабочий вывод: процессы циклических локальных повреждений протекают с уменьшением их неоднородности (хаотичности) в результате предварительного упрочнения, что должно отразиться на сопротивлении усталости в силу отмеченной выше (см. пункт «Постановка задачи») причины. Отсюда следует гипотеза: степень хаотичности скоростей может явиться адекватной характеристикой для количественного описания изменения долговечности при усталости. *На базе такой гипотезы и построены все дальнейшие рассуждения*.

Энтропия локальных процессов

В качестве меры хаотичности состояния информационной системы [7] любой природы: физической, химической, механической, социальной и пр. – может быть принята энтропия Шеннона. Будем рассматривать поликристаллический материал, работающий при циклических нагрузках, как информационную систему. Эта система наделена локальными источниками информации: поврежденными – с некоторой вероятностью – локальными объемами. Примем, что поток информации от каждого источника (локального объема) имеет индивидуальную скорость, которая совпадает со скоростью мезоповреждения этого объема.

Для оценки хаотичности кинетики повреждений при усталости материала на изучаемом масштабе событий введем понятие «энтропии скоростей мезоповреждений», которую обозначим через H. Этот параметр будем оценивать, опираясь на экспериментальные результаты, по формуле Шеннона для безусловной энтропии:

$$H = -\sum_{j=1}^{m} P_j \log_2 P_j, \qquad (2)$$

где m – число дискретных кинетических состояний рассматриваемой системы (принималось: m = 7, либо m = 9); P_j – вероятность пребывания локального источника информации в j-ом кинетическом состоянии. Энтропия Шеннона (информационная энтропия) некоторыми авторами [8] предлагается для оценки механического состояния поликристаллического материала как гетерогенной хаотической структуры.

Здесь нами используется «безусловная энтропия». Таким образом, в первом приближении, полагаем, что обмена информацией между локальными источниками информации нет – процессы накопления повреждений в соседних локальных объемах независимы. Поэтому в расчеты не нужно вводить «условную энтропию».

Кривые усталости

Для изучения сопротивления усталости исследованных материалов построены экспериментальные кривые Велера для малоцикловой и многоцикловой областей. Эти области, с точки зрения природы усталостного процесса, принципиально различны. Полученные «кривые» в полулогарифмических координатах представлены на рис. 2.

Анализ приведенных результатов показывает, что в четырех из пяти случаев наблюдается сдвиг кривых усталости в сторону бóльших напряжений (бóльших долговечностей) для упрочненного материала. Учтем отмеченный выше факт независимости статических механических характеристик (см. пункт «Статистический подход») от ППД и от микролегирования. Тогда из представленных данных следует второй рабочий вывод: использованные технологии упрочнения, уменьшая параметр S, повышают сопротивление усталости испытанных материалов (кроме стали 50Х). Обычно принятое объяснение положительного влияния ППД – за счет благоприятных остаточных напряжений – здесь не подходит. Например, при малоцикловой усталости благоприятная роль этих напряжений резко уменьшается [6].

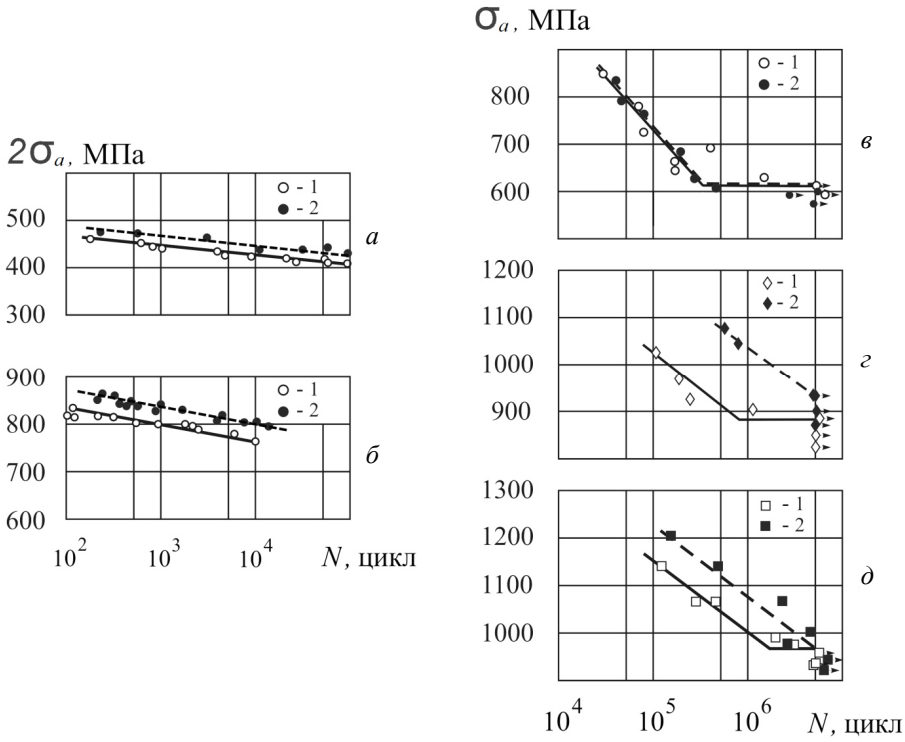


Рис. 2. Кривые усталости для следующих материалов:
а – сталь 20; *б* – титановый сплав ВТ6; *в* – сталь 50Х; *г* – сталь 20ХН3А; *д* – сталь 25ХГТ («*1*»; «*2*» – на рис. 1).
Использованы обозначения: σ_a – амплитуда цикла напряжений; *N* – долговечность

Анализ относительных величин

Опираясь на приведенные значения относительных величин, можно сделать третий рабочий вывод: с уменьшением энтропии *H* скоростей мезоповреждений наблюдается тенденция увеличения долговечности. Это только энтропийная, то есть частная оценка влияния хаотичности процессов повреждений на усталостную прочность. Сделанный вывод подтверждается и поведением стали 50Х, для которой энтропия незначительно (на 0,9 %) изменяется, что соответствует и фактическому отсутствию упрочнения (см. рис. 2, *в*).

Указанная для изученных материалов тенденция упрочнения имеет место в принципиально разных областях усталости (см. рис. 2): малоцикловой (сталь 20; титановый сплав ВТ6) и многоцикловой (стали: 20ХН3А; 25ХГТ). По-видимому, эта тенденция не зависит от области усталости и природы материала. Кроме того, наблюдается стабильный эффект (представлен в таблице): уменьшение статистического параметра *S* при уменьшении энтропии *H* локальных скоростей, то есть согласованное поведение обоих параметров. Этому факту следует уделить особое внимание, для чего анализировалась взаимосвязь изменений трех параметров: *lg N* (на макроуровне); *H* и *S* (на мезоуровне).

Относительные значения исследованных параметров

Относительные величины	Марки сталей				Титановый сплав
	50Х	25ХГТ	20ХН3А	20	ВТ6
$\frac{\Delta\, lgN}{lgN}$, %	0,4	9,3	21,1	43,9	41,1
$-\frac{\Delta\, H}{H}$, %	0,9	6,5	34,7	20,9	27,1
$-\frac{\Delta\, S}{S}$, %	1,2	8,0	31,0	46,2	44,3

Энтропийно-статистический подход

При изучении указанных выше параметров для упрощения записи введены следующие обозначения: $x = \Delta(lgN)/lgN$; $y = -\Delta H/H$; $z = -\Delta S/S$. Оценку взаимосвязи между ними делали по совокупному коэффициенту корреляции r_{xyz}, который определяется по формуле:

$$r_{xyz} = \sqrt{\frac{r_{xy}^2 + r_{xz}^2 - 2r_{xy}r_{xz}r_{yz}}{1 - r_{yz}^2}}, \qquad (3)$$

где r_{xy}, r_{xz}, r_{yz} – коэффициенты парной корреляции параметров *x, y, z*. Такой подход справедлив только при нормальном распределении случайных величин. Согласие выборочного распределения с нормальным законом распределения (с вероятностью 95 %) проверено с помощью критерия Пирсона для всех 5-ти случаев.

Проведенные расчеты показали достаточно высокое значение совокупного коэффициента корреляции. Даже при малой эмпирической выборке (5-ть материалов), он достигает величины r_{xyz} = 0,786, что соответствует коэффициенту детерминации ~ 0,62. Относительно большое значение коэффициента детерминации позволяет сформулировать четвертый рабочий вывод: между согласованным снижением параметров $\Delta H/H$ и $\Delta S/S$ (мезоуровень) и увеличением долговечности материала Δ $(lgN)/lgN$ (макроуровень) существует стохастическая связь.

Таким образом, нами предложена энтропийно-статистическая оценка влияния хаотичности процессов повреждений на усталостную прочность. Проверка статистической значимости обнаруженной взаимосвязи, проведенная с использование критерия Фишера для малых выборок, подтвердила достоверность такого утверждения с большой вероятностью. По использованным данным эта вероятность составляет 87 %. Все представленные результаты подтверждают наличие в изучаемом явлении детерминированной составляющей, что дает возможность в дальнейшем получить в аналитическом виде эмпирическую поверхность регрессии для трех выбранных параметров. Это позволит прогнозировать усталостную прочность (долговечность), измерив скорости повреждений на мезоуровне материала.

Итоговые выводы

1. Процессы циклических локальных повреждений материала протекают с уменьшением хаотичности (энтропии) их скоростей после предварительного упрочнения.

2. Использованные технологии упрочнения, уменьшая хаотичность повреждений, повышают усталостную прочность (долговечность).

3. Разработанный совместный энтропийно-статистический подход к оценке процессов повреждений на мезоуровне позволит прогнозировать изменение долговечности конструкционных материалов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Панин, В. Е.* Основы физической мезомеханики структурно-неоднородных сред / В. Е. Панин, Ю. В. Гриняев, В. Е. Егорушкин // Изв. РАН. Механика твердого тела, 2010. – № 4. – С. 8–29.

2. Effect of Stress Concentration on Low-Cycle Fatigue Strength of Metals / A. V. Gur'ev, G. M. Misharev, A. S. Stolyarchuk, V. P. Tarasov, Yu. D. Khesin // Strength of Materials. – 1974. – № 6 (11). – pp. 1303-1307.

3. *Багмутов, В. П.* Исследование повреждаемости конструкционных материалов при малоцикловой усталости после предварительного упрочнения поверхности / В. П. Багмутов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 9 (96) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 105–109.

4. *Багмутов, В. П.* Влияние микролегирования кальцием на циклическую прочность конструкционных материалов / В. П. Багмутов, А. С. Столярчук, А. В. Коробов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. – № 4 (64) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2010. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 105–109.

5. *Светлицкий, В. А.* Статистическая механика и теория надежности / В. А. Светлицкий. – М. : Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2002. – 504 с.

6. *Гурьев, А. В.* Эффективность ППД деталей из конструкционных углеродистых сталей, работающих в условиях малоцикловых нагружений / А. В. Гурьев, В. П. Тарасов, А. С. Столярчук // Вестник машиностроения, 1977. – № 3. – С. 50–52.

7. *Советов, Б. Я.*Теория информации / Б. Я. Советов . – М. : Академия, 2010. – 432 с.

8. *Bagmutov, V. P.* Descrition of Cyclic Creep on Basis of Entropian Approach / V. P. Bagmutov, A. S. Stolyarchuk // Mechanika, 2000. – № 1 (21). – P. 25–28.

ВОПРОСЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ, ЛИТЬЯ И СВАРКИ

УДК 669-194.2

С. Б. Гаманюк, Д. В. Руцкий, Н. А. Зюбан, М. В. Кириличев

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАГРЯЗНЕННОСТИ КРУПНОГО КУЗНЕЧНОГО СЛИТКА НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИМИ ВКЛЮЧЕНИЯМИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: tecmat@vstu.ru)

В работе представлены результаты исследования загрязненности слитка с вогнутой донной частью спокойной стали 38ХН3МФА массой 22,5 т. Результаты исследований показали, что применение «выпуклого» поддона обеспечивает ускорение кристаллизационных процессов в нижней части слитка и способствует равномерному распределению неметаллических включений по высоте и сечению слитка, уменьшению среднего размера включений, снижению индекса загрязненности, что оказывает положительное влияние на технологические свойства стали.

Ключевые слова: неметаллические включения, крупный слиток, кристаллизация, оксиды, сульфиды, оксисульфиды.

S. *B. Gamanyuk, D. V. Rutskii, N. A. Zyuban, M. V. Kirilichev*

INVESTIGATION OF POLLUTION IN LARGE FORGING INGOTS NON-METALLIC INCLUSIONS

The Volgograd State Technical University

The results of the study of contamination of the ingot with a concave bottom portion 38HN3MFA killed steel weighing 22.5 tons. The results showed that the use of "convex" pallet accelerates the crystallization process in the bottom of the ingot and promotes uniform distribution of nonmetallic inclusions height and cross-section of the ingot, decrease in the average size of inclusions, reduce pollution index, which has a positive effect on the technological properties of steel.

Keywords: nonmetallic inclusions, a large ingot, crystallization, oxides, sulfides, oxysulfides.

Введение

Образование неметаллических включений неразрывно связано с процессом кристаллизации расплава, и в зависимости от этой связи происходит формирование величины зерна, структуры, и, соответственно, формируется поле упругой и пластической деформации, определяющее свойства и обрабатываемость получаемого изделия.

Преимущественное влияние на механические свойства стальных изделий оказывает сера. Это связано с тем, что выделяющаяся из металла сульфидная фаза нарушает сплошность металлической матрицы [1, 2]. Степень проявления негативного воздействия серы в первую очередь зависит от вида и формы неметаллических включений, образующихся с ее участием. Как известно, эти включения могут быть представлены как сульфидами, так и оксисульфидами в зависимости от физико-химических особенностей состояния расплава в момент образования включений.

Особенности образования оксидных, сульфидных и оксисульфидных включений находятся между собой в тесной взаимосвязи, и в зависимости от их количественного соотношения уровень пластических характеристик в различных частях готового изделия может существенно изменяться. Поэтому исследование морфологии и распределения включений в объеме слитка представляет собой важную задачу, решение которой позволяет управлять формообразованием сульфидов и оксисульфидов и гарантировать необходимый запас надежности в процессе эксплуатации получаемых из слитков ответственных изделий.

© Гаманюк С. Б., Руцкий Д. В., Зюбан Н. А., Кириличев М. В., 2016

* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-38-60007 мол_а_дк.

Методика и материал исследования

Объектом исследования являлся слиток с вогнутой донной частью спокойной стали 38ХН3МФА массой 22,5 т, отлитый на ПО «Баррикады». Сталь для отливки слитка выплавлялась в основных электродуговых печах ДСП-12 по стандартной технологии двух шлаковым процессом с окончательным раскислением силикокальцием в ковше [3].

Химический состав плавки и некоторые параметры отливки слитка приведены в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав ковшовой пробы стали 38ХН3МФА и параметры отливки слитка [3]

Вес слитка, т.	Содержание элемента, %									Температура, °С		Время отливки, мин	
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	V	перед раскислением	перед выпуском	тела	прибыли
22,5	0,38	0,38	0,34	0,015	0,015	1,28	3,12	0,37	0,16	1650	1630	6,0	5,2

Шлифы для идентификации неметаллических включений отбирали по высоте и сечению на четырех горизонтах слитка.

Оценку загрязненности стали неметаллическими включениями производили под микроскопом МЕТАМ-РВ-23 на нетравленых шлифах с использованием метода Л (ГОСТ 1778–70).

Оценивали общее количество включений, отдельно встречающиеся виды включений, их форму, цвет, взаимное расположение (группами, цепочкой, изолированно). Загрязненность шлифов оценивали отдельно по кислородным, сульфидным и оксисульфидным включениям на поверхности слитка, середине его радиуса и в осевой зоне. Предельная ошибка при определении загрязненности включениями составляет $0{,}75 \cdot 10^{-3}$.

Результаты исследования и их обсуждение

В соответствии с современными представлениями о роли серы в формировании качества металла в работах [4–9], показано, что отрицательное влияние сульфидных включений проявляется не столько в их количестве, сколько в особенностях их формообразования и расположения, и влияния окисленности расплава на этот процесс. То есть возможность формирования сульфидов благоприятной глобулярной формы будет зависеть от баланса количества связанных между собой оксидов, сульфидов и оксисульфидов.

Поэтому в работе исследовали выявление возможной связи между средним размером неметаллических включений, индексом загрязненности оксидов, сульфидов и оксисульфидов по высоте и сечению слитков, а также особенности их распределения в каждой структурной зоне (рис. 1 и 2).

На рис. 1 показано изменение среднего размера оксидных, сульфидных и оксисульфидных включений по высоте и сечению слитка с вогнутой донной частью. Следует отметить, что на всех горизонтах слитка на расстоянии 1/2 R слитка наблюдается увеличение среднего размера сульфидных включений почти в 2 раза. Средний размер оксидных включений на всех горизонтах не превышает 1,5 мкм. Средний размер оксисульфидных включений на всех горизонтах стремится к увеличению от периферии к оси слитка. Ускорение кристаллизационных процессов в нижней части слитка за счет применения массивного «выпуклого» поддона приводит к уменьшению среднего размера включений.

Результаты определения индекса загрязненности неметаллическими включениями по сечению слитка с вогнутой донной частью представлены на рис. 2.

Для нижнего горизонта слитка (рис. 2, *а*) характерно снижение индекса загрязненности оксидными и оксисульфидными включениями от периферии к центру слитка, при одновременном росте сульфидов более чем в 3 раза. Это связано с особенностью кристаллизации слитка с вогнутой донной частью («выпуклый» поддон), которая заключается в опережающем развитие в нижней части вертикальной составляющей кристаллизации, в 1,4 раза превышающей аналогичную характеристику для слитка традиционной геометрии («кюмпель»), что приводит к интенсификации процесса затвердевания и оказывает положительное влияние на формирование структуры и распределение неметаллических включений.

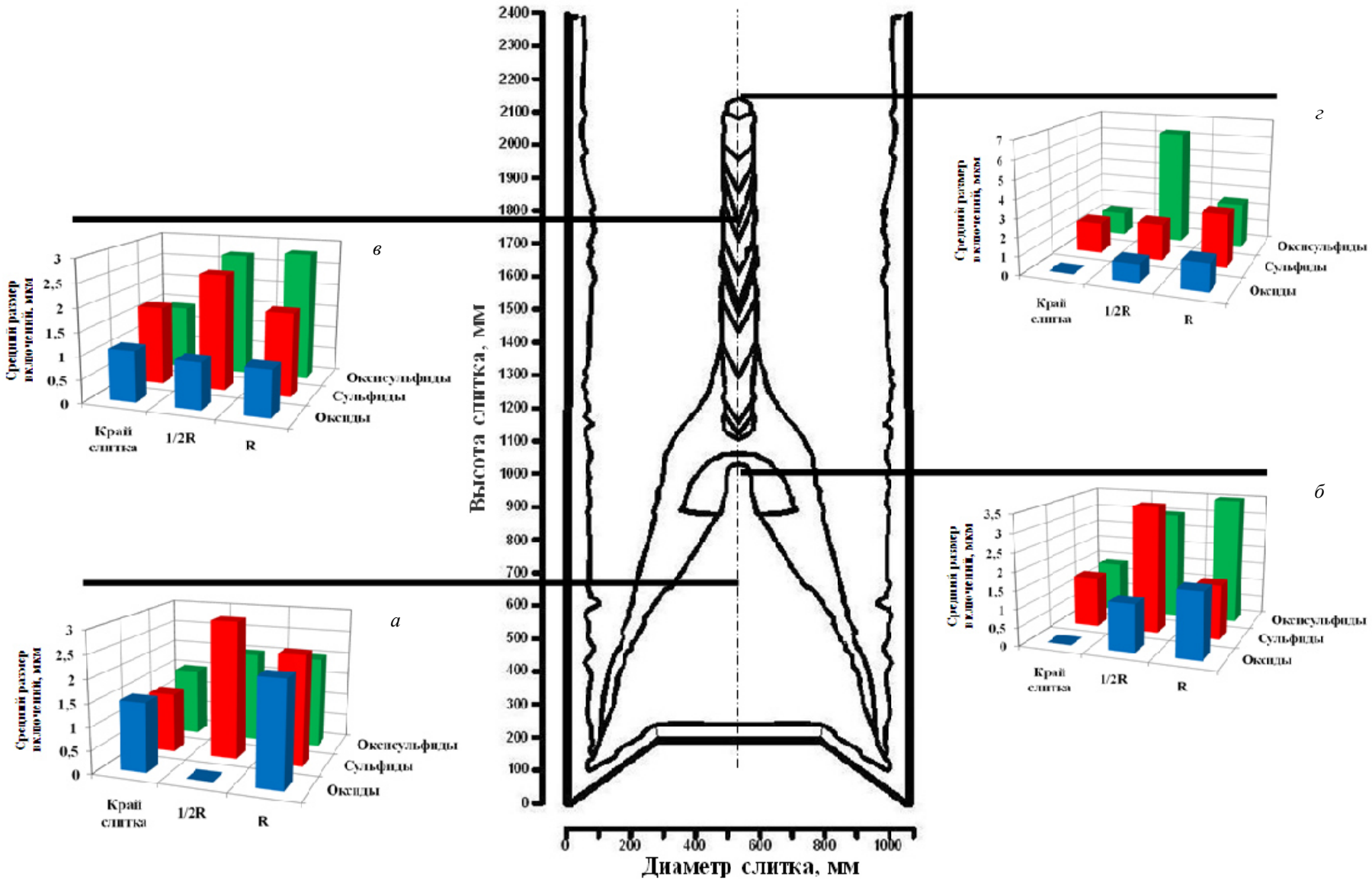


Рис. 1. Изменение среднего размера неметаллических включений по высоте и сечению слитка с вогнутой донной частью. Высота слитка: *а* – 700 мм; *б* – 1000 мм; *в* – 1800 мм; *г* – 2100 мм

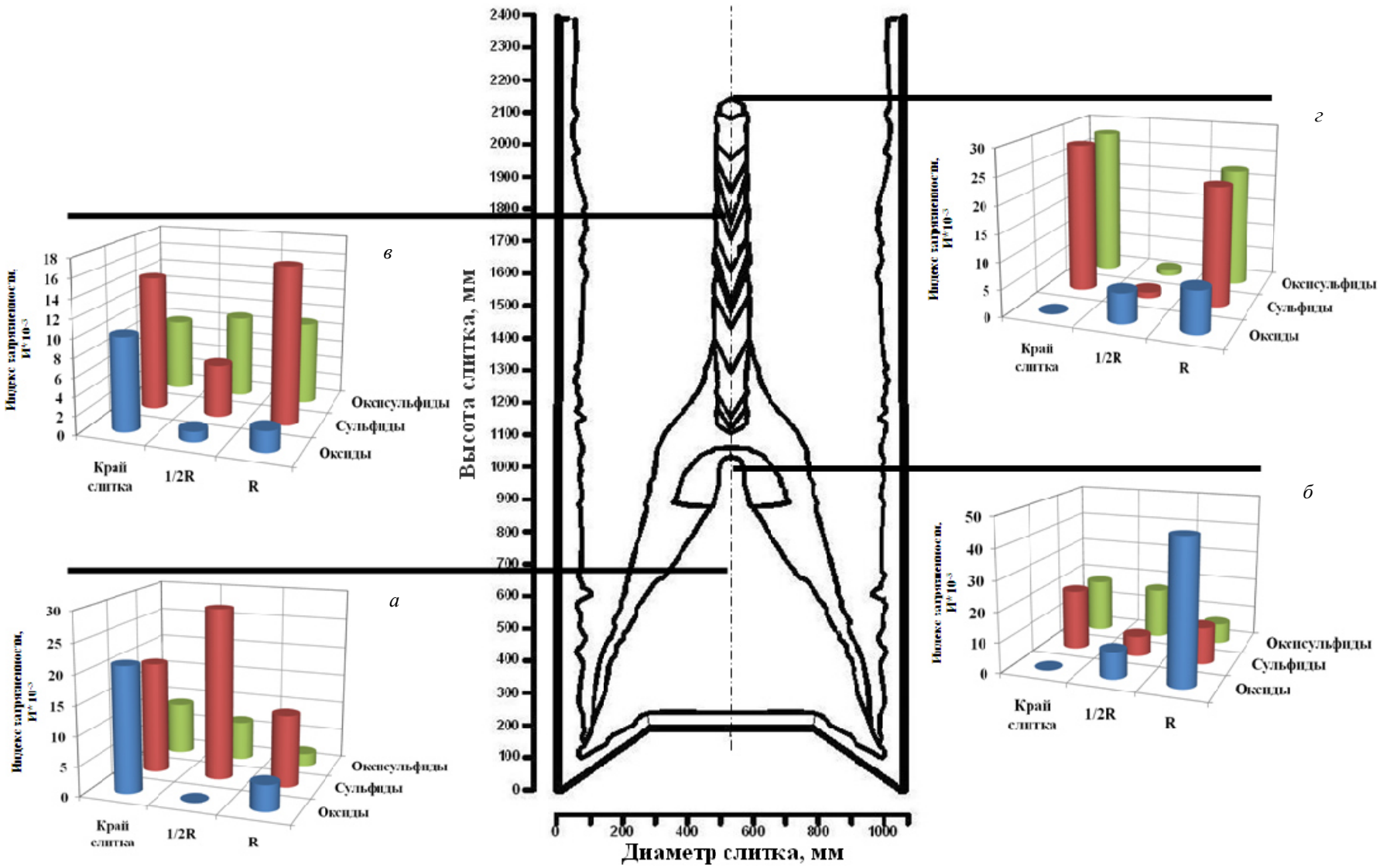


Рис. 2. Распределение индекса загрязненности неметаллическими включениями по высоте и сечению слитка с вогнутой донной частью. Высота слитка: *а* – 700 мм; *б* – 1000 мм; *в* – 1800 мм; *г* – 2100 мм

Наибольший индекс загрязненности наблюдается на расстоянии R слитка на высоте слитка 1000 мм, что соответствует зоне дугообразных трещин, которые обрамляют вершину конуса осаждения. Индекс загрязненности оксидами у поверхности слитка в 7 раз больше, на расстоянии 1/2 R слитка в 1,5 раза (см. рис. 2).

В слитке наблюдается большая загрязненность сульфидными и оксисульфидными включениями, чем оксидными.

На среднем и верхнем горизонте с приближением к осевой зоне слитка (см. рис. 2) индекс загрязненности сульфидными включениями возрастает, причиной этого является замедление скорости затвердевания, при этом создаются благоприятные условия для ликвации элементов из твердой в жидкую фазу и как следствие обогащение легкоплавкими включениями.

Из представленного графика (см. рис. 2) видно, что общей закономерностью распределения сульфидов и оксисульфидов является наличие определенной взаимосвязи между индексами загрязненности сульфидов и оксисульфидов по высоте слитка. Кроме верхней под прибыльной части, где за счет более длительного теплового воздействия значения индекса этих включений и динамика их изменения практически совпадают, на средних и нижних горизонтах в зоне столбчатых и крупно ориентированных кристаллов между ними прослеживается достаточно четкая обратно пропорциональная связь.

Полученные данные подтверждают изложенные в работах [10, 11] положения об особенностях формообразования сульфидов и гарантированного формирования оксисульфидов с целью достижения минимального содержания сульфидной фазы по границам зерна.

Увеличение загрязненности сульфидными включениями с приближением к осевой зоне слитка, объясняется замедлением скорости затвердевания, при котором создаются благоприятные условия для ликвации элементов из твердой в жидкую фазу и как следствие обогащение легкоплавкими включениями.

Выводы

На основании проведения исследования загрязненности стали неметаллическими включениями было определено, что характер их распределения по высоте и сечению слитков различный; в слитке наблюдается большая загрязненность сульфидными и оксисульфидными включениями, чем оксидными; размер включений в слитке с приближением к центру стремится к увеличению. Это говорит о том, что диаметр включений больше там, где затвердевание металла идет наиболее медленнее.

Особенности расположения оксидов и сульфидов в слитке указывают на обратную связь между содержанием этих включений на средних и нижних горизонтах слитка. Это свидетельствует о ведущей роли оксисульфидов на процесс образования сульфидов, располагающихся, как правило, на границах зерна, что приводит к снижению пластических характеристик металла [2, 12]. Особенно это важно для вакуумированного металла, где дефицит растворенного кислорода способствует уменьшению количества оксисульфидов и выделению сульфидов неблагоприятной формы.

Применение «выпуклого» поддона обеспечивает ускорение кристаллизационных процессов в нижней части слитка и способствует равномерному распределению неметаллических включений по высоте и сечению слитка, уменьшению среднего размера включений, снижению индекса загрязненности, что оказывает положительное влияние на технологические свойства стали.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Малиночка, Я. Н.* Механизм образования ограненных сульфидов марганца / Я. Н. Малиночка, Л. Н. Багнюк // Металлы. – 2000. – № 1. – С. 62–65.

2. *Wang, Q., Zhang, L., Seetharaman, S., Yang, S., Yang, W., Wang, Y.* Detection of Non-metallic Inclusions in Centrifugal Continuous Casting Steel Billets. Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science. Volume 47, Issue 3, 1 June 2016, P. 1594–1612.

3. *Гаманюк, С. Б.* Исследование крупного кузнечного стального слитка измененной геометрии с целью повышения качества металла поковок : дис. … канд. техн. наук / Гаманюк С. Б. – Волгоград, 2012. – 162 с.

4. *Krewerth, D., Lippmann, T., Weidner, A., Biermann, H.* Influence of non-metallic inclusions on fatigue life in the very high cycle fatigue regime. *International Journal of Fatigue*. 2016. Volume 84, P. 40–52.

5. *Zhao, W.L., Ma, Q.X., Zha, S.L.* Mechanism for development of faults originating from compound inclusions in the forging process of 30Cr2Ni4MoV heavy ingots. *Materials Transactions*. Volume 55, Issue 8, 2014, P. 1324–1331.

6. *Yamauchi, T., Kudo, H., Kishi, Y., Ueda, S., Yoshida, H., Kimura, K., Kajikawa, K., Suzuki, S.* Development and production of monoblock low-pressure turbine rotor shaft made from 670 ton ingot (Conference Paper). Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants - Proceedings from the 7th International Conference. Waikoloa, HI; United States; 2014, P. 333–343.

7. *Шевцова, О. А.* Aspects of the formation of sulfide inclusions and their effect on the quality of low-alloy structural steels / О. А. Шевцова, Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий // Metallurgist. – 2011. – Vol. 54, Issue 11–12 (March 2011). – С. 839–844. – Англ.

8. Особенности образования сульфидных включений и их расположение внутри зерна в зависимости от условий раскисления стали 20 / О. А. Шевцова, Н. А. Зюбан, С. А. Пегишева, Д. В. Руцкий, К. Е. Титов, Н. В. Клячина // Металлург. – 2014. – № 5. – С. 60–63.

9. *Лунев, В. В*. О природе и диагностике неметаллических включений в стали / В. В. Лунев, В. П. Пирожкова // Электрометаллургия. – 2011. – № 7. – С. 26–30.

10. Исследование особенностей формирования типа и вида сульфидных включений в зависимости от степени окисленности металла и их влияние на свойства низколегированных конструкционных сталей / О. А. Шевцова, Н. А. Зюбан, М. Н. Летников, Д. В. Руцкий // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2010. – № 2. – С. 56–60.

11. *Зюбан, Н. А*. Влияние вакуумирования на особенности формирования сульфидных включений и свойства изделий из низколегированных конструкционных сталей / Н. А. Зюбан, О. Б. Крючков // Изв. вуз. Черная металлургия». – 2008. – № 5. – С. 15–18.

УДК 621.74.04

С. Б. Гаманюк, Д. В. Руцкий, Н. А. Зюбан

ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДОЛИВКИ ПРИБЫЛИ НА КИНЕТИКУ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ И ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ КРУПНОГО КУЗНЕЧНОГО СЛИТКА*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: tecmat@vstu.ru

В данной работе представлены результаты физического моделирования кристаллизации слитков спокойной стали, отлитых по обычной технологии и с доливкой прибыли горячими порциями жидкого расплава. Показано, что процесс кристаллизации разделяется на две стадии – до доливки прибыли и после. Доливка порции жидкого металла вызывает новый толчок к развитию последовательной кристаллизации за счет увеличения градиента температур и, как следствие, усилению направленного теплоотвода. Установлено, что в результате доливки прибыли почти в 3,5 раза сокращается зона осевой рыхлости.

Ключевые слова: слиток, физическое моделирование, гипосульфит, кристаллизация, осевая зона, доливка прибыли, вертикальное затвердевание, горизонтальное затвердевание.

S. B. Gamanyuk, D. V. Rutskii, N. A. Zyuban

PHYSICAL MODELING OF THE INFLUENCE ON PROFIT TOPPING UP KINETICS SOLIDIFICATION AND FEATURES OF FORMATION OF STRUCTURES LARGE FORGING INGOTS

The Volgograd State Technical University

This paper presents the results of physical modeling of crystallization ingot killed steel cast by conventional techniques and refilling arrived hot molten liquid portions. It is shown that the crystallization process is divided into two stages - before and after refilling profit. Topping servings of liquid metal is a new impetus to the development of a coherent crystallization by increasing the temperature gradient, and as a result - gain directional heatsink. It is established that as a result of topping up earnings almost 3.5 times the axial zone of reduced friability.

Keywords: ingot, physical modeling, hyposulphite, crystallization, axial zone, topping profit, vertical solidification, horizontal solidification.

Введение

В настоящее время существует достаточно много способов и мероприятий, направленных на улучшение качества литого металла. Все шире используются прогрессивные технологии выплавки метала в комплексе с современными высокоэффективными приемами доводки стали в ковше.

На большинстве металлургических и машиностроительных заводах широко используются современные технологии, включающие выплавку полуфабрикатов в сталеплавильном агрегате и доводку ее на установке ковш-печь. Промышленная реализация этих мероприятий и реконструкции существующих технических линий или цехов, а достигнутый эффект повышения качества стали в ковше в значительной степени может быть утерян в ходе последующего затвердевания слитков за счет развития ликвационных и усадочных дефектов.

© Гаманюк С. Б., Руцкий Д. В., Зюбан Н. А., 2016

* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-08-01029 А, № 15-08-08098 А и конкурса СП-2015 (СП-4573.2015.1).

Особенно важной представляется проблема повышения качества слитков и получаемых из них заготовок в энергетическом, транспортном и тяжелом машиностроении. Соответственно для повышения качества слитков необходимо разрабатывать мероприятия, позволяющие на стадии затвердевания, воздействовать на условия кристаллизации, подавляя развитие дефектов ликвационного и усадочного происхождения.

На сегодняшний день разработано достаточно много способов воздействия на затвердевающий расплав. Широкое применение находят методы введения микрохолодильников, позволяющие увеличить темп затвердевания, при этом создаются благоприятные условия для повышения развития ликвационных дефектов.

На многих металлургических заводах внедрены технологии виброимпульсного воздействия на затвердевающий расплав, которые подавляют развитие как дефектов усадочного, так и ликвационного происхождения.

Необходим поиск наиболее простых, и эффективных способов, повышения качества кузнечных слитков.

Целью данного исследования являлось моделирование влияния доливки прибыльной части жидким расплавом на процессы кристаллизации и развития в слитке дефектных зон.

Материал и методика проведения исследований

Для изучения процессов протекающих при кристаллизации слитков было проведено физическое моделирование затвердевания слитка, отлитого по обычной технологии и слитка, отлитого с доливкой прибыльной части жидким расплавом. Геометрические параметры модельных слитков совпадали с реальными, и представлены в табл. 1, разливку проводили сверху.

Таблица 1

Геометрические размеры слитков и технологические параметры разливки

Тип слитка	Отношение высоты к среднему диаметру	Конусность тела слитка, %	Конусность прибыли, %	Температура заливки, С	Время заливки тела слитка, мин	Время заливки прибыли, мин
Реальный слиток, отлитый по обычной технологии	2,09	4,0	16,9	1650	6,30	5,80
Реальный слиток, отлитый с доливкой прибыльной части жидким расплавом	2,09	4,01	16,9	1630	6,7	6,2
Модельный слиток, отлитый по обычной технологии	1,8	4	16,7	98,8	0,24	0,21
Модельный слиток, отлитый с доливкой прибыльной части жидким расплавом	1,8	4	16,7	98,8	0,25	0,2

Особенность кинетики кристаллизации и структурообразования слитков изучалось с помощью физического моделирования на плоских моделях – изложниц с прозрачными стенками [1]. В качестве модельного расплава использовался натрий серноватистокислый (раствор кристаллического гипосульфита) – $Na_2S_2O_3 \times 5H_2O$. Выбор расплава для холодного моделирования достаточно подробно и обосновано, приведен в работах авторов [2].

Температуру жидкого гипосульфита перед разливкой, которая должна быть равной 98–100 °С измеряли с помощью медь-константановой термопары.

По окончанию заливки расплава в модель изложницу начинается отсчет времени кристаллизации. Через назначенные промежутки времени (5 мин) на трех уровнях по горизонтали, высоте (низ, середина, верх) измеряли толщину закристаллизовавшегося слоя, толщину двухфазной области (рис. 1).

В процессе исследований продвигающийся фронт кристаллизации разделяли на две составляющие: горизонтальную – твердую фазу, нарастающую последовательно от боковых стенок к центру изложницы, и вертикальную – характеризующую продвижение твердой фазы в направлении от низа изложницы к ее центру.

Показания температуры хромель–копелевых термопар считывали с помощью потенциометра ТРМ – 138, который подсоединяется через адаптер АС-3 к персональному компьютеру.

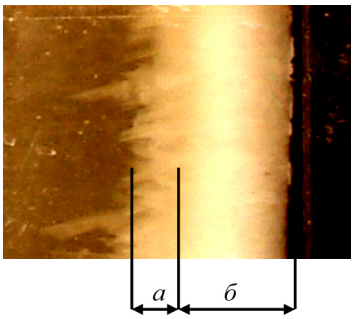


Рис. 1. Схема определения толщины затвердевшего слоя и толщины двухфазной области:
а – толщина двухфазной области; *б* – толщина затвердевшего слоя

После затвердевания 20 % модельного слитка проводилась доливка прибыльной части расплавом гипосульфита. Схема доливки прибыли жидким расплавом гипосульфита представлена на рис. 2.

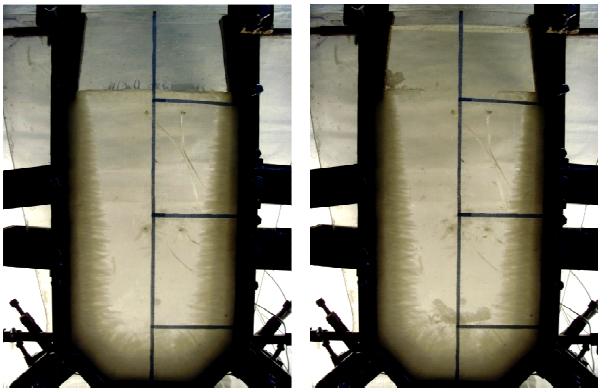


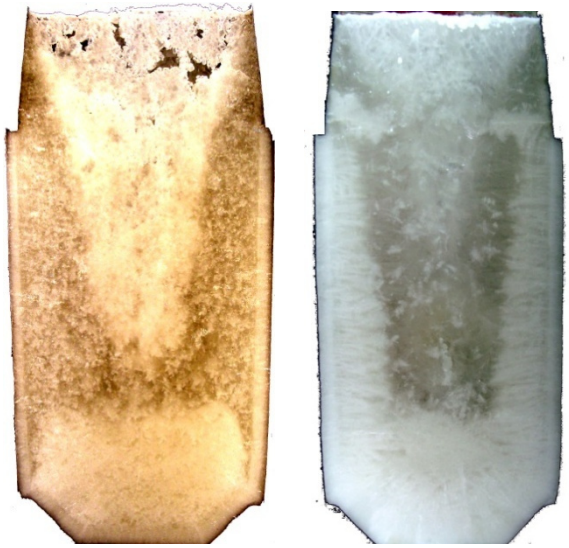
Рис. 2. Доливка прибыльной части расплавом гипосульфита

Время доливки выбиралось из расчета количества твердой фазы, затвердевшей к началу доливки в реальном слитке. Количество твердой фазы, образующейся к моменту доливки, определяется геометрией белой линии.

После затвердевания модельных слитков изучали макроструктуру, оценивали характер структурной неоднородности, определяя объемы основных структурных зон относительно всего объема слитка в %.

Результаты исследований и их обсуждение

Макроструктура модельных слитков отлитых по различной технологии представлена на рис. 3, *а* параметры структурных зон в табл. 2.



а *б*

Рис. 3. Структурные зоны модельных слитков с различной технологией отливки:
а – слиток, отлитый по обычной технологии; *б* – слиток, отлитый с доливкой прибыльной части жидким расплавом

Таблица 2

Параметры структурных зон моделируемых слитков

Зона слитка	Значения параметров слитков	
	по обычной технологии	с доливкой прибыльной части расплавом
1. Корковая зона: % к площади осевого темплета	2	2
2. Зона столбчатых дендритов: % к площади осевого темплета	25	27
3. Зона различно ориентированных дендритов: % к площади осевого темплета	32	48
4.Усадочная раковина % к площади осевого темплета	14	11
5. Конус осаждения: % к площади осевого темплета	6	9
6. Зона осевой рыхлости: % к площади осевого темплета	23	6

Из рис. 3 и табл. 2 видно, что протяженность зоны осевой рыхлости в обычном слитке больше в 3,5 раза, чем в слитке с доливкой прибыли. Зона столбчатых кристаллов по отношению ко всей поверхности слитков занимает одинаковую площадь в обоих слитках. Зона различно ориентированных кристаллов в 1,5 меньше в слитке обычном по сравнению со слитком с доливкой. Вероятно, это связано с тем, что при доливке более горячего металла в изложницу температурный градиент увеличивается, вследствие чего по последовательному механизму кристаллизации образуются дендриты большего размера [3].

Изменение количества твердой фазы в процессе затвердевания моделируемых слитков представлены на рис. 4.

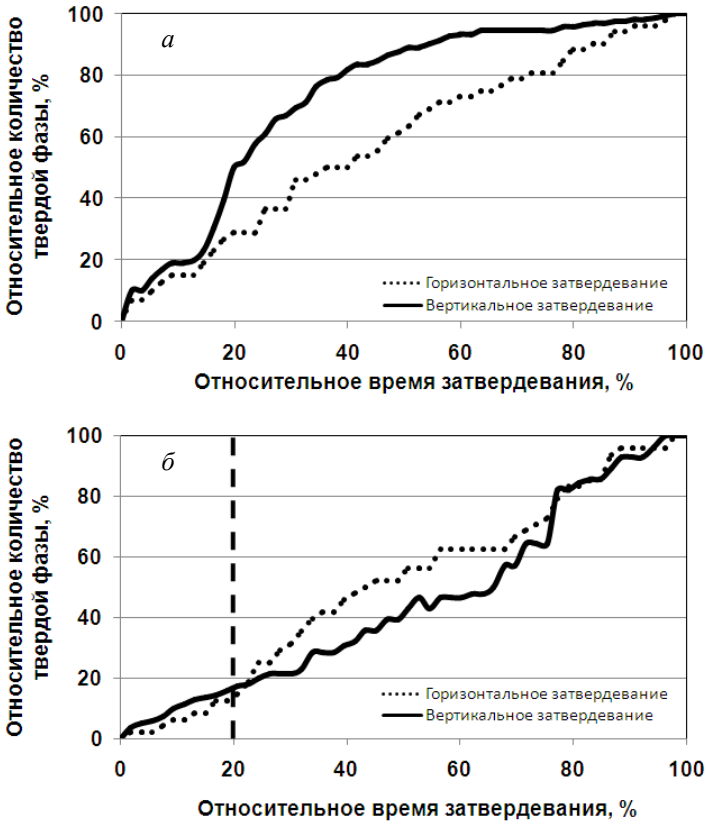


Рис. 4. Кинетика вертикального и горизонтального затвердевания слитков с различной технологией отливки:
а – обычной слиток; *б* – слиток с доливкой прибыли; ------ «доливка прибыли»

Как видно из полученных графиков процесс кристаллизации в слитках с различной технологией отливки носит разный характер. В слитке, отлитом по обычной технологии на протяжении всего времени кристаллизации преобладает вертикальное затвердевание. Обратная картина наблюдается в слитке, отлитом с доливкой прибыли жидким расплавом, в котором в первый час кристаллизации преобладает вертикальное затвердевание, но после доливки прибыли горячими порциями расплава (рис.4, *б* – пунктирная линия) начинает развитие горизонтальное затвердевание. И только в последний час кристаллизации слитка вертикальное затвердевание сравнивается с горизонтальным.

Таким образом, можно предположить, что доливка прибыли горячими порциями жидкого расплава, вызывает новый толчок к развитию последовательной кристаллизации за счет увеличения градиента температур, и как следствие – усиления направленного теплоотвода. Процесс кристаллизации после доливки идет по тем же закономерностям, что и в обычном прибыльном слитке, с тем условием, что сформировавшийся к моменту доливки слой твердой фазы выступает в роли теплового сопротивления (стенок изложницы);

В слитке с доливкой прибыли произошла более существенная подпитка осевой части в процессе кристаллизации, за счет того, что

в прибыли жидкий расплав оставался больше времени, чем в обычном слитке. Добавление горячих порций расплава, так же объясняет большую развитость конуса осаждения в слитке с доливкой, его площадь в 1,5 раза больше чем в слитке обычном. Это связано с тем, что с добавлением новой порции жидкого расплава поменялись тепловые условия формирования структуры, что повлекло за собой образование большого числа центров кристаллизации, а также привело к вынужденной конвекции. Вследствие чего конвективными потоками с фронта кристаллизации смываются ветки дендритов, и в результате наблюдается длительное осыпание «дождя кристаллов», что привело к большой развитости конусообразной зоны в нижней части слитка.

На основании полученных экспериментальных результатов были построены графики, отражающие изменение ширины затвердевшего слоя (рис. 5) во время охлаждения расплава в модели изложницы.

Из рис. 5, *а* видно, что процесс кристаллизации для обоих слитков происходит неравнозначно. В слитке, отлитом по обычной технологии, в течение первых трех часов кристаллизации преобладает вертикальное затвердевание. Продвижение твердой фазы горизонтального затвердевания протекает на трех горизонтах (низ, середина верх слитка) модельного слитка в равной степени. Такая картина кинетики затвердевания слитка свидетельствует о неблагоприятном влиянии на формирование структуры слитка и увеличении зоны осевой рыхлости (см. табл. 2), а также существенно увеличиться ликвация углерода и других элементов по высоте и сечению.

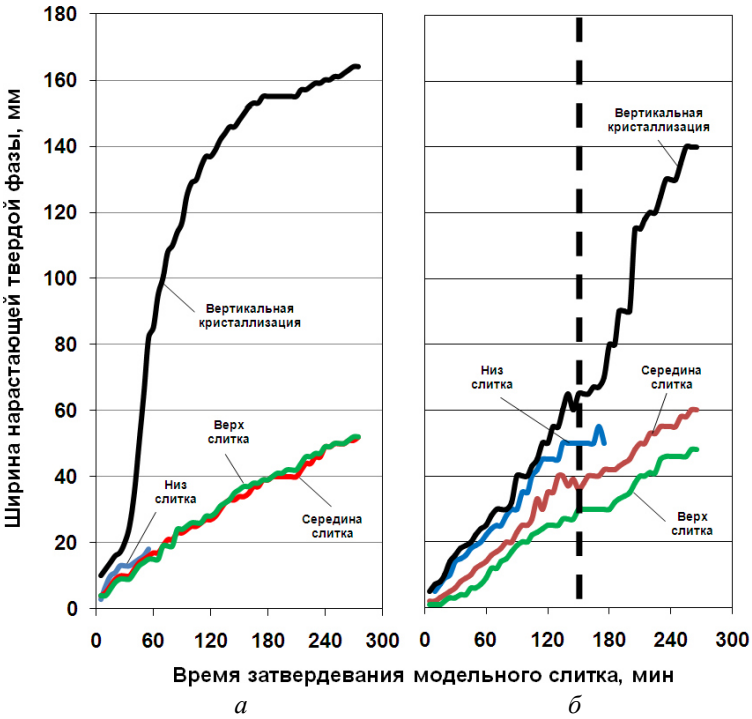


Рис. 5. Продвижение фронта кристаллизации от времени в модельных слитках:
а – слиток, отлитый по обычной технологии; *б* – слиток, отлитый с доливкой прибыльной части жидким расплавом

Кинетика кристаллизации слитка, отлитого с доливкой прибыльной части жидким расплавом (рис. 5, *б*) носит обратный характер по сравнению со слитком, отлитым по обычной технологии. Процесс кристаллизации разделяется на две стадии – до доливки прибыли и после.

На первой стадии кристаллизации (до доливки прибыли) продвижение твердой фазы вертикального затвердевания идет параллельно горизонтального. На второй стадии кристаллизации, после доливки прибыли горячими порциями жидкого расплава (рис. 5, *б* – пунктирная линия) наблюдается резкий рост твердой фазы вертикального затвердевания, с параллельным возрастанием горизонтального затвердевания. Вследствие сильного развития как в первой, так во второй стадии последовательной кристаллизации, ликваты и легкоплавкие неметаллические включения будут оттесняться фронтом кристаллизации от края слитка к его оси.

Изменение температурного градиента в процессе затвердевания расплава гипосульфита представлено на рис. 6.

В процессе доливки горячие порции расплава распространяются по всему объему моделируемого слитка (низ, середина, верх), в результате сформировавшийся к моменту доливки прибыли слой твердой фазы выступает в роли теплового сопротивления (стенок изложницы), что приводит к увеличению температурного градиента в 2–6 раза.

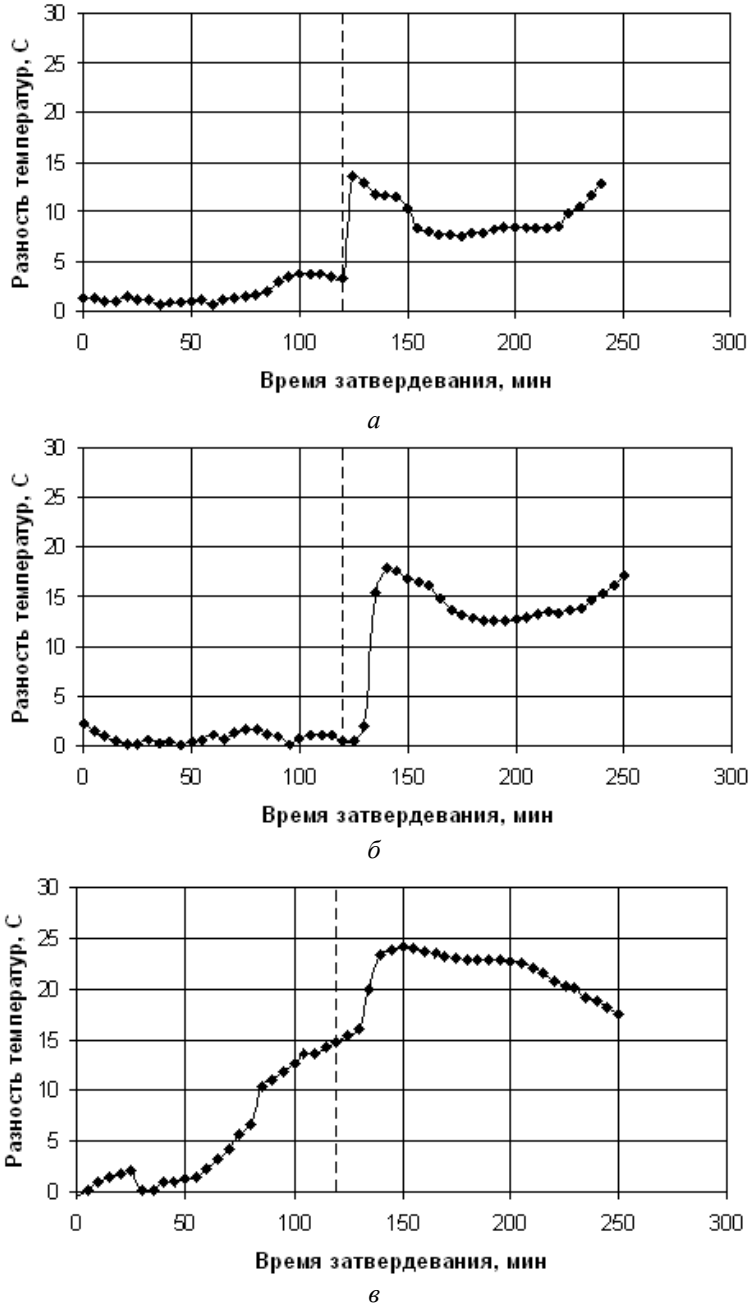


Рис. 6. Зависимость распределения температур по сечению слитка от времени:
а – верхний горизонт; *б* – нижний горизонт; *в* – средний горизонт; ----- - «доливка прибыли»

Выводы

В результате физического моделирования было установлено, что в слитке с доливкой прибыли конус осаждения получил большее развитие, а зона осевой рыхлости, и усадочная раковина в слитке, отлитом по обычной технологии.

Процесс кристаллизации разделяется на две стадии – до доливки прибыли и после. Процесс кристаллизации после доливки идет по тем же

закономерностям, что и в обычном прибыльном слитке, с тем условием, что сформировавшийся к моменту доливки слой твердой фазы выступает в роли теплового сопротивления (стенок изложницы). Доливка порции жидкого металла вызывает новый толчок к развитию последовательной кристаллизации за счет увеличения градиента температур, и как следствие – усиления направленного теплоотвода. Добавление порции жидкого металла вызывает вынужденную конвекцию, в результате которой с фронта кристаллизации смывается слой ликватов и неметаллических включений. Из-за сильного развития как в первой, так во второй стадии последовательной кристаллизации, ликваты и легкоплавкие неметаллические включения оттесняются фронтом кристаллизации от края слитка к его оси.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. П. м. 110667 РФ, МПК B 22 D 7/08. Устройство для исследования процесса кристаллизации слитков в модели изложницы / Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий, С. Б. Гаманюк, С. Н. Никуйко, А. Н. Галкин; заявитель и патентообладатель ФГБОУ ВО «ВолгГТУ». № 2011121995/02; заявл. 31.05.2011; опубл. 27.11.2011.

2. *Эльдарханов, А. С.* Процессы формирования отливок и их моделирование / А. С. Эльдарханов, В. А. Ефимов, А. С. Нурадинов. – М. : Машиностроение, 2001. – 208 с.

3. *Любов, Б. Я.* Теория кристаллизации в больших объемах / Б. Я. Любов. – М. : Металлургия, 1975. – 253 с.

УДК 669.1:622.788.32

И. Л. Гоник, Н. А. Новицкий, О. П. Бондарева, Э. В. Седов, Д. М. Шилихин

ПРИМЕНЕНИЕ ОКАЛИНОУГЛЕРОДНЫХ БРИКЕТОВ ПРИ ВЫПЛАВКЕ СТАЛИ 65Г В ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ ПЕЧИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: gonik@vstu.ru

В статье приведены результаты балансовой и сравнительной плавок, проведенных на предприятии АО «ВМК «Красный Октябрь». Плавки проводились в электродуговой печи. При проведении балансовой плавки в качестве частичной замены шихты использовались окалиноуглеродные брикеты (ОУБ). Химический состав полученного металла сравнивали со свойствами металла, выплавленного без использования ОУБ.

Ключевые слова: брикет, металлургические отходы, электродуговая печь, коксовая мелочь, окалина, рафинирование, ферромарганец, ферросилиций, балансовая плавка.

I. L. Gonik, N. A. Novickiy, O. P. Bondareva, Eh. V. Sedov, D. M. Shilihin

APPLICATION OF OXIDE COAL BRIQUETTES AT SMELTING OF STEEL 65G IN ELECTRIC FURNACE

Volgograd State Technical University

The results of two comparative meltings in Volgograd steel work “Red Oktober”. Melting conducted in an electric furnace. Oxide coal briquettes used as a partial replacement of the charge material. The chemical composition of the metal compared with the properties of the metal without oxide coal briquettes.

Keywords: briquette, metallurgical waste, electric arc furnace, coke breeze, mill scale, refining, ferromanganese, ferrosilicon, carrying melting.

Накопление ценных железосодержащих отходов, образующихся на предприятиях черной металлургии привело к появлению новых способов окускования шихтовых материалов. Одним из наиболее перспективных способов окускования является брикетирование. Современное оборудование для производства брикетов позволяет получать шихтовой материал для производства стали в достаточном количестве, различного компонентного состава из отходов, образующихся непосредственно на предприятии. К наиболее распространенным отходам относится окалина различных типов, отсевы стальной и чугунной дроби, пыль, шламы и пр. Низкая газопроницаемость такого материала не позволяет использовать его без предварительной подготовки, поэтому брикетирование остается наиболее универсальным способом переработки железосодержащих отходов [1].

Окалиноуглеродные брикеты (ОУБ), состоящие из отходов металлургического производства, разработанные на кафедре «Технология материалов» ВолгГТУ, использовались в лабораторных плавках для получения металла с низ-

© Гоник И. Л., Новицкий Н. А., Бондарева О. П., Седов Э. В., Шилихин Д. М., 2016

ким содержанием серы и фосфора [2]. Результаты проведенных лабораторных плавок подтвердили возможность применения ОУБ для получения стали и чугуна [3, 4].

Для определения влияния ОУБ на качество стали, выплавляемой в электродуговых печах, были проведены плавки на предприятии АО «ВМК «Красный Октябрь» (г. Волгоград): балансовая (с применением ОУБ в качестве частичной замены шихты) и сравнительная (с использованием стального лома). Целью проводимых плавок являлось определение влияния ОУБ на процесс выплавки стали 65Г ГОСТ 14959–79.

Количество ОУБ при проведении балансовой плавки составляло 4,3 % от массы завалки. Плавки проводили в электродуговой печи ДСП-25 Н2 вместимостью 25 т. Оценивалась длительность плавок, качество выплавляемой стали, расходные коэффициенты, а также оценка эффективности использования ОУБ в качестве заменителя чугуна и стального лома.

Брикеты загружали в ЭДСП на постель из легковесного лома, сверху загружали оставшуюся часть лома. Для проведения балансовых плавок использовали ОУБ следующего состава, %:

– окалина 60;
– блоки электролизеров + + коксовая мелочь (1:1) 33;
– полиоксидное связующее 8;
– жидкое стекло (сверх массы) 5;

Шихтовые материалы, слитки, ферросплавы, недоливки и литники взвешивали на типовом оборудовании, применяемом на предприятии.

Разливку стали производили в изложницы под перлитографитовую смесь с использованием прибыльных надставок, футерованных шамотным кирпичом.

Химический анализ металла, полученного в процессе плавки, показал, что фактическое содержание углерода по расплавлению при использовании брикетов соответствует расчетной величине. Результаты определения массовой доли углерода и остаточных элементов представлены в табл. 1.

Таблица 1

Массовая доля химических элементов при проведении балансовых и сравнительных плавок

Тип плавки	Массовая доля, %								
	Углерод		Остаточные элементы			Фосфор		Сера	
	расч.	факт.	Cu	Ni	Mo	расч.	факт.	расч.	факт.
Балансовая	1,05	1,14	0,15	0,15	0,02	0,041	0,024	0,055	0,025
Сравнительная	0,90	1,01	0,14	0,08	0,01	0,020	0,012	0,046	0,017

Таблица 2

Расчет усвоения марганца и кремния при проведении балансовой плавки

Наименование	Значение
Введено SiMn (67,2 %), кг	330,0
Введено марганца, кг	221,76
Содержание марганца:	
– по расплавлению, %	0,34
– фактически получено, %	0,96
Усвоено марганца, %	84,43
Введено FeSi (65,87 %), кг	110,0
Введено FeSi (45,70 %), кг	80,0
Введено SiMn (18,2 %), кг	330,0
Введено кремния, кг	169,08
Содержание кремния:	
– по расчету, %	0,608
– фактически, %	0,37
Усвоено кремния, %	60,86

Массовая доля серы и фосфора в полученных пробах обоих плавок удовлетворяет требованиям ГОСТ 14959–79.

Во время периода рафинирования балансовой плавки отбирались пробы для анализа степени усвоения марганца и кремния. Полученные результаты представлены в табл. 2.

Полученные результаты показали, что усвоение марганца и кремния при плавках с использованием ОУБ составляют 84,43 % и 60,86 % соответственно.

Качество полученного металла оценивали по химическому составу. Результаты химического анализа металла представлены в табл. 3.

Химический анализ показал, что металл, полученный при проведении балансовой плавки удовлетворяет требованиям ГОСТ 14959–79 для стали марки 65Г.

Таблица 3

Химический состав металла, полученного при балансовой плавке, масс. %

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	W	Al
0,67	0,96	0,34	0,024	0,025	0,20	0,15	0,15	0,02	0,01	0,02

Заключение

1. Анализ проб металла, отобранных во время восстановительного периода показал, что усвоение марганца и кремния при балансовых плавках находится в допустимых пределах и составляет 84,43 и 60,86 % соответственно.

2. Анализ химического состава металла показал, что металл обоих проведенных плавок соответствует марки стали 65Г ГОСТ 14959–79.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Курунов, И. Ф.* Жесткая вакуумная экструзия Steele– перспективный способ окускования металлургического сырья и отходов / И. Ф. Курунов, А. М. Бижанов // Бюллетень научно-технической и экономической информации «Черная металлургия». – 2012. – № 4. – С. 46–49.

2. Пат. 2493271 РФ, МПК C22B1/24. Брикет для производства чугуна и стали / И. Л. Гоник, Н. А. Зюбан, Н. А. Новицкий [и др.] : заявитель и патентообладатель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Волгоградский государственный технический университет». – №2012120952/02 : заявл. 22.05.2012 ; опубл. 20.09.2013.

3. *Гоник, И. Л.* Метод холодного брикетирования – современный способ рециклинга металлургических отходов / И. Л. Гоник, Н. А. Новицкий, В. А. Соловьев // Черная металлургия : бюллетень науч.-техн. и экон. информации. – 2012. – № 12.

4. Окалиноуглеродный брикет – шихтовый материал для производства чугуна / И. Л. Гоник, Л. В. Палаткина, О. П. Бондарева, Н. А. Новицкий, Г. В. Бабин, А. М. Зубащенко // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 8 (168) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. –-(Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении». – С. 150–151.

УДК 621.774.3

М. Ю. Чубуков[1], Д. В. Руцкий[1], Н. А. Зюбан[1], Д. П. Усков[2], Л. В. Палаткина[1], А. В. Бережнева[1], Н. И. Былков[1]

ИЗМЕНЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА ОКИСНЫХ СЛОЕВ ОПРАВОК В ПРОЦЕССЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ

[1] Волгоградский государственный технический университет
[2] АО «ВТЗ» г. Волжский
[1] e-mail: tecmat@vstu.ru; [2] e-mail:UskovDP@vtz.ru

В работе приведены результаты исследования особенностей строения и фазового состава окисного слоя на оправках, прошедших различное количество циклов прошивки. Установлено, что при увеличении количества прошивок происходит утолщение окисного слоя с 102 до 528 мкм.

Оценка фазового состава слоев показала, что окисный слой оправок состоит из нескольких подслоев – поверхностной зоны состоящей на 80 % из гематита Fe_2O_3с плотным строением, переходного слоя магнетит –Fe_3O_4 – 50 % и плотно прилегающего к металлу внутреннего слоя – вюстит FeO – 80 %. Граница раздела внутреннего слоя с металлом оправки имеет сталагмитообразный вид. Увеличение количества циклов прошивок приводит к изменению границы раздела металл – окисный слой. Граница раздела смещается внутрь оправки и представляют собой оксидометаллическую композицию, содержащую хаотично расположенные частицы из окислов железа, никеля, кремния и других легирующих элементов.

Ключевые слова: оправка, прошивка, окисный слой, фазовый состав, структура окисного слоя, окисление металла.

M. Y.Chubukov[1], D. V. Rutskii [1], N. A. Zyuban [1], D. P. Uskov [2], L. V. Palatkina [1], A. V. Berezhneva [1], N. I. Bylkov[1]

CHANGE of PHASE COMPOSITION of OXIDE LAYERS of MANDRELS at a HOT PIERCING

[1] Volgograd State Technical University, Volgograd, Russian Federation
[2] Volzhsky Pipe Plant, Volgograd Region, Volzhsky, Russian Federation

The results of research are presented devoted to features of structure and phase composition of oxide layer on the mandrels passed different number of cycles of the firmware. It is established that increasing the number of the firmware leads to thickening of the oxide layer from 102 to 528 mm.

Evaluation of the phase composition of the layers showed that the oxide layer of the mandrels consists of several sublayers – surface zone consisting of 80% of the hematite (Fe_2O_3) with a dense structure, the transition layer magnetite – Fe_3O_4 – 50% and tight to the metal the inner layer – wustite FeO – 80 %. The interface of the inner layer with the metal mandrel has stalagmites. The increase of the number of cycles of the firmware leads to change in the interface metal – oxide layer. The boundary moves into the mandrel and represent occident talizes composition comprising scattered particles of oxides of iron, nickel, silicon, and other alloying elements.

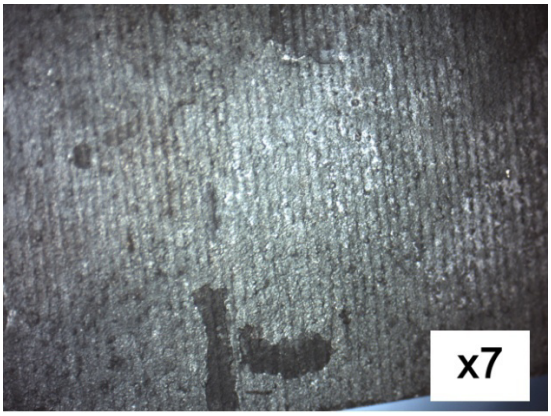
Keywords: mandrel, hot piercing, the oxide layer, the phase composition, the structure of the oxide layer, oxidation of metal

© Чубуков М. Ю., Руцкий Д. В., Зюбан Н. А., Усков Д. П., Палаткина Л. В., Бережнева А. В., Былков Н. И., 2016

Значительные нагрузки, которым подвергается оправка прошивного стана во время прошивки, а также высокий перепад температур в процессе прошивки и холостого хода способствуют износу поверхности оправок и выходу их из строя. Вследствие этого, происходит снижение производительности участка проката из-за вынужденных остановок для замены инструмента или дефектов на трубной продукции вследствие износа поверхности оправок [1, 2].

Многие работы [2–5] направлены на повышение срока службы стойкости в процессе прошивки. Однако, недостаточно внимания уделяется процессам, происходящим с поверхностными слоями оправок в процессе их работы.

Выход оправки из строя вследствие пластической деформации, либо в процессе износа поверхностного слоя зависит напрямую от отношения фактического локального напряжения гильзы к жаропрочности материала оправки при достигаемых в процессе стадий прошивок температур. В связи с этим, минимизация термических нагрузок на оправку является одним из основных факторов, позволяющим повысить стойкость инструмента [2]. В работах [6–8] для повышения стойкости оправок предлагают использовать окислительный отжиг с целью получение окисного слоя на поверхности оправок необходимой толщины характерного серого цвета (рис. 1).



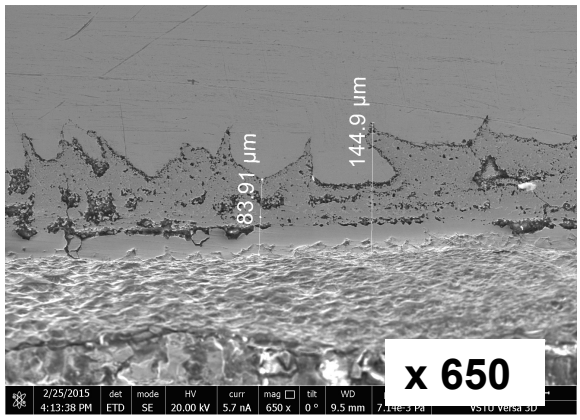


Рис. 1. Окисный слой на поверхности правки после проведения окислительного отжига [7]

Получаемый слой окислов на поверхности позволяет увеличить стойкость оправок, а также является хорошим разделителем контакта «инструмент-деформируемый металл». В процессе эксплуатации под действием высоких температур и давления происходит видоизменение окисного слоя и образование на поверхности оправки оксиднометаллической композиции, выполняющей теплоизолирующую функцию.

Целью работы являлось исследование, влияния длительности эксплуатации оправок прошивного стана на развитие и особенности фазового состава окисных слоев металла оправки.

Объектом исследования являлись, оправки диаметром 234–238 мм из 20Х2Н4МФА, проработавшие различное количество циклов прошивки. Для проведения исследований из оправок, вырезались макротемплеты, которые разрезались на микрошлифы для проведения исследований. Металлографические исследования проводились с использованием оптического микроскопа (МЕТАМ ЛВ-41) и электронного сканирующего микроскопа FEI Versa 3D. Рентгеноструктурный анализ поверхностных слоев, осуществлялся в медном излучении на дифрактометре ДРОН-3.

Результаты количественной оценки изменения толщины окисных слоев, показали, что с увеличением количества циклов прошивки их толщина возрастает до 528 мкм (рис. 2).

Толщина окисных слоев оправок проходивших не более 1120 циклов составляет не более 192 мкм. Окисный слой увеличивается в среднем на 60–70 мкм.

Исследование структуры слоев показало, что окисные слои оправок после различного количества циклов прошивки состоят из нескольких слоев и имеют следующее строение (рис. 3):

– поверхностная зона, характеризующаяся плотным строением (рис. 3, *б*);

– внутренний окисный слой, прилегающий к металлу оправки представляет собой оксиднометаллическую композицию (рис. 3, *в*). Сталагмитообразный внутренний окисный слой, прилегающий к металлу оправки нарушен и, в боль-

шинстве своем, имеет отслоения от поверхности металла оправки, произошедшие в результате длительности эксплуатации, постоянных теплосмен и физического воздействия (рис. 3, *а*).

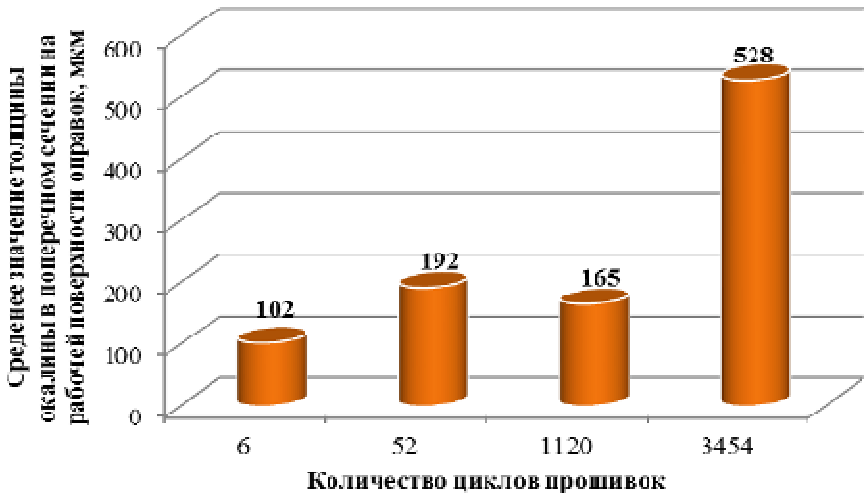
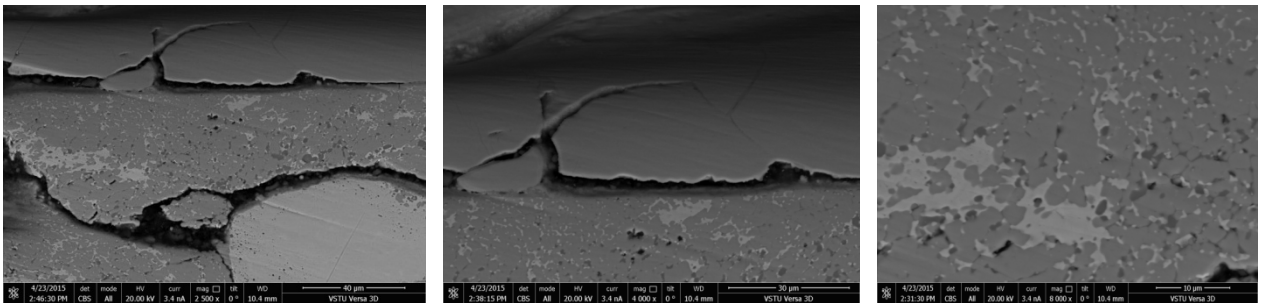


Рис. 2. Влияние количества проходов при прошивке заготовки на среднее значение толщины окисного слоя в поперечном сечении оправок



а *б* *в*

Рис. 3.Структура окисного слоя оправок после эксплуатации:
а – структура окисного слоя х 2500; *б* – поверхностный окисный слой х 4000; *в* – внутренний окисный слой х 4000

Результаты послойного рентгеноструктурного анализа оправок после различного количества циклов прошивки приведены на рис. 4.

Рентгеноструктурный анализ показал следующее, что в всех оправках после их эксплуатации наблюдается идентичный фазовый состав (см. рис 3):

– плотный поверхностный слой протяженностью до10 мкм состоит 80 % Fe_2O_3; 10 % Fe_3O_4; 10 % FeO;

– переходный слой (30–40 мкм) состоит 50 % Fe_3O_4; 40 % FeO;5 % Fe_2O_3;

– внутренний окисный слой протяженностью до 450 мкм состоит 80 % FeO; 5 % Fe_3O_4; 5 % Fe_2O_3; 5 % α Fe; 5 % NiO.

Ранее в работах [6, 7] было установлено, что окисный слой получаемый при окислительном отжиге имеет толщину 130 мкм и имеет следующий фазовый состав 90 % Fe_2O_3; 10 % FeO.

Сравнение результатов рентгеноспектрального анализа окисного слоя оправок после окислительного отжига и после прошивки, показало, что окисный слой изменяет свой фазовый состав.

Увеличение содержания вьюстита в окисном слое связано с условиями, в которых работает оправка.

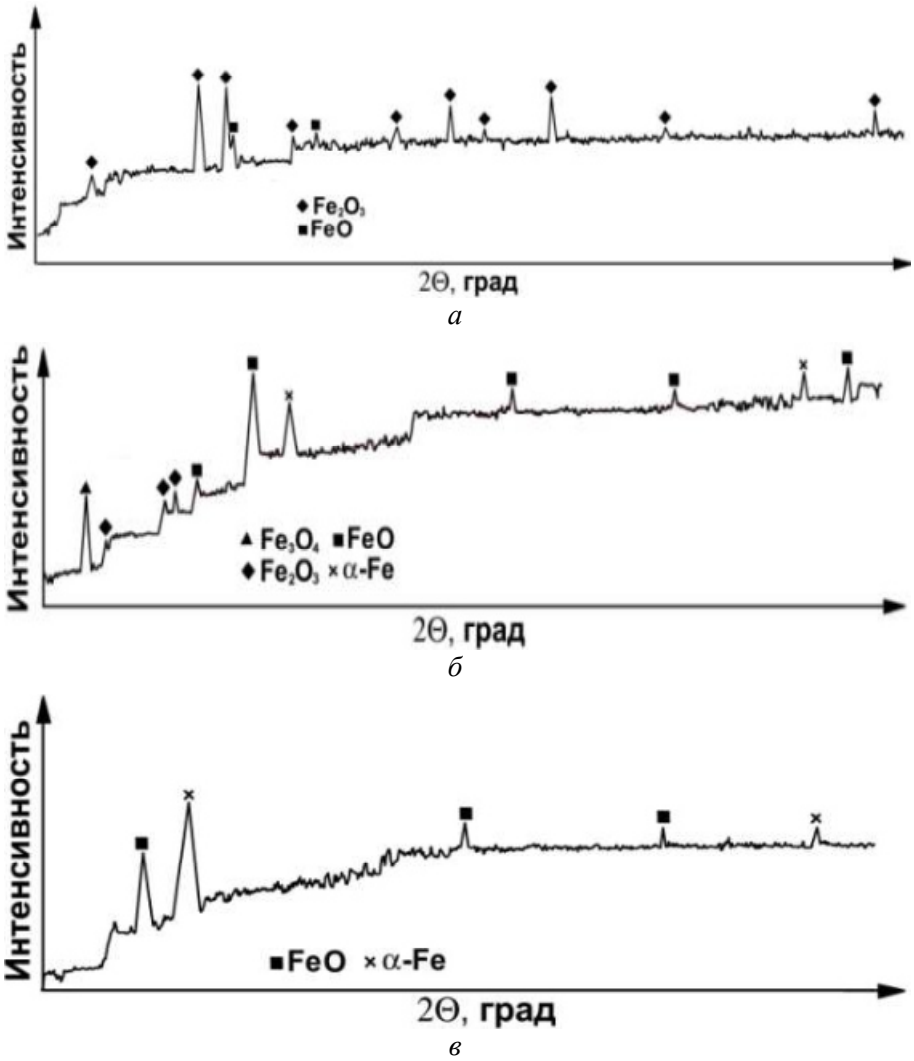


Рис. 4. Результаты рентгеноструктурного анализа окисных слоев:
а – поверхностный окисный слой; *б* – переходный окисный слой; *в* – внутренний окисный слой

Из литературных данных [3] известно, что при прошивке поверхность оправок разогревается до температур 700–900 °С, что согласно диаграмме состояния Fe-O, соответствует температурам существования вьюстита FeO. В промежутках между прошивками происходит интенсивное охлаждение поверхности оправки, что приводит к прямому образованию через промежуточную метастабильную фазу стехиометрического состава оксида FeO с выделением частиц магнетита – Fe_3O_4.

Выводы

1. Увеличение количества циклов прошивки, приводит к возрастанию толщины окисных слоев на поверхности оправки до 528 мкм. Окисный слой на поверхности оправок состоит из 3-х слоев поверхностный плотный окисный слой, промежуточный слой, внутренний окисный слой.

2. Поверхностный окисный слой оправок толщиной порядка 10 – 20 мкм в основе содержит гематит Fe_2O_3 ~ 75–80 %; Промежуточный окисный слой протяженностью 30-40 мкм в основе содержит магнетит Fe_3O_4 50 %; вюстит FeO 40 %; Внутренний окисный слой толщиной до 500 мкм в основе содержит вюстит FeO ~ 7–80 %; следы NiO; α Fe;

3. При прошивке происходит изменение фазового состава слоев, происходит увеличение доли вюстита FeO в составе слоев.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Особенности износа водоохлаждаемых оправок при прошивке легированных сталей / Н. М. Вавилкин, В. С. Гончаров, Д. В. Бодров [и др.] // Известия вузов. Черная металлургия. – 2009. – № 7. – С. 37–40.

2. Повышенная стойкость инструмента горячей обработки при производстве бесшовных труб / К. Серин, Х. Й. Пехле // Черные металлы. – 2015. – № 3. – С. 59–67.

3. Improved service life of hot forming tools in seamless tube plants / K. Serin, H. J. Pehle // Stahl und Eisen. 2014.Volume 134.Issue 11.P.161– 174.

4. Способы повышения ресурса прошивных оправок трубопрокатных станов / Г. Н. Соколов, В. Б. Литвиненко-Арьков, В. И. Лысак // Заготовительные производства в машиностроении. – 2011. – № 11. – С. 10–14.

5. Повышение стойкости оправок стана пресс-валковой прошивки на ТПА 159-426 / А. П. Чувага, Б. М. Фискин, В. В. Фролочкин, Л. А. Баландина // Сталь. – 2000. – № 2. – С. 51–51.

6. Исследование особенностей строения оправок про-шивного стана, полученных из литой и кованной заготовок / М. Ю. Чубуков, Д. В. Руцкий, Н. А. Зюбан [и др.] // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 8 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 144–149.

7. Исследование влияния технологии изготовления оправок прошивного стана на особенности строения поверхностных и внутренних оксидных слоев / М. Ю. Чубуков, Д. В. Руцкий, Н. А. Зюбан, Д. П. Усков // Черные металлы. – № 1. – С. 28–32.

8. Высокотемпературное оксидирование оправок прошивного стана / С. И. Македонов, Р. В. Ермакова, В. М. Козлов [и др.] // Сталь. – 1989. – № 11. – С. 68–70.

УДК 669.131.622

Н. И. Габельченко, Е. В. Штепина, С. Б. Хантимирова

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ДЕЙСТВИЯ ГРАФИТИЗИРУЮЩИХ МОДИФИКАТОРОВ ФС75 И SiC В ОТЛИВКАХ ИЗ СЕРОГО ЧУГУНА

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mitlp@vstu.ru

В работе исследовано влияние графитизирующих модификаторов ФС75 и SiC на структуру и свойства отливок из серого чугуна. В ходе исследования определена эффективность замены дорогостоящего модификатора ФС 75 на карбид кремния.

Ключевые слова: модифицирование, чугун, ферросилиций, карбид кремния, графитизирующие модификаторы.

N. I. Gabelchenko, E. V. Shtepina, S. B. Hantimirova

STUDY OF THE EFFICIENCY OF THE IMPACT GRAPHITIZATION MODIFICATORS FS75 AND SIC IN THE GRAY CAST IRON

Volgograd State Technical University

In this paper the influence graphitization modificators FS75 and SIC on the structure and properties of gray iron castings were study. The study determined the effectiveness of replacing expensive modifier FS 75 on silicon carbide.

Keywords: modification, iron, ferrosilicon, silicon carbide, graphitization modificators.

Считается, что из всех известных приемов улучшения качества чугуна модифицирование является наиболее эффективным и в то же время недорогим методом. Добавляя графитизирующий модификатор в форму или в ковш, получают более высокие прочностные свойства отливок и уменьшенное количество карбидной фазы, что, несомненно, является хорошим показателем.

Основными положительными эффектами модифицирования является:понижение степени переохлаждения эвтектической кристаллизации; уменьшение в структуре количества карбидной фазы и снижение величины отбела отливок; увеличение жидкотекучести и заполняемости формы; резкое повышение дисперсности аустенитно-графитовых ячеек эвтектики; получение более однородных по свойствам массивных и тонкостенных элементов отливок; устранение в структуре нежелательных форм графитных включений, а именно: междендритных и точечных графитов при снижении степени разветвленности и однородности распределения основной графитной фазы.

Главной задачей исследования было сравнение действия графитизирующих модификаторов ФС75 и SiC на структуру и свойства серого чугуна для возможности замены на производстве дорогостоящего ФС75 на более дешевый, но,предположительно. не менее качественный карбид кремния.

Для исследования были проведены три плавки: исходного серого чугуна, молдифицированного дробленым ФС 75 FeSi состава Si 74–80 %; C≤0,1%; S ≤0,02%; P≤ 0,04%; Al≤3,0%; Mn≤0,4% Cr≤0,3% и остальное Fe. и модифици-

© Габельченко Н. И., Штепина Е. В., Хантимирова С. Б., 2016

рованного SiC. Из всех плавок отливались клиновидные пробы и контрольные образцы для определения механических свойств и металлографического анализас одновременной записью кривых охлаждения (исходный и модифицированные чугуны). Для сравнительной оценки и определения величины ячеек эвтектики были приготовлены шлифы и проведено их травление.

Химический состав исходного чугуна следующий: 2,25% C; 0,47% Mn; 2,06% Si; 0,1% P; 0,06%S; 0,23% Cr; 0,13%Ni; 0,63% Cu.

После модифицирования жидкого расплава в печи ФС75 и выдержки металла в течении 2х минут, химический состав стал чугуна: 2,44%C; 0,48%Mn; 2,34%Si; 0,1%P; 0,057%S; 0,25%Cr; 0,13%Ni; 0,6%Cu.

Анализируя кривые охлаждения до и после модифицирования серого чугуна ФС75, представленные на рис. 1, можно сказать, что продолжительность дендритной кристаллизации осталась практически неизменной.

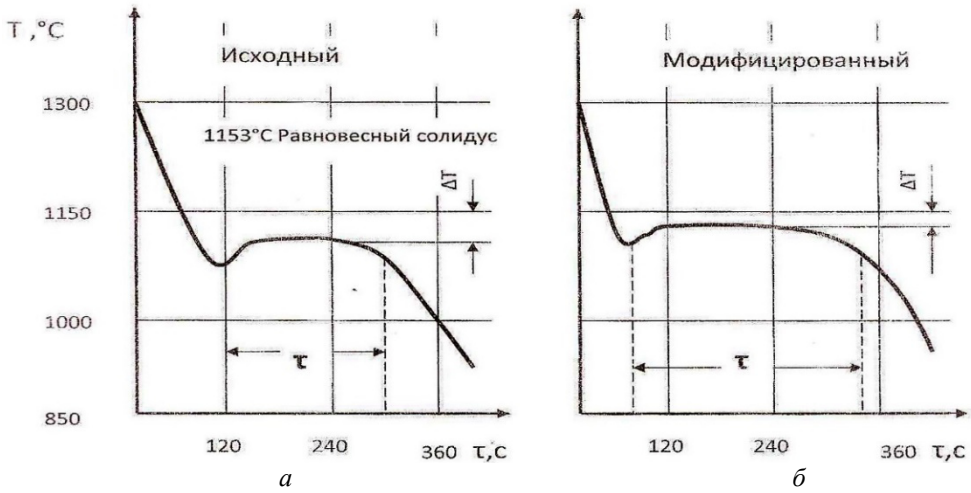


Рис. 1. Кривые затвердевания доэвтектического серого чугуна в исходном состоянии (*а*) и после графитизирующего модифицирования 0,3 % дробленного ФС75 (*б*)

Изменения произошли в период эвтектической кристаллизации. На кривой охлаждения увеличилась продолжительность участка эвтектического затвердевания и уменьшилась степень переохлаждения по отношению к равновесному солидусу по сравнению с исходной кривой [1].

Дисперсность ячеек определялась на нетравленых образцах. Структуры исходного и модифицированного ФС75 чугунов представлены на рис. 2.

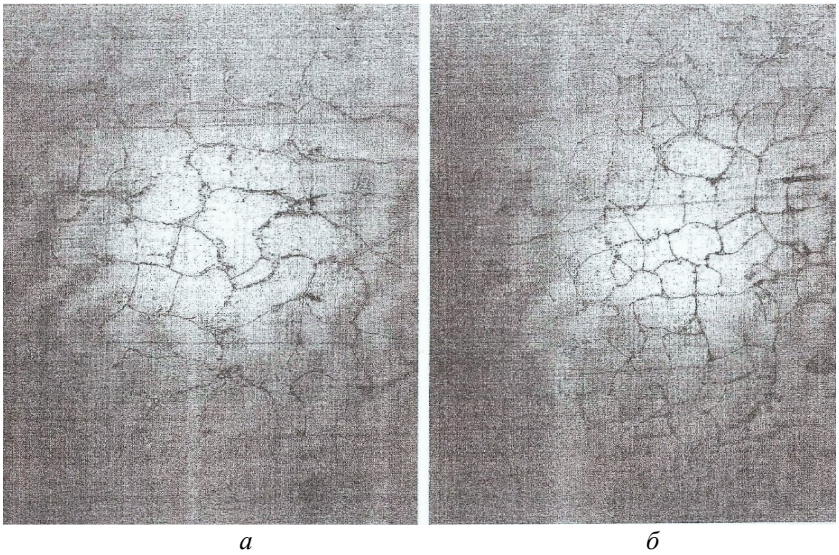
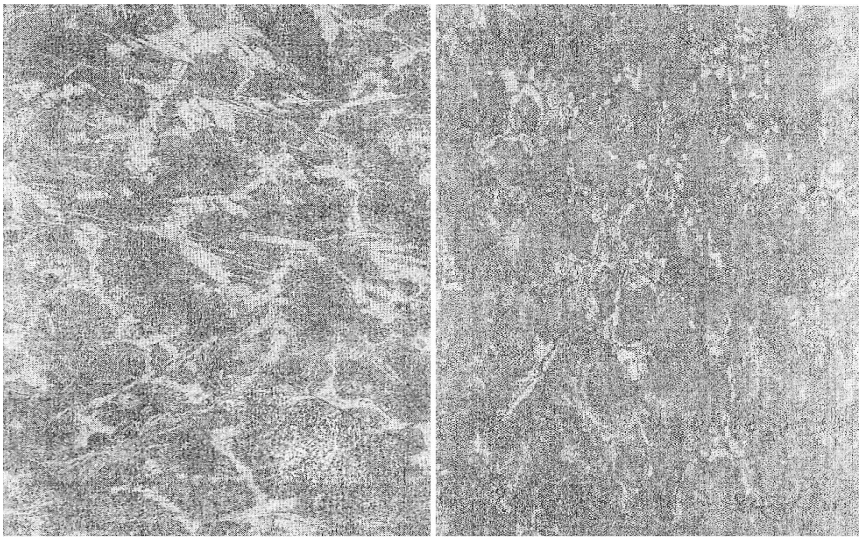


Рис. 2. Структуры серого чугуна, нетравленные:
а – исходный; *б* – модифицированный ФС75

Для идентификации размеров зерна использовались метод случайных секущих и математический анализ, которые показали, что диаметр ячеек исходного образца равен 0,065 мм, а модифицированного – 0,045 мм. Но даже невооруженным глазом можно заметить, что величина ячеек в исходном образце (рис. 2, *а*) больше, чем в модифицированном чугуне (рис. 2, *б*). То есть увеличение продолжительности эвтектической кристаллизации и снижение степени переохлаждения модифицированного ферросилицием чугуна приводит к увеличению дисперсности эвтектических ячеек, что в свою очередь означает увеличение прочностных свойств данного сплава.

Также проводились металлографические исследования на шлифах с целью выявления действительной структуры чугуна.



а *б*

Рис. 3. Структуры серых чугунов, травленных ниталием:
а – исходный; *б* – модифицированный ФС75

Из рис. 3 видно, что структура первого образца имеет ледебуритную эвтектику, которая проявляется на чугуне в виде отбела. На второй структуре эвтектические ячейки имеют графитную природу. Ячейки не имеют шаровидной формы, графит крупнопластинчатый и практически не разветвленный. Это говорит о том, что эвтектические ячейки на второй структуре принадлежат типу А по международному стандарту ASTM. С точки зрения прочности чугуна это является оптимальным типом эвтектики [2].

Аналогичные исследования были проведены для чугуна, модифицированного карбидом кремния.

Для сравнения проводился анализ термодинамических особенностей модифицирования серого чугуна карбидом кремния (SiC). ГОСТ 26327–84 регламентирует содержание элементов в карбиде кремния: 97%SiC; <0,4%Fe ; <0,4%C. Карбид кремния вводился в тигель печи в виде кристаллов, масса модификатора составляла 0,4% от шихты. По кривым охлаждения, представленным на рис. 4, можно сказать, что воздействие этого модификатора практически идентично воздействию на серый чугун ферросилиция ФС75.

Анализируя полученные кривые охлаждения серого чугуна, модифицированного различными графитизирующими добавками (ФС75 и SiC), на рис. 4 видно, что кинетика охлаждения носит идентичный характер. Степень переохлаждения ΔT отличается несущественно, как и продолжительность периодов кристаллизации дендритов и эвтектики [3]. Следовательно, серый чугун, модифицированный этими модификаторами, будет иметь примерно одинаковые прочностные свойства.

Об этом свидетельствует и металлографический анализ образцов, приведенный на рис. 5.

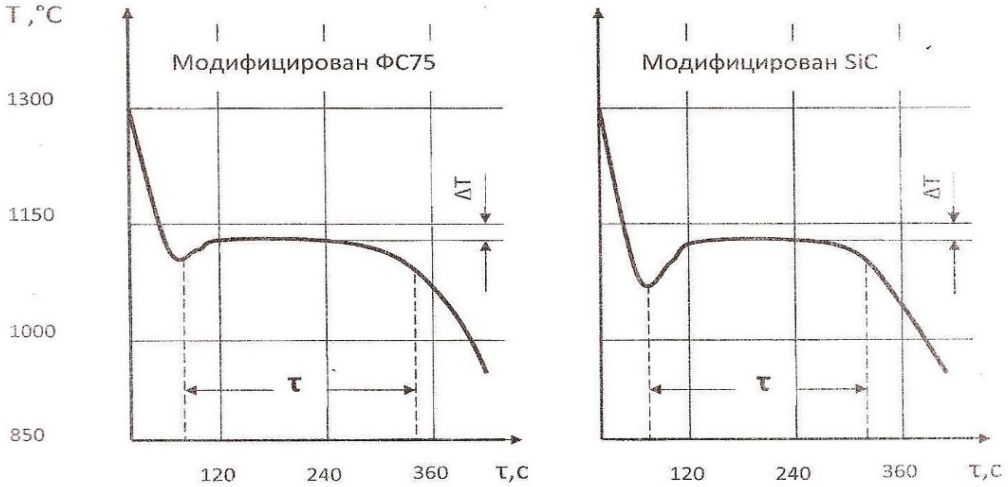
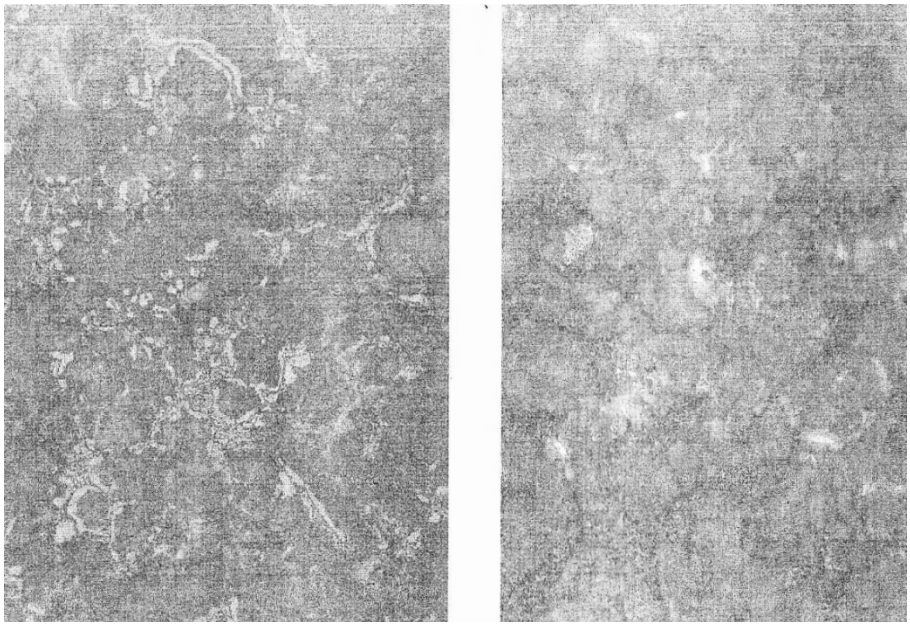


Рис. 4. Кривые затвердевания доэвтектического серого чугуна после модифицирования ФС75 и SiC



а *б*

Рис. 5. Структуры СЧ, модифицированного различными графитизтрующими добавками: *а* – ФС75; *б* – SiC

Как видно из структур, представленных на рисунке, величина эвтектических ячеек практически одинаковая. Следует обратить внимание на присутствие в структуре силикатных включений (рис. 5, *б*). Их присутствие в структуре возможно по разным причинам: из-за невысокой температуры расплава, непродолжительной плавки. Этот момент требует дальнейшего изучения, причем не только причин возникновения, но и влияния включений на свойства сплава.

Проведенные механические испытания образцов из исходного и модифицированного чугуна подтвердили предположения об улучшении прочностных свойств отливок из серого чугуна. На рис. 6 показано возрастание предела прочности σв и твердости НВ образцов из исходного и модифицированного чугунов.

Результат сравнения эффективности действия графитизирующих модификаторов ФС75 и SiC на предел прочности и твердость чугуна представлен на рис. 7.

На представленном графике показано, что у серого чугуна, модифицированного графитизирующими модификаторами ФС75 и SiC, будут примерно одинаковые значения твердости и предела прочности.

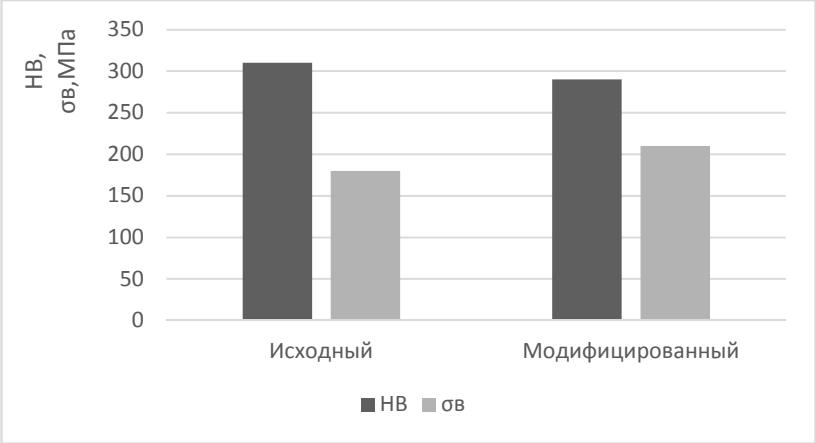


Рис. 6. Прочностные характеристики исходного и модифицированного чугунов

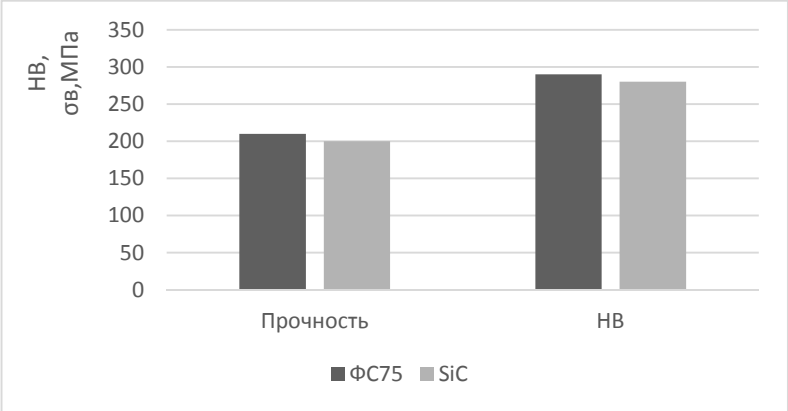


Рис. 7. Прочностные характеристики чугунов, модифицированных различными графитизирующими модификаторами

Таким образом установлено, что

– при модифицировании графитизирующими модификаторами продолжительность дендритной кристаллизации не изменяется, а степень переохлаждения уменьшается.

– исключается появление цементитной эвтектики, уменьшается размер эвтектических ячеек, что приводит к повышению прочностных свойств чугуна.

– показано положительное влияние на структуру и свойства серого чугуна как модификатора ФС75, так и карбида кремния.

Проанализировав действие графитизирующих модификаторов, можно сделать вывод, что карбид кремния практически идентичен ФС75 по эффективности воздействия на серый чугун и вполне может быть альтернативой ферросплаву на производстве.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Задиранов, А. Н.* Теоретические основы кристаллизации металлов и сплавов / А. Н. Задиранов, А. М. Кац. – М. : Издательство Российского Университета дружбы народов, 2008. – 228 с.

2. *Баландин, Г. Ф.* Теория формирования отливок : учеб. пособие / Г. Ф. Баландин. – М. : Машиностроение, 1976. – 328 с.

3. Фазовые и структурные изменения в чугуне после модифицирования / В. И. Семенов [и др.] // Литейное производство. – № 10. – 2006. – 7–8 с.

УДК 669.017

Н. И. Габельченко, О. А. Мишустин, Н. В. Волкова, А. А. Белов

ИССЛЕДОВАНИЕ УСЛОВИЙ ФОРМИРОВАНИЯ КАРБИДОВ ЦЕМЕНТИТНОГО ТИПА И РАЗРАБОТКА РЕЖИМА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ОТЛИВОК ИЗ СТАЛИ 110Г13Л

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mitlp@vstu.ru

В работе показано, что для повышения качества отливок из стали 110Г13Л при назначении режима термической обработки необходимо учитывать существование области гомогенности цементита и добиваться формирования при кристаллизации отливок метастабильных карбидов цементитного типа, легко растворяемых при последующих нагревах.

Ключевые слова: сталь, карбиды, область гомогенности цементита, термическая обработка.

N. I. Gabelchenko, O. A. Mishustin, N. V. Volkova, A. A. Belov

INVESTIGATION OF FORMING CEMENTITE TYPE CARBIDES AND DEVELOPMENT MODE OF HEAT TREATMENT OF STEEL 110G13L CASTING

Volgograd State Technical University

It is shown that to improve the quality of steel castings 110G13L the appointment of heat treatment must take into account the existence of the field homogeneity and to achieve the formation of cementite during the crystallization of castings metastable cementite carbides type, easy to dissolve in subsequent heating.

Keywords: steel, carbide, homogeneity region cementite, heat treatment.

На сегодняшний день одним из важнейших направлений повышения качества металлопродукции является повышение свойств, служебных и эксплуатационных характеристик, что требует совершенствования существующих и поиска новых научно–технических и технологических решений.

Применительно к высокомарганцевым сталям аустенитного класса, серьезной проблемой является получение гомогенной структуры, свободной от карбидов цементитного типа, так как стандартная термообработка не всегда приводит к их устранению. Основной причиной является формирование при кристаллизации стабильных карбидов нестехиометрического состава, содержащих менее 6,67 % углерода [1]. Такие карбиды в отличии от карбидов стехиометрического состава имеют меньшую термодинамическую активность по углероду и не растворяются при проведении стандартной термической обработки.

Поэтому целью работы было выявить условия формирования в железоуглеродистых сплавах карбидов цементитного типа и разработать мероприятия по переводу стабильных карбидов, с недостатком по углероду, в метастабильные стехиометрического состава.

Сталь 110Г13Л была выбрана, как наиболее подверженная образованию карбидов в литом состоянии и как следствие, имеющая высокий процент брака в производстве из за неэффективности стандартного режима термической обработки.

Для выявления причины данного явления необходимо было проанализировать образование карбидной фазы, опираясь на диаграмму состояния железо-углерод с обозначенной на ней областью гомогенности цементита, нанесенной на диаграмму благодаря работам А. А. Жукова [2]. На рис. 1 приведена правая часть диаграммы состояния железо – цементит с областью гомогенности цементита.

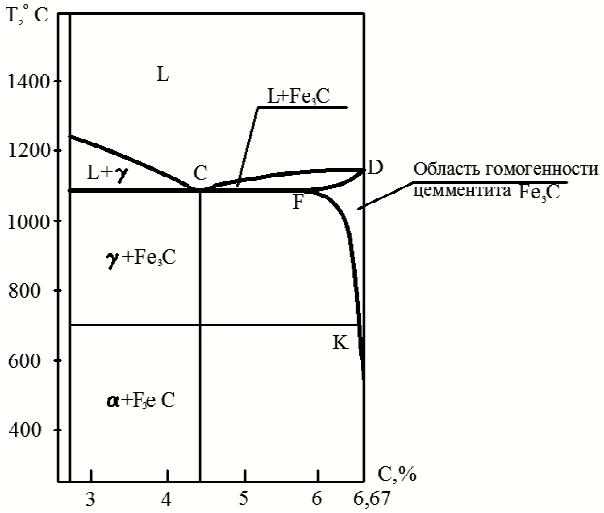


Рис. 1. Правая часть диаграммы состояния железо-углерод с указанием области гомогенности цементита [3]

© Габельченко Н. И., Мишустин О. А., Волкова Н. В., Белов А. А., 2016

Рассматривая диаграмму состояния железо-углерод необходимо отметить, что ширина области гомогенности Fe_3C для различных температур уточняется, поэтому, точка F концентрации по оси абсцисс точно не установлена.

Так, например, А. Н. Розанов указывает положение точки F, соответствующее содержанию углерода 4,22 % С; А. А. Жуков– содержанию 6,3 % С; В. А. Ильинский– 5,8 % С[1,2,5].

Однако это все же позволяет научно объяснить суть проблемы образования карбидов нестехиометрического состава. В области гомогенности цементита углерод имеет различные значения термодинамической активности для стехиометрической и не стехиометрической концентрации. Следовательно, карбид железа стехиометрического состава, т. е. содержащий 6,67%С, имеет максимальную термодинамическую активность углерода [2] и поэтому, как наиболее метастабильное соединение, легко распадается при последующих нагревах.

В ходе проведения работы были исследованы образцы стали 110Г13Л, вырезанные из гусеничного трака, в состоянии поставки и определено наличие в них карбидов, как стехиометрического, так и нестехиометрического состава. Идентификация карбидов проводилась путем измерения микротвердости на приборе ПМТ-3. Так, как карбиды цементитного типа нестехиометрического состава имеют недостаток по углероду, то соответственно и их микротвердость ниже, чем у метастабильных карбидов стехиометрического состава.

Микротвердость карбидов в структуре образца *1* показана на рис. 2.

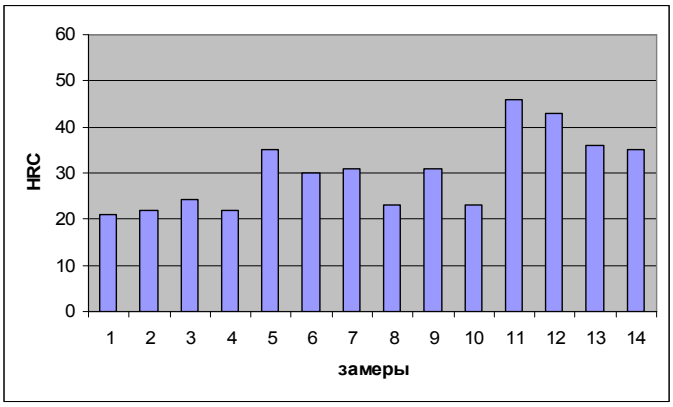


Рис. 2. Микротвердость карбидов в структуре образца *1*

При измерении на приборе ПМТ-3 образца *1* были выявлены включения цементитного типа, с микротвердостью от 24 до 49 HRC, при этом были выявлены карбиды с меньшей, чем у метастабильного цементита микротвердостью (HRC ниже 35–40). Обработка результатов замеров микротвердости в образце *1* показывает, что в структуре данного образца содержится свыше 70 % карбидов нестехиометрического состава.

Микротвердость карбидов в структуре образца *2* составила 22–46 HRC, рис. 3. В структуре данного образца содержится свыше 90 % карбидов нестехиометрического состава.

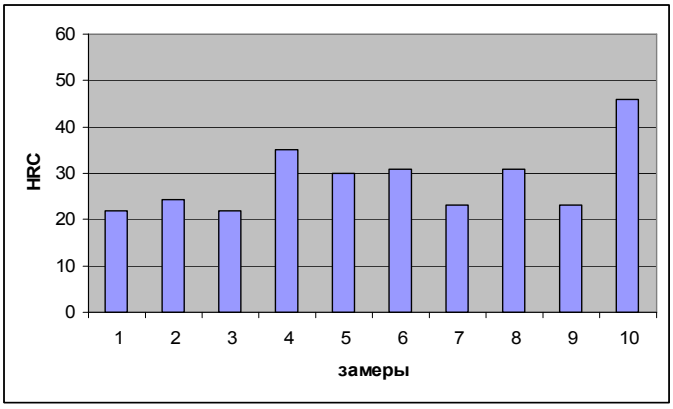


Рис. 3. Микротвердость карбидов в структуре образца *2*

Микротвердость карбидов в структуре образца *3* составила 28–55 HRC (рис. 4). На образце было найдено около 30 % карбидов нестехиометрического состава.

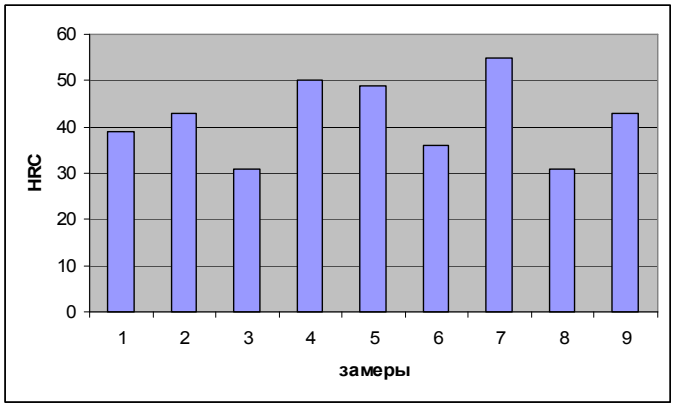


Рис. 4. Микротвердость карбидов в структуре образца *3*

Таким образом, было показано, что даже после термической обработки в структуре образцов содержаться нерастворенные карбиды, что свидетельствует о неэффективности термообработки по ГОСТ 977–88.

С целью выявления температурно-временных параметров образования карбидной фазы типа были проведены исследования для определения начальной температуры изменения морфологии карбидов в исследуемых образцах стали 110Г13Л.

Для этого образцы нагревались в термической печи и исследовались на оптическом микроскопе. Нагрев производился со скоростью 10 град/мин с выдержкой 15 мин. через каждые 50 °С, с начальной температурой нагрева 100 ºС.

При температурах 100–600 °С изменений в структуре образцов не наблюдалось (рис. 5).

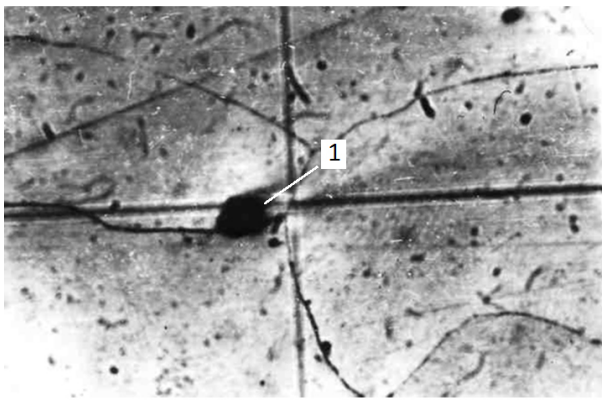


Рис. 5. Микроструктура образца при температурах 100–600 °С:
1 – карбидное включение

Началу изменения морфологии карбидов в стали 110Г13Л соответствовала температура 650 °С (рис. 6). Так как процессы нагрева и охлаждения, кристаллизации и плавления в железоуглеродистых сплавах являются однотипными по своей природе, только с обратным знаком, то можно заключить, что при охлаждении сплавов, содержащих карбиды, какие-либо изменения в их составе могут протекать только до температуры 650 ºС.

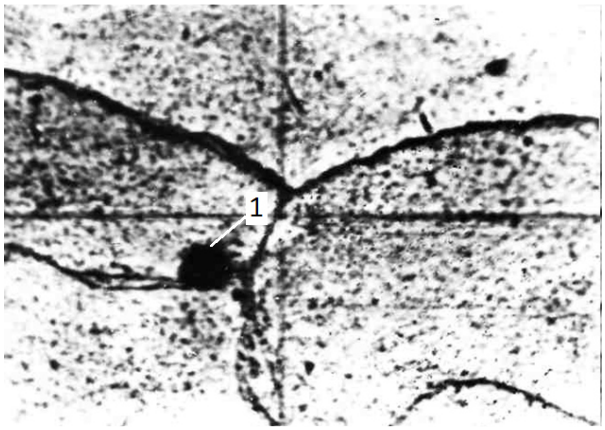


Рис. 6. Микроструктура образца при температуре 650 °С:
1 – карбидное включение

Таким образом, используя полученные сведения о температурных параметрах формирования карбидов цементитного типа необходимо при разработке технологии производства отливок придерживаться соблюдения температуры выбивки из формы не выше 650 °С. Только в этом случае в литой структуре отливки полностью пройдут процессы карбидообразования и карбиды цементитного типа будут иметь стехиометрический состав, с содержанием углерода 6,67 %, они будут легко растворяемые при последующих нагревах. В противном случае, вы-

сока вероятность появления карбидов нестехиометрического состава, с дефицитом по углероду, стабильных при последующих нагревах. В этом случае стандартная термообработка, целью которой является удаление карбидов, будет неэффективна и поэтому необходимо разработать новый, скорректированный режим термической обработки для получения чисто аустенитной структуры.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Ильинский, В. А.* Природа пониженной пластичности стальных отливок / В. А. Ильинский, Л. В. Костылева, Е. Ю. Карпова // Литейное производство. – 1997. – № 5. – С. 19–21.

2. *Жуков, А. А.* О термодинамической активности компонентов сплавов / А. А. Жуков, М. А. Криштал // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1975. – № 7. – С. 70–76.

3. Диаграммы состояний двойных и многокомпонентных систем на основе железа / гл. ред. О. А. Банных. – Москва : Металлургия, 1986. – 440 с.

4. *Габельченко, Н. И.* Получение гомогенной аустенитной структуры в отливках из стали 110Г13Л / Н. И. Габельченко, Ю. В. Гребнев, Н. В. Волкова, А. А. Зенин // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 4 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2010. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 4). – С. 151–154.

5. *Розанов, А. Н.* Структура и свойства цементита / А. Н. Розанов // Металловедение и современные методы термической обработки чугуна : сб. науч. тр. – Москва : Машгиз, 1955. – С. 29–32.

УДК 669.17

Н. И. Габельченко, С. Б. Хантимирова, Е. В. Штепина

ИССЛЕДОВАНИЕ ЛОКАЛЬНЫХ ИНТЕРВАЛОВ ПРОЦЕССА КРИСТАЛЛИЗАЦИИ СТАЛЕЙ И ЧУГУНОВ МЕТОДОМ ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНО-ТЕРМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mitlp@vstu.ru

В работе исследованы локальные интервалы кристаллизации железоуглеродистых сплавов. Результаты исследования показали, что в процессе первичной кристаллизации высокоуглеродистых сплавов – чугунов существуют два локальных интервала кристаллизации, а в процессе кристаллизации низкоуглеродистых сплавов – сталей существуют три локальных интервала.

Ключевые слова: сталь, чугун, интервал кристаллизации, дендриты, первичная кристаллизация.

N. I. Gabelchenko, S. B. Khantimirova, E. V. Shtepina

RESEARCH OF LOCAL INTERVALS OF PROCESS OF THE CRYSTALLIZATION BY STEELS AND CAST IRONS BY METHOD OF THE DIFFERENTIAL THERMAL ANALYSIS

Volgograd State Technical University

The work investigated the local spacing of the crystallization of iron-carbon alloys. The results showed that during the primary crystallization of high - alloy cast irons, there are two local interval of crystallization, and crystallization process of low carbon alloy steels there are three local intervals.

Keywords: steel, cast iron, crystallization interval, dendrites, primary crystallization.

Известно, что железоуглеродистые сплавы при переходе из жидкого в твердое состояние претерпевают дендритную кристаллизацию. Однако, нельзя сказать о том, что в температурно-временной период ликвидус – солидус происходит формирование твердой фазы только дендритно. В последнее десятилетие уже вполне обоснована теория о реализации в период кристаллизации, по крайней мере, двух разных механизмов формирования твердой фазы: дендритного роста и послойного затвердевания междендритной жидкости[1,2].

В данной работе для выявления этих различных периодов формирования твердой фазы, или, локальных интервалов кристаллизации, применялся дифференциально – термический анализ (ДТА). Сущность дифференциально-термического анализа (ДТА) заключается в одновременном анализе кривых: охлаждения $T(\tau)$ и кристаллизации $dT/d\tau(\tau)$, которые связаны с химическим составом и могут служить для прогнозирования механических свойств исследуемого сплава.

Используя стандартное оборудование для ДТА – программно-аппаратный комплекс «Крис-

© Габельченко Н. И., Хантимирова С. Б., Штепина Е. В., 2016

талдиграф», изучение процесса кристаллизации проводилось при анализе получаемых кривых охлаждения T/(τ) и первой производной от кривой охлаждения – кривой кристаллизации dT/dτ(τ). Так как кривая кристаллизации отображает тепловые эффекты системы в рассматриваемый температурно – временной период, то наличие отдельных пиков данной кривой указывает на существование различных по своим физико-химическим особенностям периодов формирования твердой фазы. То есть, количество пиков, а значит и тепловых эффектов на кривой кристаллизации соответствует количеству различных локальных интервалов кристаллизации в температурный период ликвидус – солидус. Если бы процесс кристаллизации в интервале ликвидус – солидус являлся однородным, то на кривой кристаллизации отображался бы один тепловой эффект (I пик) [3,4].

Представленные кривые ДТА кристаллизации прошли предварительную подготовку, в ходе которой нужно было отделить случайные всплески на кривой первой производной от систематически выявляемых пиков и получить кривые для дальнейшего исследования, нанести на полученные кривые общие интервалы затвердевания ликвидус – солидус (T_L-T_S).

Исследуя выплавляемый низкоэвтектический чугун и сопоставляя его с равновесной диаграммой состояния железо – углерод можно идентифицировать выявленные локальные интервалы следующим образом: первый тепловой эффект соответствует началу формирования твердой фазы в виде дендритных кристаллов первичного аустенита [5]. Если опустить перпендикуляры от начала первого теплового эффекта и его окончания на кривую охлаждения, то можно получить температурно-временные параметры первого локального интервала кристаллизации T_1-T_2, а именно дендритного роста кристаллов аустенита, также выявить время прохождения первого интервала τ_1-τ_2. Дальнейшее затвердевание сплава происходит с образования эвтектики, и на кривой кристаллизации фиксируется второй тепловой эффект (II пик), в интервале T_2-T_3, при этом фиксируется и время прохождения второго интервала кристаллизации τ_2-τ_3, где температуры T_1 и T_3 совпадают соответственно с температурами начала T_Lи окончания кристаллизации в целом T_S, результаты представлены на рис. 1.

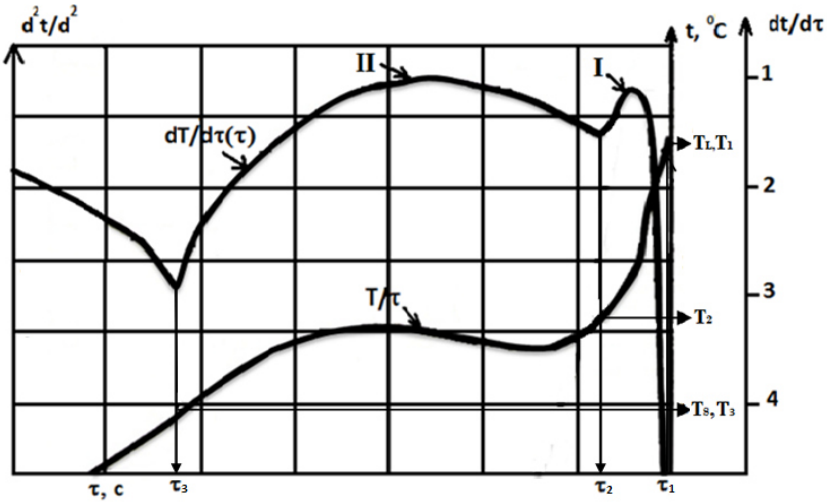


Рис. 1. Схема кривых T(τ) и dT/dτ(τ) дифференциально-термического анализа (ДТА) кристаллизации чугуна

Для исследования кристаллизации стали необходимо было изменить температурную шкалу прибора «Кристалдиграф» в сторону увеличения температуры (стандартно шкала до 1500 ºС). Так как используемая в приборе платино – платино-родиевая термопара позволяет проводить измерения и при более высоких температурах, компьютерная программа была изменена в части расширения температурной шкалы до 2000 °С.

Исследуя кривую первой производной полученной стали дифференциально термическим анализом видно, что на ней наблюдается три последовательных, следующих один за другим пика, три тепловых эффекта (рис. 2).

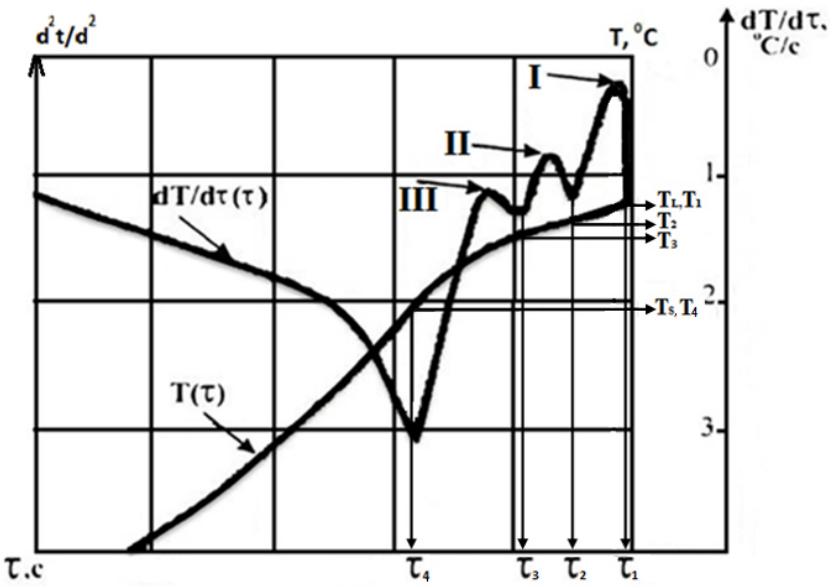


Рис. 2. Схема кривых T(τ) и dT/dτ(τ) дифференциально-термического анализа (ДТА) кристаллизации углеродистой стали

Для изучения процесса затвердевания и выявления локальных интервалов кристаллизации углеродистой стали проводили анализ аналогично описанному выше – исследовали полученные кривые – охлаждения T/(τ) и первой производной от кривой охлаждения – кривую кристаллизации dT/d(τ). Для исследуемого сплава были выявлены температуры начала и окончания выделения кристаллов аустенита T_1-T_2, где температура T_1совпадает с температурой начала T_Lкристаллизации. Опуская перпендикуляры на временную ось кривой охлаждения находили время протекания первого этапа – этапа дендритной кристаллизации τ_1-τ_2 (I пик). Так как помимо дендритных кристаллов и жидкофазных межосных пространств, в кристаллизующихся сталях не образуется других фаз, второй пик кривой dT/dτ(τ) следует отнести к выделению системой избыточной поверхностной энергии по причине укрупнения дендритных ветвей. Дифференциальная кривая dT/dτ(τ) (II пик) фиксирует перерыв в росте твердой фазы, в случае, когда вещество дендритов перераспределяется от тонких ветвей к более толстым, в то время как междендритная жидкость только переохлаждается, не выделяя твердой фазы. Проводя аналогичные построения, находили температуры T_2-T3 и время протекания второго интервала τ_2-τ_3. Дальнейшее затвердевание сплава происходит при окончании затвердевании оставшейся междендритной жидкости, и на кривой кристаллизации фиксируется третий тепловой эффект (III пик). Проводя соответствующие построения, находили температурно-временной интервал затвердевания междендритной жидкости T_3-T_4 и τ_3-τ_4, где T_4 – это температура и окончания кристаллизации в целом T_S.

Если исходить из интенсивности и последовательности появляющихся при кристаллизации положительных тепловых эффектов (I, II, III пики), можно обосновать причины их появления. Природа первого и третьего эффектов не вызывает сомнения – это теплоты кристаллизации дендритного роста и затвердевания междендритной жидкости, которые отражают начало и конец процесса затвердевания. Насчет природы второго теплового эффекта нет строгой определенности, дело в том, что данный тепловой эффект, впервые обнаруженный разработчиками системы «Кристалдиграф», был ими отнесен к теплу перитектического превращения низкоуглеродистой стали [6, 7]. Тем не менее, в высокоуглеродистых сталях, расположенных по положению на диаграмме, за пределами перитектической складки, наблюдаются похожие экстремумы, поэтому вероятнее правельнее полагать, что природа второго теплового эффекта – это выделение системой избыточной поверхностной энергии из-за укрупнения дендритных ветвей, т. е. из-за проявления эффекта огрубления уже сформированных в первом локальном интервале дендритных ветвей [8].

Из записей ДТА видно, начало второго пика в сталях соответствует завершению выделения системой теплоты дендритной кристаллизации

(I пик), а его окончание – это начало выделения системой теплоты затвердевания междендритной жидкости (III пик), следует заметить, что все три пика непрерывно следуют один за другим. Второй пик фиксирует перерыв в росте твердой фазы в случае, когда вещество дендритов перераспределяется от тонких ветвей к более толстым, в то время как междендритная жидкость только переохлаждается, и формирование твердой фазы не происходит.

Кроме того необходимо отметить, что в случае кристаллизации низкоэвтектических чугунов, если после окончания дендритного роста междендритная жидкость не достигнет эвтектической кристаллизации, то в них вероятно будет протекать процесс огрубления дендритных ветвей и только после этого начнет действовать механизм эвтектической кристаллизации. В этом случае на кривой кристаллизации появится третий пик, фиксирующий локальный интервал огрубления дендритных ветвей характерный для кристаллизации сталей.

Таким образом, в работе установлены основные отличия первичной кристаллизации высоко- и низкоуглеродистых сплавов, показано, что в процессе кристаллизации высокоуглеродистых сплавов - чугунов существуют два локальных интервала кристаллизации: дендритная и эвтектическая кристаллизации, а в процессе кристаллизации низкоуглеродистых сплавов – сталей три локальных интервала: дендритная, последующее огрубление дендритных ветвей и затвердевание междендритной жидкости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Мочалов, А. А.* Анализ современных теорий, описывающих процессы кристаллизации при непрерывной разливки стали / А. А. Мочалов, Н. А. Шаповал // Електронний вісник. – 2010. – № 2. – С. 1–7.

2. *Kats, A. M.* On the theory of crystallization and formation of the structure of castings and ingots / A. M. Kats // Izvestiya VUZ. Tsvetnaya Metallurgiya. – 2009. – № 6. – P. 46–56.

3. Определение скорости роста дендритных ветвей / Н. И. Габельченко [и др.]//ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – Т. 7, вып. 6. – С. 122–123.

4. *Габельченко, Н. И.* Исследование локальных интервалов кристаллизации железоуглеродистых сплавов с помощью дифференциально-термического анализа / Н. И. Габельченко, Е. Ю. Карпова, А. Ал. Белов // Новые перспективные материалы и технологии их получения. НПМ–2014 : сб. науч. тр. VI междунар. науч. конф. (Волгоград, 16–18 сент. 2014 г.) / ВолгГТУ [и др.]. – Волгоград, 2014. – С. 254–255.

5. *Cybo, J.* Prognozovanie metoda ATD stopnia zanieczyszczenia odlewu staliwnego wraceniami oraz sklonnosc do pekniec na goraco (cz. 2) / J. Cybo, S. Jura, M. Wieczorek. – Krzepniecie metali i stopow, Gliwice, 1988. – P. 161–169.

6. Особенности дендритной кристаллизации сплавов железа / В. А. Ильинский [и др.] // Сборник трудов 5-го Собрания металловедов России, Краснодар, 10–13 сен. 2001 г. / КубГТУ [и др.] – Краснодар, 2001. – С. 209–211.

7. Исследование затвердевания сталей и сплавов / В. А. Ильинский, Л. В. Костылева, Н. И. Габельченко, Е. А. Санталова // Литейное производство. – 2000. – № 4. – С. 5–7.

8. Особенности дендритной кристаллизации сплавов железа / В. А. Ильинский, JI. В. Костылева, Н. И. Габельченко, Е. А. Санталова // Сб. трудов 5-го Собрания металловедов России. – Краснодар, 10–13 сен. 2001 г. / КубГТУ [и др.]. – Краснодар, 2001. – С. 209–211.

УДК 620.22:620.17

Г. Н. Соколов, В. И. Лысак, И. В. Зорин, А. А. Артемьев, Ю. Н. Дубцов, А. А. Антонов, С. К. Елсуков

МЕХАНИЗМ ВЛИЯНИЯ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ТУГОПЛАВКИХ КОМПОНЕНТОВ, СОДЕРЖАЩИХСЯ В СВАРОЧНЫХ МАТЕРИАЛАХ, НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: nanomaterial-vstu@ya.ru

На основе экспериментально установленных взаимосвязей между содержанием в наплавленном металле различных систем легирования ультрадисперсных тугоплавких химических соединений и его структурой выявлены особенности фазового состава термо- и износостойких наплавочных сплавов и показан механизм, под влиянием которого при экзогенном модифицировании в металле формируется высокопрочная структура искусственного композита.

Ключевые слова: наплавка, модифицирование, легирование, наночастицы, ультрадисперсные частицы, интерметаллические соединения, карбид вольфрама, карбонитрид титана, алюминид никеля.

© Соколов Г. Н., Лысак В. И., Зорин И. В., Артемьев А. А., Дубцов Ю. Н., Антонов А. А., Елсуков С. К., 2016.

G. N. Sokolov, V. I. Lisak, I. V. Zorin, A. A. Artem'ev,
Y. N. Dubtsov, A. A. Antonov, S. K. Elsukov

MECHANISM OF INFLUENCE ULTRAFINE PARTICLES REFRACTORY COMPONENTS CONTAINED IN THE WELDING MATERIALS, ON THE STRUCTURE OF THE BUILT-UP METAL

Volgograd State Technical University

On the basis of experimentally established interrelations between the content in the built-up metal of different alloying systems ultrafine refractory chemical compounds and its structure, features of phase structure thermos- and wear-resistant building-up alloys are revealed and shows a mechanism under the influence of which at exogenous modifying in metal the high-strength structure of a simulated composite is formed.

Keywords: surfacing, modification, alloying, nanoparticles, ultrafine particles, intermetallic compounds, tungsten carbide, titanium carbonitride, nickel aluminide.

Введение

На сегодняшний день физикохимия кристаллизации металлов и их эндо- и экзогенного модифицирования при литье и родственных процессах хорошо изучена и научно обоснована в трудах П. А. Ребиндера, М. В. Мальцева, А. А. Жуховицкого, Я. Е. Гольдштейна и многих других российских и зарубежных ученых [1, 2]. В отличие от длительно протекающих процессов кристаллизации сплавов при литье сварочные процессы характеризуются высокоскоростным термодеформационным циклом с мощным тепловым и динамическим воздействием в реакционной зоне на многофазную систему высоко ионизированный газ – шлак – перегретый и кристаллизующийся металлические расплавы. В сварочную ванну постоянно добавляется перегретый металл, а фронт кристаллизации перемещается с постоянной скоростью. Это затрудняет как теоретическое, так и экспериментальное обоснования инициируемых в реакционной зоне физико-химических процессов, вследствие чего влияние вводимых в металл в составе сварочных материалов ультрадисперсных тугоплавких компонентов (карбидов, нитридов, оксидов и др.) изучено недостаточно [3,4].

Цель работы состоит в выявлении возможных механизмов формирования структуры некоторых типов термо- и износостойкого наплавленного металла, а также хладостойких сварных швов.

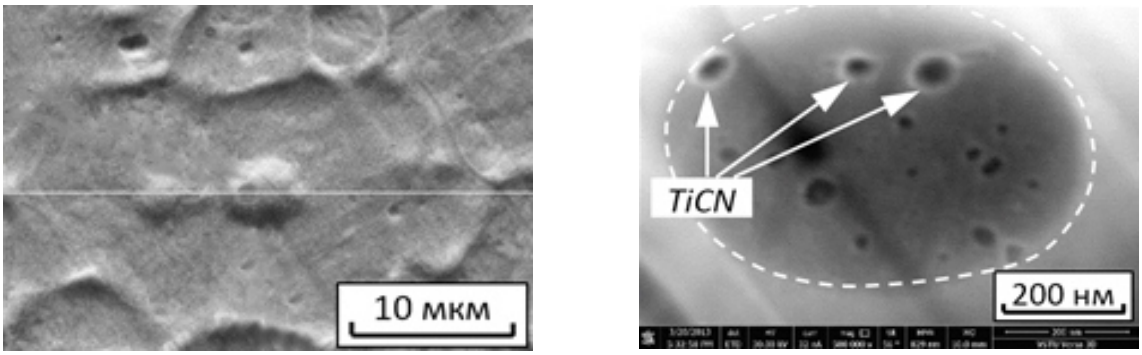
Материалы и методы исследований

Для реализации цели работы ультрадисперсные в диапазонах размеров 1–5 мкм и 40–100 нм частицы карбида вольфрама, нитрида и карбонитрида титана с использованием в качестве протекторов микрочастиц никеля и солевого шлака вводили в составы порошковых и композиционных проволок, агломерированные флюсы и покрытые электроды для ручной дуговой сварки. С применением этих материалов и процессов аргонодуговой, ручной дуговой наплавки покрытыми электродами, наплавки под флюсом, а также ЭШН получены образцы сплавов для экспериментальных исследований. В их числе термически устойчивый до 950 °С азотосодержащий сплав с матрицей на основе аустенита; жаропрочный металл на основе γ'-Ni_3Al; эвтектические высокоуглеродистые наплавленные сплавы, стойкие к абразивному изнашиванию, а также низкоуглеродистые низколегированные стали.

Исследование полученных образцов металла производили известными методами металлографии, обеспечивающими идентификацию наночастиц и анализ их химического состава. Использовали оптический цифровой микроскоп Carl Zeiss Axiovert 40 MAT, электронный микроскоп Versa 3D с системой микрорентгеноспектрального анализа металла и прибор для рентгеноструктурного анализа сплавов Дрон 3М.

Результаты и их обсуждение

Показано (рис. 1), что при легировании высокохромистого наплавленного металла с аустенитной матрицей типа 09Х15Н4АМ3Т ультрадисперсным карбонитридом TiCN (0,4 масс.%) существенно уменьшился размер его зерен, в объемах которых сформировались ультрадисперсные (0,5…1 мкм) интерметаллические соединения. В их состав входят хром, молибден и марганец. При исследовании поперечных сечений этих фаз в них обнаружены многочисленные частицы TiCN размером в диапазоне от 5 до 20 нм. Такое изменение структуры металла обусловило двукратное увеличение его сопротивления деформации при температурах до 950 °С.



а *б*

Рис. 1. Интерметаллическое соединение в центральной части зерна металла (*а*), и его сечение (*б*), в котором выявлены наночастицы TiCN

Анализ структуры наплавленного металла на основе алюминида никеля (тип металла 10Х4Н74Ю10М3В5ТТ), легированного наноразмерным (50…100 нм) карбидом WC (0,25 масс. %), показал, что в объемах γ'-фаз находятся наночастицы, в которых содержание тугоплавких элементов значительно выше, чем в остальном объеме металла (рис. 2). Вероятно, что на частицах карбида вольфрама WC в первую очередь кристаллизуются тугоплавкие элементы, образующие между собой сложное интерметаллическое соединение, вокруг которого впоследствии формируется интерметаллическое соединение Ni_3Al. Этот процесс сопровождается изменением микроструктуры сплава, что обусловливает повышение в 1,5–2 раза его сопротивления пластической деформации при температурах до 1200 °С.

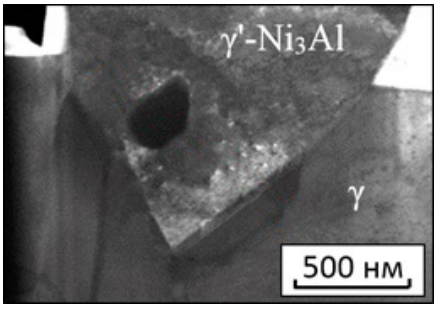
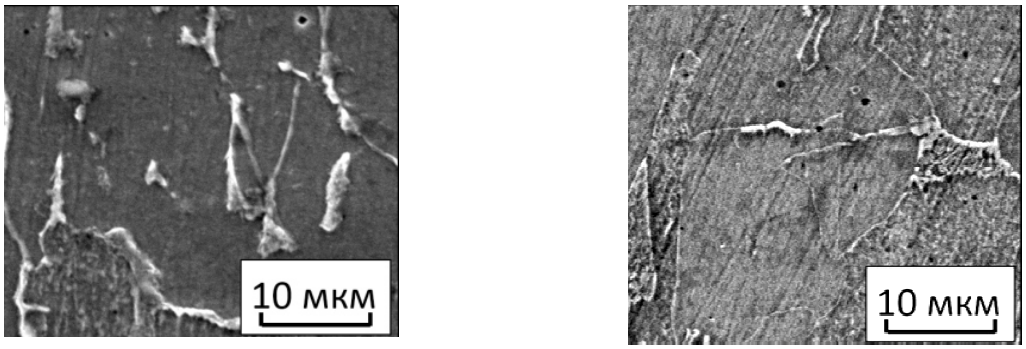


Рис. 2. Нанодисперсный карбид WC в γ'-фазе наплавленного металла (*а*) и распределение химических элементов между ними (*б*)

Влияние наночастиц карбида WC, содержащихся в покрытиях электродов и агломерированном флюсе (по 0,8 и 0,5 масс. % от массы покрытия электрода и массы флюса соответственно), на структуру низкоуглеродистого металла сварных швов выразилось в измельчении их исходной ферритно-перлитной структуры и образовании в ней нижнего бейнита (рис. 3). Также уменьшилось количество, сфероидизировавшихся под влиянием наночастиц неметаллических включений. Это привело к повышению ударной вязкости металла сварных соединений при отрицательных (до –60 °С) температурах [4].



а *б*

Рис. 3. Структуры металла швов, полученных при сварке покрытыми электродами : стандартным электродом УОНИ-13/45 (*а*) и – электродом, содержащим в покрытии ультрадисперсные частицы WC (*б*)

При изучении стойкого к абразивному изнашиванию наплавленного электрошлаковым способом сплава 200Х10Н4, армированного 25 масс. % микрочастиц диборида титана TiB_2,

показано, что при введении в сварочную ванну наночастиц (50…70 нм) TiCN (до 0,6 масс. %) в металле выделяются комплексы TiCN–$CaTiO_3$, на которых кристаллизуются карбиды TiC (рис. 4). Это способствует двукратному повышению стойкости металла к изнашиванию закрепленным абразивом при нормальной температуре.

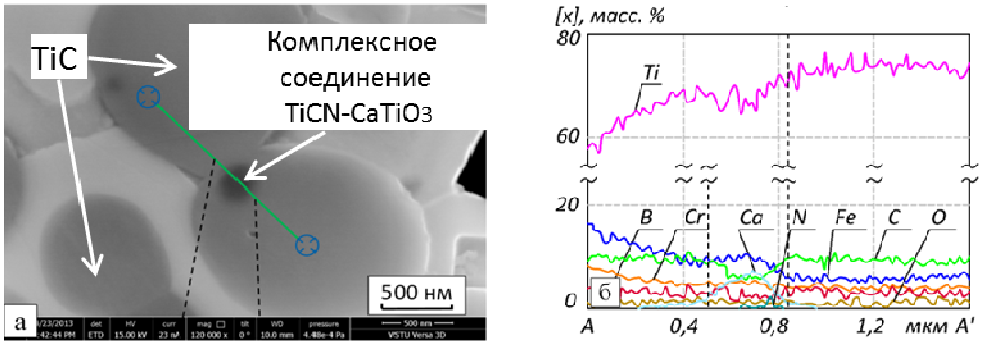
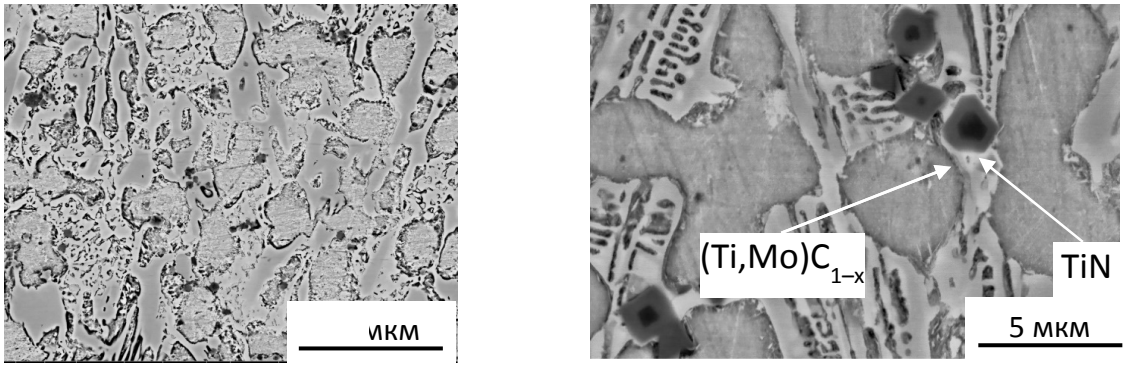


Рис. 4. Карбиды TiC, сформированные на комплексном соединении TiCN-$CaTiO_3$ (*а*), и элементный состав переходной зоны между ними (*б*)

Исследованиями износостойкого наплавленного металла типа 300Х13М2Т2НР, легированного ультрадисперсными (50 нм…5 мкм) частицами нитрида титана (содержание TiN 0,4 масс. %), установлено, что они служат базой для выделения мелких (1–3 мкм) двойных карбидов типа $(Ti,Mo)C_{1-x}$ кубической формы (рис. 5). Такие изменения структуры металла способствует повышению его стойкости к абразивному изнашиванию при температуре 500 °С.



а *б*

Рис. 5. Влияние нанодисперсных частиц $(Ti,Mo)C_{1-x}$ на структуру металла системы Fe-C-Cr-Ni-Ti-B

Обобщить результаты выполненных исследований можно с использованием феноменологической модели, базирующейся на полученных в работе экспериментальных данных (рис. 6).

Исследованиями установлено, что процесс перехода тугоплавких ультрадисперсных частиц из сварочного материала в металлический расплав начинается уже в процессе нагрева сварочного электрода проходящим по нему током, а также активным пятном электрической дуги. При этом на узком участке, расположенном вблизи фронта плавления электродного материала на границе с металлическим расплавом, формируется гетерогенный слой металла и шлака, содержащий твердую фазу экзогенного происхождения.

В процессе плавления электродного материала на стадии зарождения и роста металлических капель тугоплавкие ультрадисперсные частицы как в составе транспортирующего их протектора (никеля, шлака или других объектов), так и в свободном виде переходят в перегретый металлический расплав. При кратковременном пребывании в каплях в процессе металлургической обработки в металле уменьшается содержание атмосферного газа, вносимого вместе с наночастицами, а также возможна частичная диссоциация наиболее мелкой их фракции.

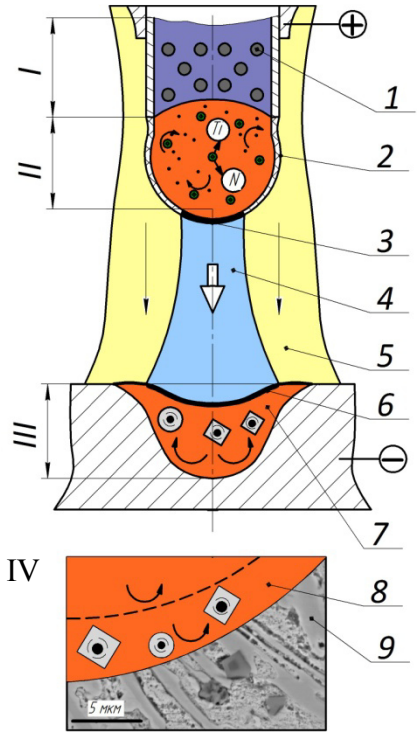


Рис. 6. Феноменологическая модель экзогенного модифицирования сплавов в процессе дуговой наплавки:
I – стадия нагрева проволоки джоулевым теплом T=700–1400 °C; II – стадия капли металлического расплава T=2300–2400 °C; III – стадия ванны металлического расплава T=1500–1800 °C; IV – стадия формирования центров кристаллизации металла; *1* – шлаковый расплав, содержащий твердые частицы TiN; *2* – тонкий слой шлака на поверхности капли; *3* – анодное пятно дуги; *4* – катодное пятно дуги; *5* – защитная газовая атмосфера ($Ar+CO_2$); *6* – катодное пятно дуги; *7* – металлический расплав; *8* – расплав и твердая фаза; *9* – твердый металл

При переходе в металл сварочной ванны наночастицы абсорбируют на своей поверхности поверхностно активные элементы – кислород, серу или другие химические соединения с их участием. Под влиянием циркуляционного течения сформированные комплексы наночастица – поверхностно активное вещество однородно распределяются в металлическом расплаве, образуя с ним суспензию. В процессе перемещения такой суспензии в периферийной области сварочной ванны в охлажденном слое металлического расплава такие комплексы могут формироваться в кластеры. Поскольку поверхностная энергия кластеров в металлическом расплаве велика к ним диффундируют атомы наиболее тугоплавких легирующих элементов, что приводит к образованию многочисленных выделений интерметаллических соединений. В совокупности с периодически формирующейся на фронте кристаллизации волновой структурой оплавленных дендритов такие выделения служат дополнительными центрами для зарождения кристаллитов, способствуя экзогенному модифицированию наплавленного металла.

Вывод

Механизм влияния ультрадисперсных тугоплавких компонентов, содержащихся в сварочных материалах, заключается в следующем. Сохранившиеся в реакционной зоне сварки частицы тугоплавких химических соединений, взаимодействуя с перегретым металлическим расплавом в процессе циркуляционного перемещения в нем, образуют кластеры, в объемах которых формируются микродисперсные интерметаллические соединения, содержащие наиболее тугоплавкие легирующие элементы в данной системе легирования. Такие комплексные частицы служат дополнительными центрами кристаллизации, что способствует как модифицированию наплавленного металла, так и повышению его эксплуатационных свойств.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Модифицирование сталей и сплавов дисперсными инокуляторами / В. П. Сабуров, Е. Н. Еремин, А. Н. Черепанов [и др.]. – Омск : Изд-во ОмГТУ, 2002. – 212 с.

2. *Жуховицкий, А. А.* Физико-химические основы металлургических процессов / А. А. Жуховицкий, Д. К. Белащенко, Б. С. Бекштейн. – М. : Металлургия, 1973. – 391 с.

3. Особенности формирования структуры и свойств наплавленных сплавов под влиянием наночастиц тугоплавких соединений / Г. Н. Соколов, И. В. Зорин, А. А. Артемьев и др. // Физика и химия обработки материалов. – 2014. – № 2. – С. 38–47.

4. Влияние ультрадисперсных компонентов на свойства металла сварных соединений металлоконструкций для работы в условиях отрицательных температур / Г. Н. Соколов, В. И. Лысак, И. В. Зорин и др. // Химическое и нефтегазовое машиностроение. – 2015. – № 4. – С. 45–48.

УДК 621.791.062

О. П. Бондарева, Э. В. Седов, И. Л. Гоник

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ИМИТАЦИИ ТЕРМИЧЕСКОГО ЦИКЛА СВАРКИ И СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ФЕРРИТО-АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 08Х22Н6Т

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

В работе рассматривается влияние параметров термического цикла сварки на структуру и свойства металла зоны термического влияния феррито-аустенитной стали 08Х22Н6Т. Установлено, что увеличение скорости охлаждения после сварки приводит к повышению значений ударной вязкости и влияет на фазовый состав феррито-аустенитных сталей.

Ключевые слова: феррито-аустенитная сталь, зона термического влияния, ударная вязкость, термический цикл сварки.

O. P. Bondareva, E. V. Sedov, I. L. Gonik

STUDY OF THE INFLUENCE OF SIMULATED THERMAL CYCLE OF WELDING AND THE COOLING RATE ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF FERRITE-AUSTENITIC STEEL 08H22N6T

Volgograd State Technical University

This paper examines the influence of parameters of thermal cycle of welding on the structure and properties of metal heat-affected zone ferritic-austenitic steel 08H22N6T. It is established that increasing the cooling rate after welding, leads to increase of values of impact strength and affects the phase composition of ferrite-austenitic steels.

Keywords: ferrite-austenitic steel, the heat affected zone, impact strength, thermal welding cycle.

При производстве сварных конструкций химического и нефтегазового машиностроения рациональным является применение феррито-аустенитных сталей вместо аустенитных хромоникелевых [1, 2]. Это позволяет существенно снизить себестоимость, повысить прочность и стойкость к межкристаллитной коррозии выпускаемой продукции. Однако, область применения феррито-аустенитных сталей существенно ограничена из-за возможного охрупчивания зоны термического влияния сварных соединений при сварке и температурах эксплуатации [2–4]. В связи с этим актуальным представляется исследование влияния параметров термического воздействия сварки на структуру и свойства околошовной зоны сварных соединений феррито-аустенитных сталей.

Для исследования была выбрана широко применяемая в химическом машиностроении сталь 08Х22Н6Т промышленного производства ГОСТ 5632–72, химический состав которой приведен в табл. 1. Испытания проводились на образцах, вырезанных из основного металла в состоянии поставки, а также на образцах после имитации термического цикла сварки (ТЦС), используя установку высокоскоростного электронагрева. Максимальная температура нагрева составляла 1300 °С, скорость нагрева 100 °С/с, скорость охлаждения 2–100 °С/с. В процессе нагрева имитировали высокотемпературный участок зоны термического влияния (ЗТВ) сварного соединения.

Таблица 1

Химический состав стали 08Х22Н6Т опытной плавки

Сталь марки 08Х22Н6Т	Содержание элементов, %							
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Ti
По ГОСТ 5632–72	не более 0,08	не более 0,8	не более 0,8	не более 0,025	не более 0,030	21,0–23,0	5,3–6,3	0.50–0,65
Опытная плавка	0,08	0,33	0,40	0,029	0,011	20,12	5,30	0,50

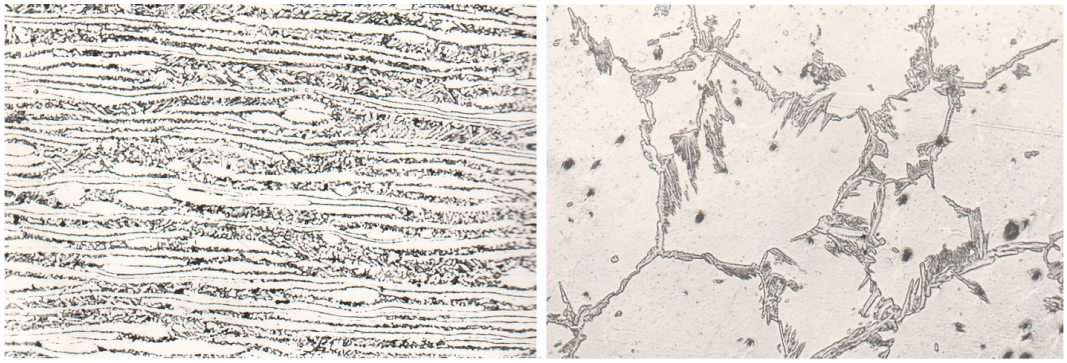
Из образцов с имитированной ЗТВ изготавливали образцы размерами 10x10x55 мм тип XI ГОСТ 9454–78 для определения ударной вязкости. Для структурного количественного анализа металла использовали дифрактометр ДРФ-2. Определяли твердость по Виккерсу (ТПП-2)

© Бондарева О. П., Седов Э. В., Гоник И. Л., 2016.

ГОСТ 2999–75 и микротвердость структурных составляющих на приборе ПМТ-3 по ГОСТ 9450–76. Микроструктуру образцов исследовали на микроскопе МИМ-8. Фрактографическое исследование проводили с помощью электронной микроскопии на изломах ударных образцов в просвечивающем микроскопе УЭМБ-100К. Структуру выявляли электролитическим травлением в щавелевой кислоте. Для разделения фаз использовали окрашивание в реактиве Гросбека.

Статистическую обработку результатов исследований производили методами корреляционного, регрессионного анализов и планирования эксперимента по общепринятым методикам. В расчетах использовалось среднее значение измерений.

По результатам исследования микроструктуры выявлено, что в исходном состоянии образцы данной стали имеют двухфазную ферритo-аустенитную структуру с четко выраженной текстурой прокатки. Матрицей является феррит (α-фаза), зерна аустенита (γ-фаза) вытянуты (рис. 1, *а*), во всех образцах в состоянии поставки регламентированное соотношение структурных составляющих (40–60 % каждой из фаз). Структура образцов, подвергнутых имитированному нагреву, сильно отличается от исходной (рис. 1, *б*). Прежде всего, не наблюдается выраженной анизотропии, а также в 1,5–2 раза возрастает количество α-фазы. Сопоставление результатов металлографического и рентгеноструктурного анализов свидетельствует о том, что во всех образцах образуется мартенситная фаза (до 20–25 %). Под действием ТЦС в металле околошовной зоны сварных соединений происходит интенсивный рост зерна (в 4–5 раз), а по границам крупных равноосных зерен феррита выделяется вторичный аустенит.



а *б*

Рис. 1. Микроструктура стали 08Х22Н6Т в состоянии поставки (*а*) и в околошовной зоне сварного соединения (*б*), х100

Твердость и микротвердость структурных составляющих в околошовной ЗТВ возрастает по сравнению с основным металлом (см. табл. 2 и 3).

Таблица 2

Результаты металлографических исследований и твердости стали 08Х22Н6Т в состоянии поставки

Материал	Содержание фазы α, %	Твердость HV	Микротвердость H_μ, P = 20 г	
			δ-феррита	γ-фаза
Исходный	60	250	247	265

Таблица 3

Результаты металлографических исследований и твердости металла околошовной зоны после имитации ТЦС стали 08Х22Н6Т

Материал	Диаметр ферртного зерна, мкм	Содержание, %		Твердость HV	Микротвердость H_μ P = 20 г	
		α-фаза	δ-феррита		δ-феррита	γ-фаза
После ТЦС	200	96	78	295	298	301

Структурные превращения, происходящие в исследуемой стали при высоких температурах имитации сварки, приводят к тепловому охрупчиванию, что отражается на показателях ударной вязкости, которая по нормативным документам на сварные сосуды и аппараты нефтехимического назначения (ОСТ 26-291–87) должна быть больше 0,4 МДж/м^2. Снижение уровня ударной вязкости может быть связано со следующими особенностями [2, 4]: выделениями карбидов по границе аустенит-феррит в интервале температур 600–900 ºС; выделением аустенита γ' внутри зерна δ-феррита при температуре около 800 ºС и ниже; образованием интерметаллидной σ-фазы в диапазоне температур 650–800 ºС. Феррит склонен к тепловому охрупчиванию, поэтому подобное изменение фазового состава и структуры сопровождается снижением ударной вязкости, особенно это сказывается на результатах испытаний образцов при низких температурах.

С целью исследования влияние температуры испытания и скорости охлаждения после воздействия ТЦС определялась ударная вязкость образцов феррито-аустенитной стали 08Х22Н6Т. Результаты испытаний представлены на рис. 2.

Как видно, скорость охлаждения оказывает существенное влияние на ударную вязкость исследуемой стали. С увеличением скорости охлаждения ударная вязкость возрастает. Минимальные значения ударной вязкости получены при скорости охлаждения 2 °С/с, характерной для электрошлакового способа сварки при всех температурах испытания. При этой скорости охлаждения ударная вязкость стали при температурах испытания минус 40 °С, минус 20 °С менее 0,20 МДж/м^2. Увеличение скорости охлаждения до 10 °С/с повышает значения ударной вязкости при температуре испытания минус 20 °С до значений ~0,50 МДж/м^2, значения ударной вязкости при температуре испытания минус 40 °С остаются низкими – менее 0,20 МДж/м^2. При воздействии ТЦС со скоростью охлаждения 40 °С/с значения ударной вязкости несколько возрастают при всех температурах испытания. Наиболее высокая ударная вязкость для стали 08Х22Н6Т получена при скорости охлаждения 100 °С/с.

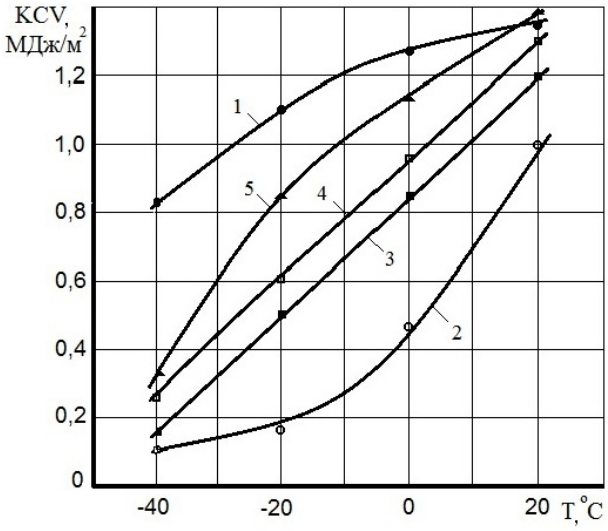


Рис. 2. Зависимость ударной вязкости стали 08Х22Н6Т после имитации ТЦС от температуры испытания и скорости охлаждения:
1 – основной металл; *2, 3, 4, 5* – металл околошовной зоны при скорости охлаждения соответственно 2, 10, 40, 100 С°/с

С уменьшением скорости охлаждения увеличивается длительность пребывания металла в высокотемпературной области, т. е. увеличивается время для протекания диффузионных процессов. За счет этого в ЗТВ сварных соединений феррито-аустенитной стали возможно перераспределение легирующих элементов между ферритом и аустенитом, изменение соотношения фаз, что отражается на результатах микротвердости и твердости (табл. 4).

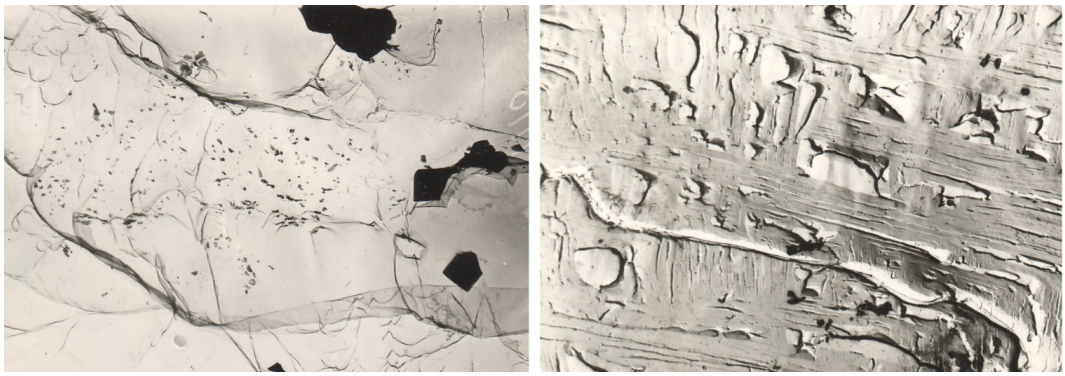
Таблица 4

Результаты металлографических исследований поверхности разрушения образцов при минус 40 ºС

Марка стали	Скорость охлаждения при ТЦС, ºС/с	Диаметр ферритного зерна, мкм	Соотношение фаз, %			Микротвердость, Р=20г		Твердость, HV
			γ'- фаза	α-фаза	δ-феррита	δ-феррита	γ'- фаза	
08Х22Н6Т	2	420	25	10	65	243	274	310
	10	410	23	5	72	241	310	291
	40	400	22	5	73	244	320	281
	100	380	20	–	80	238	384	270

Скорость охлаждения существенно влияет на дисперсность структуры, диаметр ферритного зерна снижается с 420 до 380 мкм при увеличении скорости с 2 до 100 °С. Выявлено превращение δ-феррита в аустенит. Процентное содержание аустенита максимально и достигает 25 % при скорости охлаждения 2 °С, что связано с большой длительностью пребывания в области высоких температур. С увеличением скорости охлаждения до 100 °С количество аустенита в исследуемой стали уменьшается, достигая 20 %. При повышении скорости охлаждения часть аустенита превращается в мартенсит, образование которого подтверждается возрастанием микротвердости γ'- фазы.

Фрактографическое исследование поверхности ударных образцов, испытанных при температуре минус 40 °С показало, что фрактограммы образцов, охлажденных со скоростью 2 °С/с, характеризуются преимущественно вязким изломом (рис. 3, *а*). В изломе наблюдаются крупные пленочные выделения карбидов, скопления карбидов дендритной формы, крупные выделения карбонитридов.



а *б*

Рис. 3. Изломы стали 08Х22Н6Т после воздействия термического цикла сварки при охлаждении 2 °С/с (*а*) и при охлаждении 100 °С/с (*б*), х4500

При скорости охлаждения 100 °С/с в изломах общее количество выделившихся карбидов и карбонитридов значительно меньше, они более мелкодисперсны, не наблюдается грубых выделений дендритного типа. Наряду с вязким изломом наблюдаются участки хрупкого разрушения (рис. 3, *б*).

Таким образом установлено, что в результате имитации термического цикла сварки стали 08Х22Н6Т происходит охрупчивание зоны термического влияния, связанное с ростом ферритного зерна, изменением соотношения фаз, выделениями избыточных фаз. Увеличение скорости охлаждения после сварочного нагрева приводит к существенному повышению значений ударной вязкости феррито-аустенитных сталей за счет снижения общего количества выделившихся карбидов и карбонитридов, а также увеличения их дисперсности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Хубрих, М. А.* Кинетика фазовых и структурных превращений стали 08Х22Н6Т под воздействием термического цикла сварки / М. А. Хубрих, Г. А. Сальников, О. П. Бондарева [и др.] // Химическое и нефтяное машиностроение. – 1986. – № 3. – С. 23–25.

2. *Бондарева, О. П.* Влияние термоциклической обработки на структуру и свойства металла околошовной зоны сварных соединений феррито-аустенитных сталей / О. П. Бондарева, Э. В. Седов, И. Л. Гоник // Химическое и нефтегазовое машиностроение. – 2016. – № 7. – С. 45–48.

3. *Бондарева, О. П.* Влияние термического цикла сварки на трещиностойкость металла околошовной зоны сварных соединений феррито-аустенитных сталей / О. П. Бондарева, Э. В. Седов, И. Л. Гоник // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 5 (160) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 139–142.

4. *Бондарева, О. П.* Исследование трещиностойкости феррито-аустенитных сталей / О. П. Бондарева, И. Л. Гоник, Э. В. Седов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 90–93.

УДК 621.791.72

И. В. Зорин, Г. Н. Соколов, Ю. Н. Дубцов, В. И. Лысак,
А. А. Артемьев, А. А. Антонов, С. К. Елсуков

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ТЕРМО- И ИЗНОСОСТОЙКОГО МЕТАЛЛА, НАПЛАВЛЕННОГО НА СПЛАВ ЧУГАЛЬ*

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

Разработан технологический вариант механизированной аргонодуговой наплавки с использованием композиционной проволоки, обеспечивающей формирование качественного абразивостойкого наплавленного металла на изделиях из сплава чугаль.

Ключевые слова: наплавка, порошковая проволока, чугаль, стойкость к абразивному изнашиванию.

I. V. Zorin, G. N. Sokolov, Y. N. Dubtsov, V. I. Lysak,
A. A. Artem'ev, A. A. Antonov, S. K. Elsukov

INVESTIGATION OF STRUCTURE AND PROPERTIES OF HEAT AND WEAR RESISTANCE OF METAL DEPOSITED ON THE ALLOYS CHUGAL

Volgograd State Technical University

Electrode composite wire was used for argon-arc surfacing was developed. Technology ensuring the formation of high-quality abrasive resistant weld metal on the surfaces of the chugal alloy.

Keywords: surfacing, flux-cored wire, hardness, chugal, resistance to abrasion.

Введение

В связи с увеличением объемов добычи и транспортировки природного газа, а также строительством новых газопроводов, актуальным становится решение проблемы повышения стойкости ресурсоопределяющих деталей, к которым относятся плоские сопрягающиеся поверхности разъема корпуса турбины типа ГТК-10. В условиях газоабразивной среды и повышенных до 500–600 °С температур эти поверхности подвергаются износу, что нарушает герметичность корпуса и обусловливает потерю полезной мощности газоперекачивающего агрегата [1]. Поскольку такие корпуса преимущественно изготавливаются из жаростойких чугунов с повышенным (до 25 масс.%) содержанием алюминия, то технология их ремонта должна гарантировать стойкость к образованию пор и трещин. На практике выполнение этих требований усугубляется насыщением поверхностных слоев плоскостей разъема в процессе эксплуатации углекислотными и сероводородными продуктами, что обусловливает потерю металлом механической прочности и ухудшает металлургическую свариваемость чугуна.

Вследствие этого процесс наплавки удовлетворительно реализуются лишь в узком диапазоне параметров ее режима при использовании покрытых электродов с железоникелевым сердечником и формировании наплавленного металла короткими валиками. Более экономичными и производительными способами получения многослойного наплавленного металла на плоских поверхностях является процесс аргонодуговой наплавки плавящимся электродом. Однако возможность использования такого способа связана с созданием новых наплавочных материалов для дуговых процессов, обеспечивающих в отличие от известных абразивостойких карбоборидных сплавов для ЭШН [2] более высокие технологические и эксплуатационные параметры при рабочих температурах до 500 °С. Среди металлических материалов, обладающими такими свойствами получили развитие наплавочные материалы на основе никеля [3, 4], которые в отдельных случаях доведены до промышленного применения.

Целью данной работы является исследование структуры и свойств металла, наплавленного с использованием проволоки, обеспечивающей при наплавке на изделиях из чугуна качественный абразивостойкий до 500 °С наплавленный металл.

Материалы и методы исследований

Образцы для наплавки изготавливали способом электродугового расплавления в аргоне опытной порошковой проволоки, состав которой обеспечивал получение сплава, идентичного литому чугалю с содержанием легирующих элементов, масс.%: C 2,1–2,3; Si 1,7–2,0; Mn 1,9–2,2; Al 12–13; Cr 0,5–0,7; Fe – база. Механизированную аргонодуговую наплавку производили на предварительно нагретые до темпе-

© Зорин И. В., Соколов Г. Н., Дубцов Ю. Н., Лысак В. И., Артемьев А. А., Антонов А. А., Елсуков С. К., 2016.

* Исследования выполнены при финансовой поддержке РФФИ (проекты № 16-08-01276 а, 16-38-00764 мол_а), а также гранта Президента РФ (№ МК-4713.2016.8).

ратуры 380–400 ºС образцы с использованием универсального сварочного автомата А-1401. Электродом служила экспериментальная композиционная проволока диаметром 3,2 мм, спроектированная с использованием методики [5], и обеспечивающая получение наплавленного металла типа Х3Н50МВ5Ю9 (прочие элементы: тантал – 4 масс. %, железо – 27 масс.%). Параметры режима наплавки варьировали в следующих диапазонах: I = 330–350 А; $U_д$ = = 23–25 В; $V_н$ = 18 м/ч; расход аргона 25 л/мин.

Структуру и свойства наплавленного металла изучали в состоянии после термического отдыха, выполненного по режиму: выдержка в течении 30 мин при температуре 350 ºС, медленное охлаждение вместе с печью в течение 17 ч до температуры 50–70 ºС, далее на воздухе. Для выявления структуры металла применяли травление в 10 % в растворе HNO_3. Использовали методы оптической (цифровой микроскоп Carl Zeiss Axiovert 40 MAT) и сканирующей электронной микроскопии (FEI Versa 3D). Химический состав определяли микрорентгеноспектральным анализом после ионного травления (Versa 3D) поверхности металла на участках площадью 100x100 мкм и спектральным анализом (ДФС-500). Оценку свойств наплавленного металла производили на твердомере ТН-500 методом Роквелла и испытанием на стойкость к абразивному изнашиванию при температуре 500 °С (Патент РФ № 2564827) согласно методике [6]. Критерием стойкости наплавленного металла к изнашиванию служила величина потери объема ΔV испытуемого образца, вычисленная на основании измеренных значений потери массы и плотности образцов по ГОСТ 25281–82.

Результаты и обсуждение

Экспериментально установлено, что при наплавке сплава композиционной проволокой на оптимальных энергетических режимах (800–850 кДж/м) возможно сформировать бездефектный многослойный (h = 10–12 мм) наплавленный металл. Металлографические исследования наплавленного металла показали, что по его высоте можно идентифицировать три зоны, характеризующиеся различной твердостью (рис. 1, *б*) и содержанием основных легирующих элементов (рис. 1, *а*): никеля, алюминия и железа в рассматриваемой системе.

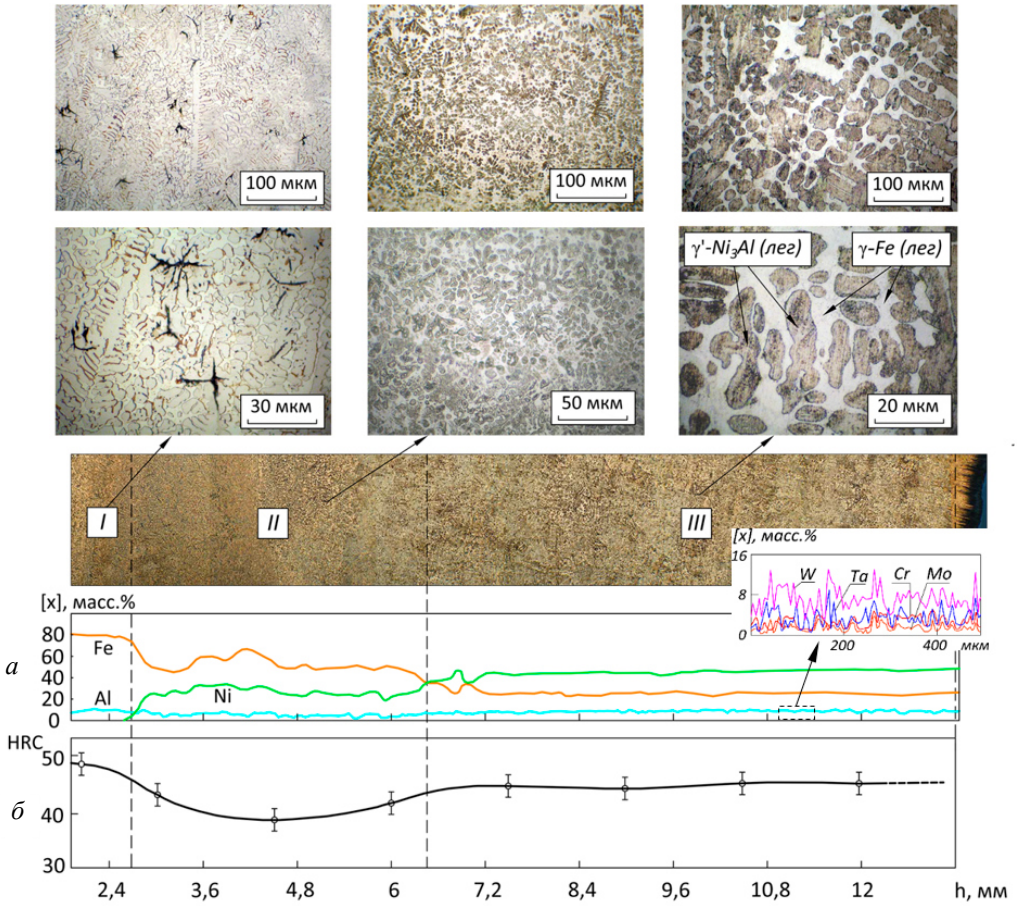


Рис. 1. Распределение никеля, железа, алюминия (*а*) и твердости (*б*) по высоте наплавленного металла:
I – чугаль; *II* – область перемешивания сплава чугаль с наплавленным металлом; *III* – наплавленный металл типа Х3Н50МВ5Ю9

Участок *I* соответствует основному металлу – сплав чугаль, структура которого представляет собой ледебурит на ферритной основе и цементит вторичный (рис. 1). Несмотря на присутствие в структуре этого участка выделений первичного графита в виде разветвленных и пластинчатых образований, вблизи условной линии сплавления строчечные выделения карбидов не были выявлены. Это можно объяснить частичным выгоранием углерода из основного металла в процессе наплавки, а также низкой диффузионной подвижностью атомов углерода и карбидообразующих в пограничном слое расплава никель-алюминиевого расплава.

Формирование зоны *II* сопровождается неравномерным распределением железа и никеля вследствие перемешивания двух расплавов при наплавке первых слоев, что обусловливает уменьшение твердости на этом участке до 40 HRC. Далее твердость плавно увеличивается до значений ~45 HRC и сохраняется неизменной по всей высоте наплавленного металла (зона III), что отражает высокую однородность распределения никеля, алюминия и железа, содержание которых соответствует расчетным значениям (рис. 2).

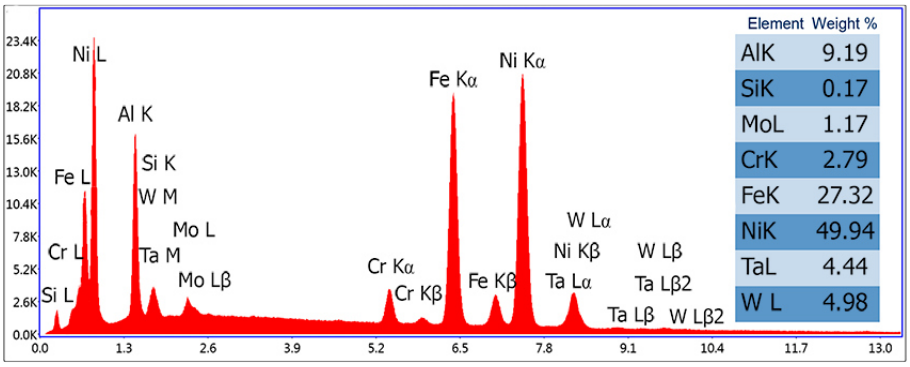


Рис. 2. Типичный химический состав наплавленного металла

Структура наплавленного металла на этом участке состоит из легированного твердого раствора на основе γ'-Ni_3Al фазы и легированного твердого раствора на основе железоникелевого аустенита. Микрорентгеноспектральный анализ, проведенный в верхней части наплавленного металла показал, что легирующие элементы распределены неравномерно между двумя твердыми растворами (см. рис. 1, *в*). Большее содержание вольфрама, тантала, молибдена и хрома соответствует участкам сосредоточения γ'-Ni_3Al фазы, а меньшее их количество растворено в железоникелевом аустените.

Анализ результатов испытания на стойкость наплавленного металла к абразивному изнашиванию при температуре 500 °С показал, что наилучшие показатели по сравнению с широко применяемым в металлургическом производстве термо- и износостойким сплавом 25Х5ФМС (рис. 3, *а*) имеют металл, (рис. 3, *г*) наплавленный с использованием экспериментальной композиционной проволоки и абразивостойкий наплавочный сплав 300Х13М2ТНР (рис. 3, *б*) на основе карбоборидной эвтектики [7].

Приведенный для сравнения сплав 400Х13М2Т2НР (рис. 3, *в*), также основанный на карбоборидной эвтектики, но с повышенным (на

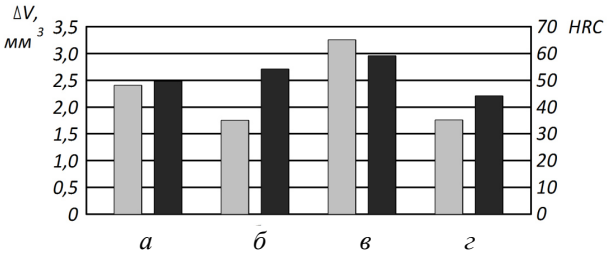


Рис. 3. Сравнительная оценка стойкости наплавленного металла к абразивному изнашиванию ΔV при температуре 500 °С и твердости:
а – 25Х5ФМС; *б* – 300Х13М2ТНР; *в* – 400Х13М2Т2НР; *г* – Х3Н50МВ5Ю9

1 масс.%) содержанием углерода и титана характеризуется наибольшей потерей объема в процессе испытания, что связано с чрезмерным увеличением твердости и количества упрочняющей карбоборидной фазы, которая приобретает игловидную форму и повышает хрупкость металла. Вследствие чего для наплавки изделий из сплава чугаль более предпочтителен низкоуглеродистый металл на основе никеля Х3Н50МВ5Ю9, который в процессе наплавки одновременно выполняет функцию буферного слоя. Формирование такого слоя способствует более равномерному перераспределению углерода в переходной зоне между сплавом чугаль

и износостойким металлом, что позволяет предотвратить образование холодных трещин.

Малая величина потери объема металла данного типа связана с особенностями формирования структуры, в которой роль пластичной матрицы выполняет легированный железоникелевый аустенит, а упрочняющими фазами являются участки сосредоточения γ'-Ni_3Al фазы с повышенным содержанием тугоплавких тантала, вольфрама и молибдена.

Выводы

Механизированная аргонодуговая наплавка позволяет получить на поверхности из сплава чугаль качественный химически однородный металл типа Х3Н50МВ5Ю9. Повышенная стойкость наплавленного металла к абразивному изнашиванию при температуре 500 °С по сравнению с известными абразивостойкими сплавами на основе железа обеспечивается оптимальным соотношением в структуре участков легированного твердого раствора никеля содержащих упрочняющую γ'-Ni_3Al фазу и участков легированного аустенита.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Зарицкий, С. П.* Восстановление технического состояния и технико-экономических показателей ГПА типа ГТК-10 / С. П. Зарицкий, А. М. Короленок, А. С. Лопатин, К. В. Фрейман // Труды российского государственного университета нефти и газа им. И. М. Губкина. – 2009. – № 4. – С. 57–62.

2. *Орешкин, В. Д.* Износостойкие покрытия на основе карбоборидов титана на рабочие органы чугунных деталей / В. Д. Орешкин, В. А. Луговая, Е. Т. Лобанова, И. Г. Лукина // Вестник ВолгГАСУ. Сер. Стр-во и архит. – 2011. – Вып. 21 (40). – С. 110–114.

3. *Леонтьев, Л. Б.* Влияние химического состава присадочного материала на формирование сварного соединения при плазменной наплавке серого чугуна сплавами на никелевой основе / Л. Б. Леонтьев // Вестник инженерной школы ДВФУ. – 2013. – № 2 (15). – С. 45–50.

4. *Неровный, В. М.* Ремонт деталей газовых турбин дуговой пайкой и наплавкой в вакууме / В. М. Неровный // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2006. – № 8. – С. 10–14.

5. *Дубцов, Ю. Н.* Особенности проектирования композиционной проволоки для наплавки сплавов на основе алюминида никеля / Ю. Н. Дубцов, И. В. Зорин, Г. Н. Соколов, В. И. Лысак // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 9 (96) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 6). – С. 190–194.

6. *Антонов, А. А.* Методика испытаний наплавленного металла на абразивное изнашивание при повышенных температурах / А. А. Антонов, А. А. Артемьев, Г. Н. Соколов // Техника и технология: новые перспективы развития : матер. XIV междунар. науч.-практ. конф. (25 авг. 2014 г.) // Науч. журнал «Естественные и технические науки»; Науч. изд-во «Спутник+». – М., 2014. – С. 5–7.

7. *Антонов, А. А.* Структура и свойства абразивностойкого наплавленного сплава системы Fe-Cr-C-Mo-Ti-Ni-B / А. А. Антонов, А. А. Артемьев, Г. Н. Соколов // Известия ВУЗов. Черная металлургия. – 2016. – № 9. – С. 671–672.

УДК 620.191.3

Е. И. Тескер, В. Ю. Тараненко, М. А. Субботин

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ С ПОКРЫТИЕМ, ПОЛУЧЕННЫМ ЭЛЕКТРОКОНТАКТНОЙ ПРИВАРКОЙ ИЗНОСОСТОЙКОЙ ЛЕНТОЙ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: agromash-vlg@rambler.ru

Изложен опыт применения технологии электроконтактной наплавки в ремонтном производстве при формировании однослойных защитных коррозионно- и износостойких покрытий. Приведены результаты металлографических исследований и измерения микротвердости поверхностного слоя после двухслойной наплавки.

Ключевые слова: электроконтактная наплавка, упрочняющая обработка, износостойкие покрытия, модифицируемые слои, многослойная композиция, микротвердость, несплавление, поры, раковины, ферритоцементитная структура.

E. I. Tesker, V. Y. Taranenko, M. A. Subbotin

INVESTIGATION OF SURFACE LAYERS WITH COATINGS OBTAINED ELECTROCONTACT WELDING WEAR-RESISTANT TAPE

Volgograd State Technical University

The experience of the use of electric-welding technology in the repair production in the formation of single-layer protective corrosion- and wear-resistant coatings. The results of metallographic studies and microhardness of the surface layer after the two-layer surfacing.

Keywords: electric-welding, hardening processing, wear-resistant coatings, modified layers, multilayer composition, microhardness, Lack of fusion pores, sinks, ferrite-cementite structure.

© Тескер Е. И, Тараненко В. Ю., Субботин М. А., 2016.

Одним из перспективных методов получения поверхностных слоев с заданным комплексом механических и физико-химических свойств, учитывающих реальные условия эксплуатации конкретной детали, является электроконтактная наплавка (ЭКН) металлической лентой определенного химического состава. Эффективность применения разработанных технологий ЭКН как при восстановлении изношенных деталей, так и при изготовлении новых подтверждается длительной эксплуатацией насосно-компрессорного оборудования с модифицированными поверхностями.

Применение технологии ЭКН в ремонтном производстве при формировании однослойных защитных коррозионно- и износостойких покрытий позволяет значительно повысить ресурс ответственных деталей химического и нефтегазового оборудования, например роторов центробежных компрессоров и газовых турбин.

Однако при восстановлении рабочих поверхностей изделий с твердостью основного металла более 40 HRC было отмечено, что формируемая композиция «наплавленный слой – матрица» характеризуется наличием ряда дефектов, отрицательно влияющих на эксплуатационные характеристики деталей (несплавление наплавленного слоя с подложкой, поры, раковины, трещины и др.).

Оптимизация режимов ЭКН позволила исключить ряд дефектов, таких, как несплавление, поры, раковины. Однако наиболее опасные с точки зрения снижения конструкционной прочности материала дефекты в виде трещин, образующихся в наплавленном слое и распространяющихся через границу сплавления в основной металл, исключить не удалось. Было установлено, что в данном случае сказывается отрицательное влияние наплавляемой поверхности детали с высоким уровнем растягивающих напряжений, возникающих в результате предварительной упрочняющей обработки, например, объемной или поверхностной закалки.

Очевидно, снижение уровня остаточных напряжений на рабочей поверхности изделия позволит значительно улучшить качество модифицируемых слоев. Данная проблема может быть решена посредством введения в технологический процесс ЭКН предварительного нанесения на рабочую поверхность детали подслоя лентой из низкоуглеродистой конструкционной стали, например ВСт3кп.

В данной статье приведено описание свойств многослойной композиции поверхностный слой – основной металл, полученный при ЭКН рабочих поверхностей деталей с исходной высокой твердостью.

Исследования проводили на образцах, изготовленных из среднеуглеродистой стали 40, прошедшей объемную закалку и низкий отпуск. Электроконтактную наплавку осуществляли на специальной установке по специальной технологии, коррозионно-стойкой лентой 20Х13 толщиной 0,7 мм по предварительно нанесенному на рабочую поверхность деталей подслою из низкоуглеродистой конструкционной ленты ВСт3кп толщиной 0,5 мм.

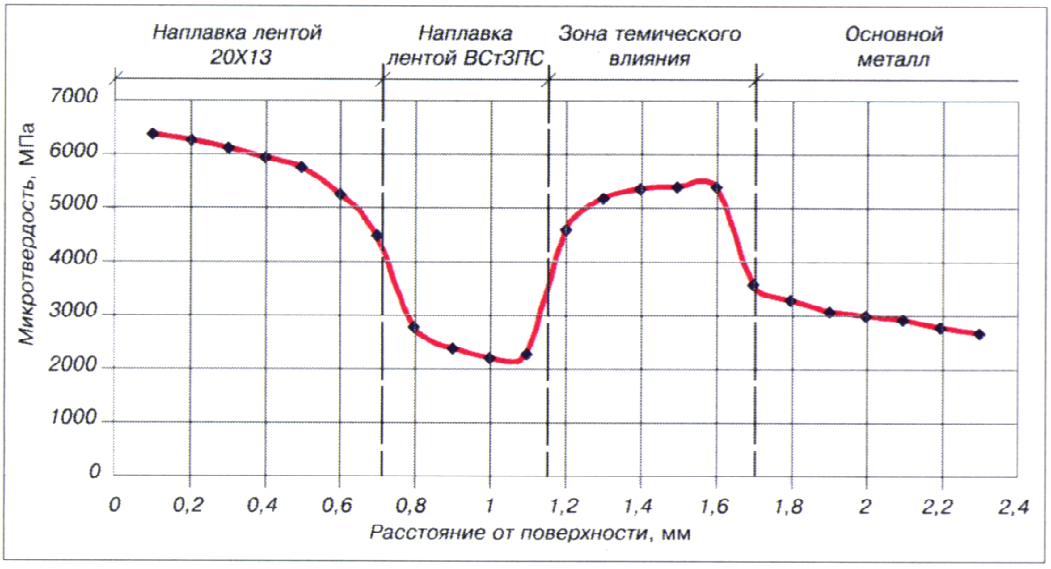
Контроль качества наплавленной поверхности осуществляли методом цветной дефектоскопии (ОСТ 26-5–88). Микростроение наплавленного слоя изучали на микроскопе МИМ-10 при 100-кратном увеличении. Микротвердость измеряли прибором ПМТ-3 при нагрузке 1 Н.

В результате металлографических исследований шлифов установлено, что после предварительной ЭКН на поверхность образца ленты из стали ВСт3пс из-за малой устойчивости переохлажденного аустенита в структуре наплавленного слоя не наблюдается образования мартенсита. Однако при высокоскоростном охлаждении в массе металла, характерном для технологии ЭКН, происходит сильное переохлаждение аустенита, образовавшегося при нагреве, что уменьшает количество свободного феррита и сопровождается образованием тонкой феррито-цементитной структуры, которая при относительно высокой прочности сохраняет и достаточную пластичность. При этом хорошая свариваемость стали ВСт3пс при наплавке обеспечивает прочную металлургическую связь с основным металлом. Благодаря низкому содержанию углерода в стали и высокой пластичности в наплавленном слое не происходит образования трещин при нагреве и охлаждении материала.

С целью формирования требуемых эксплуатационных свойств рабочих поверхностей деталей насосно-компрессорного оборудования на предварительно наплавленный слой осуществляли ЭКН лентой из стали 20Х13. После двухслойной наплавки были проведены металлографические исследования и измерение микротвердости композиции «поверхностный слой – основной металл».

Установлено, что в поверхностном наплавленном лентой из стали 20Х13 слое до глубины 0,4 мм в результате протекания полного $\gamma \leftrightarrow \alpha$

превращения формируется однородная мелкодисперсная структура мартенсита с равномерно распределенными карбидами хрома. Данная структура характеризуется высокой микротвердостью, изображенной на рисунке, которая составляет 6500–6100 МПа.



Распределение микротвердости по толщине композиции «покрытие – подслой – основной металл» при ЭКН

С увеличением расстояния от поверхности до границы сплавления с подслоем из ленты ВСт3пс происходит плавное снижение микротвердости до 4500 МПа. Данный эффект можно объяснить наличием в указанной зоне наплавленного слоя неоднородной структуры, состоящей из мартенсита, троостита и феррита, образовавшейся в результате металлургического перемешивания двух лент различного химического состава.

Микротвердость по толщине подслоя из ленты ВСт3пс составляет 2800–2100 МПа, что характерно для низкоуглеродистой стали с феррито-цементитной структурой.

В зоне термического влияния на глубине 1,15–1,7 мм в результате нагрева матрицы в процессе наплавки выше критической точки A_{C3} и последующего скоростного охлаждения происходит формирование мартенситной структуры, что сопровождается повышением микротвердости до 4700-5200 МПа, характерной для микротвердости среднеуглеродистой стали 40 после объемной закалки и низкого отпуска. С дальнейшем увеличением расстояния от поверхности микротвердость плавно снижается до значения 2500 МПа, характерного для нормализованной стали 40.

При металлографических исследованиях микрошлифов установлено, что в сформированной композиции полностью отсутствуют дефекты в виде трещин, пор и несплавлений между наплавленными слоями и основным металлом.

Следует отметить, что наплавленный слой из стали 20Х13 в результате образования мелкодисперсной структуры мартенсита с равномерно распределенными карбидами хрома должен обладать высокой износостойкостью. При этом вязкий подслой из ленты ВСт3пс с феррито-цементитной структурой может служить своеобразным демпфером при работе деталей в условиях контактных циклических нагрузок и препятствовать возможному распространению в основной металл возникающих в процессе эксплуатации трещин в результате их торможения при прохождении через структурные слои с различными физико-механическими свойствами.

Разработанная технология многослойной ЭКН внедрена в ремонтном производстве при восстановлении геометрических размеров и эксплуатационных свойств широкой номенклатуры деталей насосно-компрессорного оборудования и газовых турбин в ОАО «Каустик», ОАО «Химпром» и ОАО «Астраханьгазпром».

УДК 621.742.43

Н. А. Кидалов, А. С. Князева, Т. Ю. Безбабнова, В. В. Смирнова

ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКИХ ДОБАВОК НА СВОЙСТВА БЕНТОНИТОВЫХ ВОДНО-ГЛИНИСТЫХ СУСПЕНЗИЙ ДЛЯ ПЕСЧАНО-ГЛИНИСТЫХ СМЕСЕЙ*

Волгоградский государственный технический университет
e-mail: anya-sn@mail.ru

В работе проводились исследования технологических свойств бентонитовых водно-глинистых суспензий с добавлением понизителей вязкости – лигносульфоната технического (ЛСТ), углещелочного реагента (УЩР) и щелочи NaOH. Полученные результаты показывают, что введение химических добавок снижает условную вязкость водно-глинистых суспензий на 27–59 %.

Ключевые слова: водно-глинистая суспензия, понизитель вязкости, лигносульфонат технический, углещелочной реагент, щелочь.

N. A. Kidalov, A. S. Knyazeva, T. Y. Bezbabnova, V. V. Smirnova

EFFECTS OF CHEMICAL AGENTS ON THE PROPERTIES OF BENTONITE WATER-CLAY SUSPENSION FOR SAND-CLAY MIXTURES

Volgograd Technical State University

The technological properties of bentonite water-clay suspensions with the introduction of viscosity reducers – technical lignosulfonates, lignin-alkaline reagent and alkaline NaOH are studied in this paper. The results show that the introduction of chemical agents reduces the conditional viscosity is 27–59 %.

Keywords: water-clay suspension, viscosity reducer, technical lignosulfonates, lignin-alkaline reagent, alkaline.

Литейное производство – это одна из отраслей промышленности, продукцией которой являются отливки, полученные в литейных формах при заполнении их расплавленным металлом. Доля литых изделий от всех изготовленных деталей в машиностроении весьма значительна. Основным способом производства отливок является литье в песчано-глинистые формы, поскольку при этом способе изготовления возможно получить изделия различной сложности и практически любой массы. Работа с песчано-глинистыми смесями позволяет достичь высокой производительности при относительной дешевизне процесса, а отработанная смесь поддается регенерации, благодаря чему находятся в постоянном обороте.

Песчано-глинистые смеси являются экологически чистыми, в их составе используются только природные материалы. В качестве связующего в песчано-глинистых смесях используется глина как в сухом виде, так и в виде водно-глинистых суспензий. Последним отдается наибольшее предпочтение за счет ряда преимуществ: отсутствие дополнительных операций по подготовке глины; более эффективное использование глины за счет равномерного обволакивания зерен огнеупорного наполнителя; улучшение санитарно-гигиенических условий работы в цехе, так как отсутствует пыление глины; обеспечиваются более высокие физико-механические и технологические свойства формовочной смеси за счет того, что глина поступает в смесь уже набухшей. Большой вклад в развитие и пользование водно-глинистых суспензий внесли А. А. Волкомич и Т. М. Чапчикова [1].

Высококонцентрированные водно-глинистые суспензии придают песчано-глинистым смесям высокие технологические и физико-механические свойства, главное из которых – предел прочности во влажном состоянии. Однако такие суспензии из-за высокого содержания глины очень густые и обладают высокой вязкостью, вследствие чего возникают сложности с их транспортировкой по трубопроводу от места приготовления до мест использования. Для решения данной проблемы нашли применение химические вещества, которые способны уменьшать вязкость суспензий, не изменяя их прочностных свойств.

Лигносульфонаты технические (ЛСТ), щелочи и углещелочной реагент (УЩР) являются одними из наиболее эффективных понизителей вязкости. ЛСТ (ТУ 2455-028-00279580–2014)

© Кидалов Н. А., Князева А. С., Безбабнова Т. Ю., Смирнова В. В., 2016.

* Работа выполнена при финансовой поддержке ФГБУ «Фонд содействия развитию малых форм предприятий в научно-технической сфере», договор № 5977ГУ2015

являются побочным продуктом переработки древесины, представляют собой смесь солей лигносульфоновых кислот (с примесью редуцирующих и минеральных веществ), получаемых из щелоков бисульфитной варки целлюлозы [2]. УЩР (ТУ У 26.8–32100092-001–2004) является продуктом взаимодействия бурого угля и щелочи NaOH [3].

Один из наиболее важных показателей при использовании водно-глинистых суспензий в литейном производстве – условная вязкость. Она определяется как время истечения известного объема жидкости через выходное отверстие воронки определенного диаметра. В данной работе использовался вискозиметр ВЗ-4, т. е. диаметр отверстия воронки равен 4 мм.

Условная вязкость бентонитовых водно-глинистых суспензий измерялась через 24 ч после приготовления. За это время глинистые частицы суспензии более полно реагируют с водой, набухают, вследствие чего возрастает степень диспергирования, что ведет к более сильному межмолекулярному взаимодействию, и в дальнейшем такая суспензия обеспечивает более высокие физико-механические свойства формовочным смесям.

В глинистые суспензии щелочь NaOH вводилась в виде 1 %-го водного раствора, УЩР добавлялся в виде 15 %-го водного раствора, а ЛСТ использовались в чистом виде. Во время проведения эксперимента в состав водно-глинистых суспензий добавки вводились в количестве до 11 %, что приводило к некоторому разбавлению суспензий водой. Поэтому для сравнения была исследована условная вязкость суспензий с добавлением дистиллированной воды в тех же количествах, что и используемые понизители вязкости. Экспериментальные данные, полученные при замере условной вязкости водно-глинистых суспензий, представлены на рис. 1–3.

На рис. 1 показаны зависимости условной вязкости 10 мас. % бентонитовой водно-глинистой суспензии при введении в ее состав ЛСТ, щелочи и УЩР. Следует обратить внимание, что измерение показаний вязкости суспензии без введения химических веществ невозможно, так как она очень густая и не может вытечь через отверстие вискозиметра.

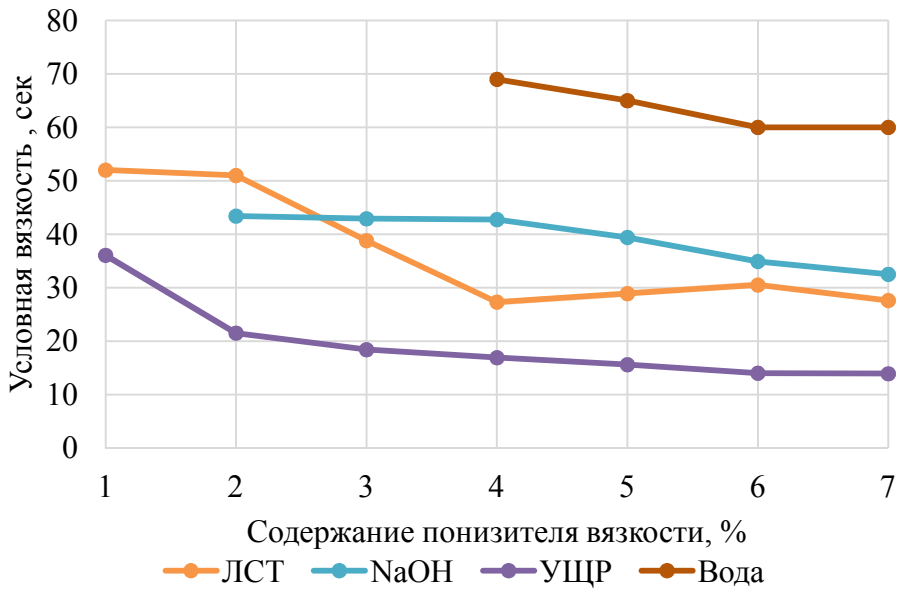


Рис. 1. Влияние понизителей вязкости на условную вязкость 10 мас.% бентонитовой водно-глинистой суспензии

При добавлении воды более 4 % становится возможным измерить условную вязкость суспензии, однако значения вязкости высокие – более 60 с. При введении 1 % растворов ЛСТ и УЩР условная вязкость суспензий равна 52 с и 36 с, соответственно, причем при введении УЩР вязкость ниже на 30 % по сравнению с ЛСТ.

Условная вязкость суспензии при введении 1 % щелочи не замерялась ввиду высоких ее значений. При введении 2 % щелочи условная вязкость составляет 43,4 с. Дальнейшее введение химических веществ снижает условную вязкость суспензии. При использовании ЛСТ условная вязкость снижается, в среднем, на 47 %; щелочи NaOH – на 25 %; УЩР – на 62 %.

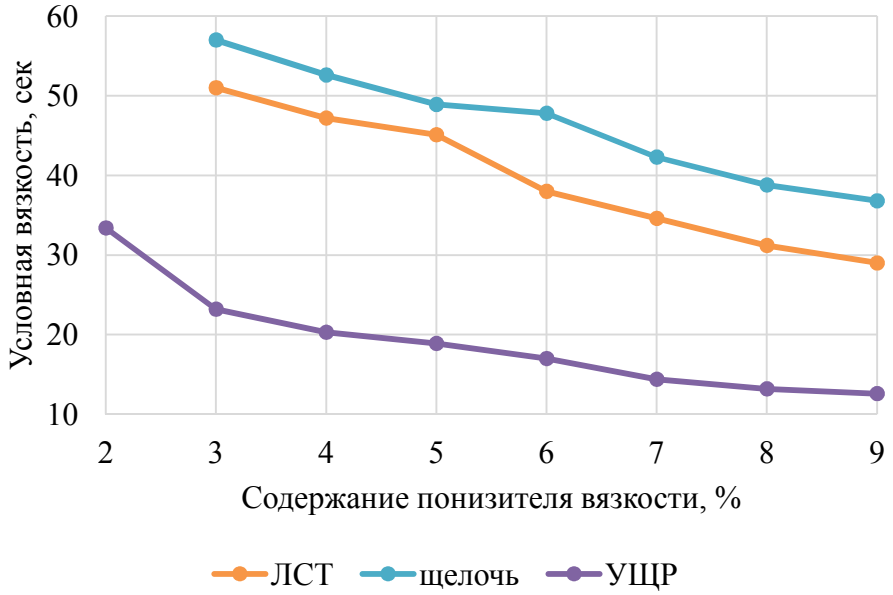


Рис. 2. Влияние понизителей вязкости на условную вязкость
13 мас.% бентонитовой водно-глинистой суспензии

На рис. 2 изображены зависимости условной вязкости 13 мас. % бентонитовой водно-глинистой суспензии при введении в ее состав понизителей вязкости. В исходном состоянии, т. е. без добавления реагентов, суспензия имеет высокие вязкостные свойства, что не позволяет измерять ее условную вязкость. Также не удается измерить условную вязкость при введении воды, даже в количестве 11 %.

При добавлении 1 % каждого из вещества условная вязкость также не замеряется. При введении 2 % УЩР условная вязкость суспензии составляет 33,4 с, и дальнейшее добавление УЩР снижает вязкость на 62 %. Добавление ЛСТ, и щелочи в количестве 3 % и более позволяет снизить вязкость суспензии, в среднем, на 40 %.

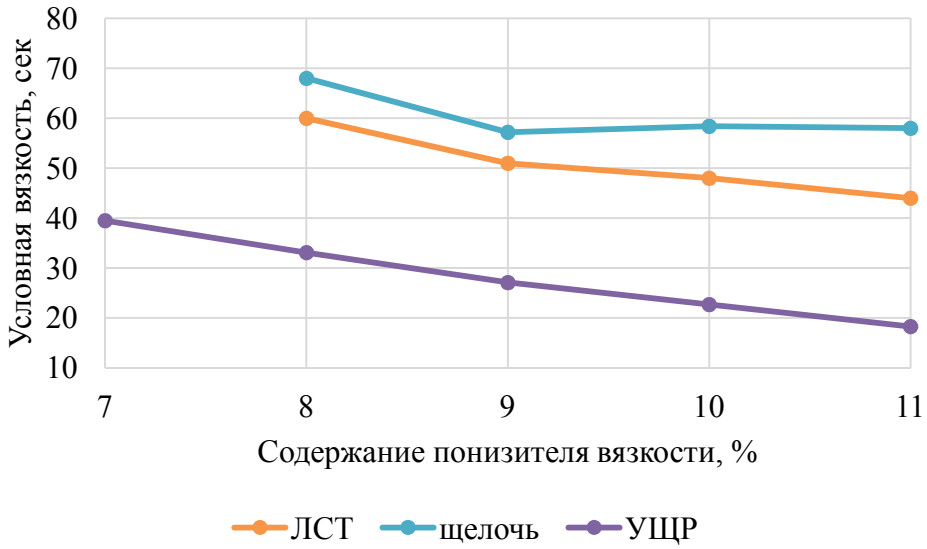


Рис. 3. Влияние понизителей вязкости на условную вязкость
15 мас.% бентонитовой водно-глинистой суспензии

На рис. 3 приводятся зависимости условной вязкости 15 мас.% глинистой суспензии при введении в ее состав ЛСТ, УЩР и щелочи. В чистом виде – без добавления веществ –

15 мас.% суспензия представляет собой пасту. Измерение вязкости становится возможным только при добавлении понизителей вязкости в количестве 7 % и более. Введение щелочи и ЛСТ снижает условную вязкость до 58 и 44 с, соответственно, однако эти показания довольно высоки для возможности транспортирования глинистой суспензии по трубопроводу. УЩР, добавленный в количестве 11 %, позволяет снизить вязкость до 18, что является более приемлемым для перекачивания суспензии.

Для всех исследуемых суспензий, выдержанных в течение 24 ч, при увеличении содержания химических веществ характерно постепенное снижение условной вязкости. Чем выше концентрация суспензии, тем при большем содержании добавок достигается разжижение.

Для водно-глинистых суспензий любой концентрации введение УЩР дает максимальные результаты. Это объясняется строением бентонитовой глины и молекул УЩР. Бентонитовая глина при взаимодействии с водой легко распадается на элементарные частицы, часть катионов отходит от поверхности глинистой частицы и образует вокруг нее гидратные оболочки [4]. При взаимодействии молекул УЩР с суспензией катионы натрия Na^{+}, присутствующие в УЩР, вытесняют ионы Ca^{2+} из промежутков между чешуйками глины, тем самым увеличивая толщину гидратных оболочек глинистых частиц, вследствие чего глина начинает набухать. Из-за повышения гидратации частиц происходит снижение статического напряжения сдвига, а это приводит к снижению условной вязкости [5].

Также по мере того, как молекулы УЩР окружают глинистые частицы, крупные глинистые комочки распадаются на более мелкие частицы, происходит стабилизация суспензии. Вокруг вновь образовавшихся глинистых частиц образуется адсорбционный слой, препятствующий их дальнейшему слипанию [6], что так же приводит к снижению условной вязкости.

Таким образом, проведенные исследования показали, что введение таких химических веществ, как ЛСТ, щелочь NaOH и УЩР в бентонитовые водно-глинистые суспензии способствует уменьшению величины вязкости на 39, 27 и 59 %, соответственно. Наиболее высокие результаты позволяет достичь введение УЩР, благодаря чему становится возможным транспортировать суспензии по трубопроводу от места приготовления до мест ее использования и устранить осаждаемость в трубах при длительных перерывах в работе.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Волкомич, А. А*. Новые составы формовочных смесей с применением понизителей вязкости глинистых систем / А. А Волкомич, Т. М. Чапчикова // Технология автомобилестроения. Сер. 14. – 1977. – № 1. – С. 1–13.

2. Лигносульфонаты технические (ЛСТ) [Электронный ресурс]. – Режим доступа : http://sahalin.tvibo.ru/lignosulfonat (дата обращения 06.09. 2016).

3. *Баранов, В. С.* Глинистые растворы для бурения скважин в осложненных условиях / В. С. Баранов. – Москва : Гостоптехиздат, 1955. – 216 с.

4. *Лесив, Е. М.* Изменение прочности песчано-глинистых смесей от концентрации водно-глинистой суспензии и количества мусковита в ее составе / Е. М. Лесив, А. И. Безруких, С. В. Беляев, П. О. Юрьев, Е. В. Рассказова // Литейное производство. – 2016. – № 6. – С. 8–12.

5. *Иванова, А. В*. Технологические испытания глин : учеб. пособие / А. В. Иванова, Н. А. Михайлова. – Екатеринбург : ГОУ ВПО УГТУ−УПИ, 2005. – 41 с.

6 *Mittal, K. L.* Micellization, solubilization, and microemulsions / K. L. Mittal. – New York : Plenum Press, 1977. – 584 p.

Редактор
Н. Н. Кваша

Компьютерная верстка:
Е. В. Макарова

Свидетельство о регистрации ПИ № ФС77–61113 от 19 марта 2015 г.
Федеральной службы по надзору в сфере связи, информационных технологий
и массовых коммуникаций (Роскомнадзор)

Адрес редакции и издателя: 400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28.
Волгоградский государственный технический университет (ВолгГТУ)
Телефон: гл. редактор – (8442) 24-80-00
E-mail: president@vstu.ru

Темплан 2016 г. Поз. № 6ж. Подписано в печать 30.09.2016 г. Формат 60 × 84 1/8.
Бумага офсетная. Печать офсетная. Усл. печ. л. 15,81. Уч.-изд. л. 16,58.
Тираж 100 экз. 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.

К СВЕДЕНИЮ АВТОРОВ

В журнале «Известия ВолгГТУ», серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении», публикуются статьи, посвященные вопросам создания материалов с помощью комплексных технологий, использующих сварку взрывом, ударно-волновое прессование, электромеханическую обработку, другие виды воздействия, особенности изменения структуры и физико-механических свойств.

Вопрос об опубликовании статьи или ее отклонении решает редакционная коллегия журнала, которая утверждается ректором университета, ее решение является окончательным. Редколлегия направляет представленный для издания материал на рецензирование.

Рукопись должна быть набрана и сверстана в текстовом редакторе Word и распечатана на лазерном принтере в режиме полной загрузки тонера. Формат бумаги А4 (210×297 мм).

Для ускорения подготовки издания необходимо представлять файлы статей на дискетах или компакт-дисках (CD) в полном соответствии с распечатанным оригиналом. Дискета должна быть вложена в отдельный конверт, на этикетке дискеты указываются фамилии авторов статьи.

При наборе текста следует соблюдать следующие требования: поля – верхнее – 2,0 см, нижнее – 3,0 см, левое – 2,5 см, правое – 2,5 см; шрифт Times, кегль 14, интервал полуторный.

Текст набирается с применением автоматического переноса слов, перед знаками препинания (в том числе внутри скобок) пробелы не допускаются, после них ставится один пробел. Разрядка слов не допускается, следует избегать перегрузки статей большим количеством формул, рисунков, таблиц. Для набора символов в формульном редакторе MS Equation (MS Word) использовать установки (Стиль/Размеры) только по умолчанию; рисунки должны быть выполнены в редакторах векторной графики, таких как CorelDRAW или в любом приложении к Word. Допускается сканирование рисунков в программе Microsoft Photo Editor.

Инициалы и фамилия автора (авторов) пишутся над заглавием статьи. Ниже заглавия, перед основным текстом, указывается организация или предприятие, в котором работает автор статьи. В конце статьи ставится полное название учреждения, которое рекомендует статью для публикации, дата и подпись автора (всех авторов).

Литературные ссылки должны быть оформлены в соответствии с ГОСТ 7.1–2003 «Библиографическая запись. Библиографическое описание. Общие требования и правила составления». Библиографический список использованной литературы, составленный в порядке упоминания в тексте, дается в конце статьи; связь с основным текстом осуществляется цифровым порядковым номером в квадратных скобках в строке. Подстрочные ссылки не допускаются.

Иностранные фамилии и термины в тексте следует приводить в русском переводе. В библиографическом списке фамилии авторов, полное название книг и журналов приводятся на языке оригинала.

Ссылки на неопубликованные работы не допускаются.

При обозначении единиц физических величин должна применяться Международная система единиц (СИ).

Объем статьи не должен превышать 8 страниц бумаги формата А4, включая таблицы и библиографический список; число рисунков – не более четырех, включая рисунки, помеченные буквами *а*, *б*, и т. д. Рекомендуется включать в журнал статьи с авторским коллективом не более четырех человек с участием каждого автора в одной–двух статьях.

Статьи должны представлять сжатое четкое изложение результатов, полученных автором без повторов приводимых данных в тексте статьи, таблицах и рисунках. К статье должны быть приложены: сведения об авторах (полное имя, отчество, фамилия, ученая степень, звание, домашний адрес, номер телефона служебный, домашний, E-mail), документация, подтверждающая возможность ее открытого опубликования.