Серия «ПРОБЛЕМЫ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ, СВАРКИ И ПРОЧНОСТИ В МАШИНОСТРОЕНИИ»



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, засл. деятель науки РФ, д.т.н, проф.

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

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

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

Багмутов В. П., д.т.н., проф.

3юбан H. A., 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

№ 8 (168) Ноябрь 2015

УЧРЕДИТЕЛЬ: ФГБОУ высшего профессионального 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», 2015

Head Editor of the scientific journal "Izvestiva 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

Shevin 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..

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)

Prof., Honored Scientist of the Russian Federation (Don State Technical University, Rostov-on-Don) Trykov U. P., Honored Scientist of the Russian Federation, D.Sc. (Engineering), Prof.

Prof.

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

Prof.

Prof.

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.

Index of the journal in the catalogue of the Agency «Rospechat» for the Russian Federation - 80811(OK+3K). 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

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. Honored Scientist of the Russian Federation, D. Sc. (Engineering),

Pustovoit V. N., D. Sc. (Engineering),

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

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

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

Kalita V. I., D. Sc. (Engineering),

The journal is distributed by subscription.

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

Scientific journal Published since January 2004

12 times a year

$N_{2} 8 (168)$ November 2015

FOUNDER: **FSBEI of Higher Professional 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.

АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

Агафонова Г. В. *40* Мухин В. Н. 67 Новиков Р. Е. 7, 13 Адаменко H. A. 31, 34, 40 Новицкий H. A. 150 **Андроник А. В. 80** Антонов А. А. 63, 138 Палаткина Л. В. *150* Арисова В. Н. 13, 22, 116, 120, 124 Пермяков И. Л. 103 Артемьев A. A. 138 Плохих А. И. 86, 92 Бабин Г. В. 150 Пономарева И. А. 116, 120, 124 Багмутов В. П. 58 Попов А. В. 110 Проничев Д. В. 19, 26, 97, 113 **Бадиков К. А. 80** Бакунцева В. М. 22 Прохновский М. В. 40 Богданов А. И. 22 Пустовойт В. Н. 132 Бондарева О. П. *150* Путырский С. В. 92 Букин В. М. 113 Рогозин В. Д. 44 Былков H. C. 144 Руцкий Д. В. 144 Волкова А. Э. 31 Рыльцов Д. С. 80 Гоник И. Л. 150 Савин Д. В. 34 Гребнев Ю. В. 141 Савкин А. Н. 80 Григорян A. A. 113 Свиридов А. М. 141 Гуревич Л. М. 26, 72, 76, 97, 103, 113, 116, 120, 124 Серов А. Г. 19, 22 Гурулев Д. Н. 76 Слаутин О. В. 7, 13, 63 Даненко В. Ф. 72, 97 Соколов Г. Н. 138 Денисевич Д. С. 58 Субботин М. А. 129 Долгачев Ю. В. 132 Сысоев М. И. 26 Дубцов Ю. Н. 138 Сычева С. С. 144 Евстропов Д. А. 13, 63 Тараненко В. Ю. 129 Елхов В. В. 129 Таубе А. О. 19, 22 Жаркова В. Ф. 141 Тескер Е. И. 129 Захаров И. Н. 58 Титаренко П. П. 103 Зорин И. В. 138 Тришкина И. А. 67 Зубащенко А. М. 150 Трунов М. Д. 26, 97 Зюбан Н. А. 144 Трыков Ю. П. 22, 26, 76, 120 Иванников А. Ю. 58 Тупицин М. А. 47, 51, 53 Казуров A. B. 34 **Усков** Д. П. 144 Карпухин С. Д. 86 Фрункин Д. Б. 103 Кидалов Н. А. 141 Харламов В. О. 47, 51, 53 Кишечникова И. С. 72 Христофоров А. С. 103 Красельникова Е. А. 141 Чан Юэ 86 Крохалев А. В. 47, 51, 53 Чеботарев Н. Б. 31 Кузьмин С. В. 47, 51, 53 Чубуков М. Ю. 144 **Леготин** Е. С. 80 Шаталин С. Ю. 72 Лысак В. И. 47, 51, 53 Шморгун В. Г. 7, 13, 19, 22, 63 Миронова Ю. В. *63* Щербин Д. В. 120

СОДЕРЖАНИЕ

І. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Новиков Р. Е. Влияние химического состава титана на структуру и свойства слоистых интерметаллидных композитов системы титан-сталь..... Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Арисова В. Н., Евстропов Д. А., Новиков Р. Е. Формирование покрытия на поверхности медных деталей при жидкофазном взаимодействии в слоистой системе Al-Ni-Cu..... 13 Шморгун В. Г., Проничев Д. В., Таубе А. О., Серов А. Г. Расчетная оценка теплопроводности диффузионной зоны 19 в слоистом интерметаллидном композите системы Al-Ni-Cr..... Шморгун В. Г., Трыков Ю. П., Арисова В. Н., Богданов А. И., Таубе А. О., Серов А. Г., Бакунцева В. М. Исследование жаростойкости слоистого покрытия системы Al-Cr-Ni..... 22 Трыков Ю. П., Гуревич Л. М., Проничев Д. В., Трунов М. Д., Сысоев М. И. Исследование и моделирование изгиба слоистого композита АД1+Ст3...... 26 II. ПОЛИМЕРНЫЕ И ПОРОШКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ Адаменко Н. А., Волкова А. Э., Чеботарев Н. Б. Исследование свойств фторопласта-4 по объему прессовки после взрывной обработки в ампуле..... 31 Казуров А. В., Адаменко Н. А., Савин Д. В. Влияние взрывного прессования на теплофизические свойства алюминий-фторопластовых композитов..... 34 Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Прохновский М. В. Структурные изменения высокотермостойкого композита на основе ПТФЭ при ударно-волновом воздействии..... 40 Рогозин В. Д. Анализ волнового процесса ударного нагружения порошка..... 44 Крохалев А. В., Харламов В. О., Кузьмин С. В., Лысак В. И., Тупицин М. А. Влияние нагрева на фазовый состав порошковых твердых сплавов на основе карбида хрома с титаном..... 47 Харламов В. О., Тупишин М. А., Крохалев А. В., Кузьмин С. В., Лысак В. И. Механические свойства порошковых твердых сплавов, полученных взрывным прессованием карбида хрома с титаном..... 51 Крохалев А. В., Харламов В. О., Кузьмин С. В., Лысак В. И., Тупицин М. А. Влияние состава сплавов системы «карбид хрома-титан» на их триботехнические свойства..... 53 ІІІ. ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ Багмутов В. П., Захаров И. Н., Иванников А. Ю., Денисевич Д. С. Особенности решения термоупругопластической контактной задачи применительно к электромеханической обработке стальной детали..... 58 Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Евстропов Д. А., Антонов А. А., Миронова Ю. В. Износостойкость и твердость покрытия на основе купридов титана в рабочем диапазоне температур медных стенок кристаллизатора МНЛЗ...... 63 Мухин В. Н., Тришкина И. А. О жаропрочности металла сварных соединений труб, применяемых в печах нефтепереработки.....

Даненко В. Ф., Гуревич Л. М., Шаталин С. Ю., Кишечникова И. С.	
Повышение физико-механических и служебных свойств пластически обжатых стальных прядей и изготовленных из них канатов	72
Трыков Ю. П., Гуревич Л. М., Гурулев Д. Н. Влияние внецентренного изгиба на формирование распределения микротвердости в сваренном взрывом и прокатанном	
титаноалюминиевом композиционном материале АМг6-АД1-ВТ1-0	76
Савкин А. Н., Андроник А. В., Бадиков К. А., Леготин Е. С., Рыльцов Д. С. Кинетика роста усталостных трещин при блочном нагружении	
кинетика роста усталостных трещин при олочном нагружении и эффекты взаимодействия переменных амплитуд напряжений в низколегированной стали	80
Плохих А. И., Чан Юэ, Карпухин С. Д. Исследование влияния межслойного диффузионного перераспределения углерода на ударную вязкость многослойных материалов	86
Путырский С. В., Плохих А. И.	
Моделирование механизма разрушения многослойных металлических материалов в условиях одноосного статического растяжения	92
Гуревич Л. М., Даненко В. Ф., Проничев Д. В., Трунов М. Д.	
Компьютерное моделирование при проектировании процесса	0.7
кругового обжатия грозозащитного троса с оптическим модулем	97
Фрункин Д. Б., Гуревич Л. М., Пермяков И. Л., Христофоров А. С., Титаренко П. П. Применение системы САЕ-моделирования MSC.MARC для оптимизации технологии формообразующих операций на производстве сварных	
прямошовных труб большого диаметра АО «Волжский трубный завод»	103
Попов А. В.	
Анализ распределения напряжений в механизме свободного хода клинового типа повышенной нагрузочной способности	110
Гуревич Л. М., Букин В. М., Григорян А. А., Проничев Д. В. Моделирование разрушения сварного соединения при растяжении	113
<i>Гуревич Л. М., Арисова В. Н., Пономарева И. А.</i> Влияние формы образца на поведение	
при сжатии магниево-алюминиевых композитов	116
Гуревич Л. М Трыков Ю. П., Арисова В. Н, Пономарева И. А., Щербин Д. В. Моделирование деформаций при горячей прокатке	110
магниево-алюминиевого композита	120
Гуревич Л. М., Арисова В. Н., Пономарева И. А. Моделирование методом конечных элементов поведения мягкой прослойки	
магниево-алюминиевых цилиндрических сосудов с прослойкой титана Тескер Е. И, Тараненко В. Ю., Елхов В. В., Субботин М. А.	124
Закономерности изменения твердости рабочих поверхностей	
высоконагруженных деталей трансмиссий и приводов после прогрессивных упрочняющих обработок	129
IV. ВОПРОСЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ, ЛИТЬЯ И СВАРКИ	
Долгачев Ю. В., Пустовойт В. Н. Мартенситное превращение и процесс двойникования	132
Антонов А. А., Артемьев А. А., Соколов Г. Н., Зорин И. В., Дубцов Ю. Н. Влияние ультрадисперсных частиц нитрида титана TiN	
на структуру наплавленного металла системы Fe-Cr-C-Mo-Ni-Ti-B	138
Кидалов Н. А, Гребнев Ю. В., Жаркова В. Ф., Свиридов А. М., Красельникова Е. А. Разработка технологии утилизации мелкодисперсных металлических	141
отходов	141
полученных из литой и кованой заготовок	144
Гоник И. Л., Палаткина Л. В., Бондарева О. П., Новицкий Н. А., Бабин Г. В.,	
Зубащенко А. М.	
Окалиноуглеродный брикет – шихтовый материал	150
ALIGE TOTOM SROJECTRA SVEVBA	1 111

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 621.791:621.771

В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Р. Е. Новиков

ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ТИТАНА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СЛОИСТЫХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ ТИТАН-СТАЛЬ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Исследованы кинетика диффузионных процессов при термообработке слоистых композитов системы титан-сталь, фазовый состав формирующихся на межслойных границах диффузионных зон и механические свойства композитов в интервале температур 20–900 °C.

Ключевые слова: слоистый композит, интерметаллид, сварка взрывом, термообработка, фазовый состав, прочность.

Investigated of kinetics of diffusion processes during heat treatment of titanium - steel composites, phase composition of interlayer diffusion zones and mechanical properties of the composites in the temperature range 20–900 °C.

Keywords: layered composite, intermetallic, explosion welding, heat treatment, phase composition, strength.

Введение

Технология получения нового класса конструкционных материалов – слоистых интерметаллидных композитов (СИК) – предусматривает сварку взрывом (СВ) многослойных пакетов и их последующую горячую прокатку (ГП) на толщину, обеспечивающую после завершающей термообработки (ТО) заданное объемное соотношение основных и образующихся в результате диффузии интерметаллидных слоев [1, 2].

Как показано в работах [3–5], титан имеет высокую склонность к карбидообразованию, поэтому увеличение содержания углерода в стальных слоях титаностальных КМ приводит к росту температуры и времени выдержки при отжиге, необходимой для формирования структуры СИК в виде чередующихся интерметаллидных и ферритных слоев, росту толщины и твердости прослойки ТіС и снижению твердости интерметаллидных слоев, поэтому использование средне- и высокоуглеродистых сталей в качестве металлической основы СИК системы Ті-Fе нецелесообразно [5].

Несмотря на то, что исследованию процесса диффузионного взаимодействия в СИК систе-

мы титан-сталь посвящено большое количество работ [1–6] ряд вопросов, касающихся процесса формирования диффузионной зоны (ДЗ) и ее фазового состава, изучены недостаточно. В первую очередь это касается влияния легирующих элементов на кинетику диффузии и структуру ДЗ.

Целью настоящей работы являлось исследование влияния легирования титана на формирование ДЗ в СИК системы титан-сталь и его жаропрочность.

Материалы и методы исследования

Исследования проводили на 3-слойных образцах титан BT1-0 + сталь 08кп + титан BT1-0 и титан OT4 + сталь 20 + титан OT4, полученных по комплексной технологии (CB + Γ П).

Исходные толщины слоев титана и стали составляли 2 мм. Образцы были сварены на оптимальном режиме, обеспечивающем при разрывных испытаниях нормально границе соединения стабильное разрушение СКМ при напряжениях 360–500 МПа и микротвердость у границы соединения в слоях титана — 2,5—3,1 ГПа (ВТ1-0) и 2,6—3,3 (ОТ4), стали — 3,5—3,8 ГПа (как для 08кп, так и для стали 20).

 $^{\ \ \ \,}$ Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Новиков Р. Е., 2015

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

Последующая прокатка СКМ производилась на двухвалковом прокатном стане при температуре 700 °C до толщины 1 ± 0.05 мм с обжатием за один проход 8-12 %. Измерение микротвердости производили на приборе ПМТ-3М, ТО осуществляли в вакуумной печи СВШЛ 0.6-2/16 интервале температур (t) 800–1000 °C и времени выдержки (τ) от 0.5 до 10 ч, анализ микроструктуры и химический анализ проводили с применением сканирующего электронного микроскопа Versa 3D Dual Beam.

Механические высокотемпературные испытания проводили на установке АЛА-ТОО (типа ИМАШ 20–75). Нагрев образцов осуществляли в вакууме 10^{-4} – 10^{-5} мм рт. ст. радиационным методом. Для определения относительного удлинения (δ) на рабочую часть образцов наносили реперные линии с базой 8 мм. Их нагружение производили двумя подвижными захватами со скоростью 2 мм/мин.

Результаты и их обсуждение

После ГП микротвердость титановых слоев составила -2,2-2,3 (ВТ1-0) и 2,5-3,1 (ОТ4), стальных -1,8-2,1 (сталь 08кп) и 1,6-2,0 ГПа (сталь 20).

Непосредственно у границ соединения наблюдалось незначительное повышение микротвердости стальных слоев (на 10–15 %) по сравнению с аналогичными значениями, полученными после СВ, что связано с перераспределением дислокаций в пределах зерна и, согласно [1, 7], реализацией «лавинного» стока дислокаций.

Установлено, что при 800 °С уже при $\tau = 0.5$ ч наблюдается интенсивный рост прослоек. Процесс сопровождается повышением микротвердости слоев титана и стали во всем поперечном сечении СИК. При 950 °С ($\tau = 4$ ч) микротвердость титановых слоев в 3-слойном СИК составила 2,1–3 ГПа (ВТ1-0) и 2,8–3,8 ГПа (ОТ4), стального 1,3 - 2 ГПа (сталь 08кп) и 1,1–1,8 ГПа (сталь 20), а диффузионной прослойки 4–4,5 ГПа для обеих композиций.

Увеличение времени выдержки до 10 ч при температуре 1000 °C привело к образованию в титановых слоях за счет «сквозной» диффузии сплошной диффузионной прослойки твердостью 6–7,8 ГПа вне зависимости от состава композиции, при этом твердость стального слоя повысилась до 2–2,4 ГПа (сталь 08кп) и 1,8–2,1 ГПа (сталь 20), а титановых слоев до 2,1–3 ГПа (ВТ1-0) и 2,8–3,8 ГПа (ОТ4).

Металлографические исследования показали, что рост диффузионной прослойки начинается с образования локальных участков, которые с повышением температуры и времени нагревов увеличиваются в размерах и срастаются в сплошную прослойку. В первую очередь диффузия охватывает те участки на границе раздела металлов, на которых металл претерпел наиболее интенсивную деформацию при ГП.

Время латентного периода складывается из времени образования на границе соединения локальных объемов твердого раствора с повышенной концентрацией и времени образования в этих участках зародышей новой фазы [8]. Количественные результаты опытов показали, что для исследованных композиций температурновременная зависимость периода до образования диффузионной прослойки следует экспоненциальному закону, характерному для взаимной концентрационной диффузии [9].

С увеличением времени выдержки диффузионная прослойка растет по толщине и протяженности. Зависимость ее толщины *h* от времени выдержки т подчиняется параболическому закону, а интенсивность роста определяется в основном температурой нагрева. Диффузионные процессы с образованием новых фаз протекают преимущественно в титановых слоях, причем скорость изменения толщины ДЗ выше в композитах состава ОТ4+сталь 20+ОТ4 на 5—10 мкм во всем исследованном температурновременном диапазоне.

Расчет основных параметров диффузии выполнен по стандартной методике, описанной в [8, 9]. В качестве исходных данных использовались опытные значения толщин ДЗ, полученных при нагреве сваренных взрывом и прокатанных композитов до температур 800, 900 и 1000 °С. Математическая обработка экспериментальных данных позволила получить уравнения, описывающие кинетику роста суммарной ДЗ в композитах состава ВТ1-0 + сталь 08кп + ВТ1-0 и ОТ4 + сталь 20 + ОТ4 (табл. 1).

Характерной особенностью структуры СИК со стороны титана является формирование геометрически неоднородной ДЗ с периодически повторяющимися (с шагом 220–240 мкм) клиновидными фрагментами «стоками диффузии» толщиной 10–20 мкм, ориентированными по нормали к границе раздела слоев (рис. 1, 3). Формирование клиновидных фрагментов наблюдается как в композитах состава ВТ1-0+ +сталь 08кп+ВТ1-0, так и ОТ4+сталь 20+ОТ4.

Таблица 1

Уравнения роста диффузионных слоев

Титан ВТ1-0 + сталь
$$08$$
кп + титан ВТ1-0
$$h^2 = 1,29 \cdot 10^7 \cdot \exp\left(-\frac{186340}{RT}\right) \left(\tau - 10,3 \cdot \exp\left(\frac{36520}{RT}\right)\right)$$
 Титан ОТ4 + сталь 20 + титан ОТ4
$$h^2 = 1,29 \cdot 10^7 \cdot \exp\left(-\frac{178530}{RT}\right) \left(\tau - 10,3 \cdot \exp\left(\frac{36070}{RT}\right)\right)$$

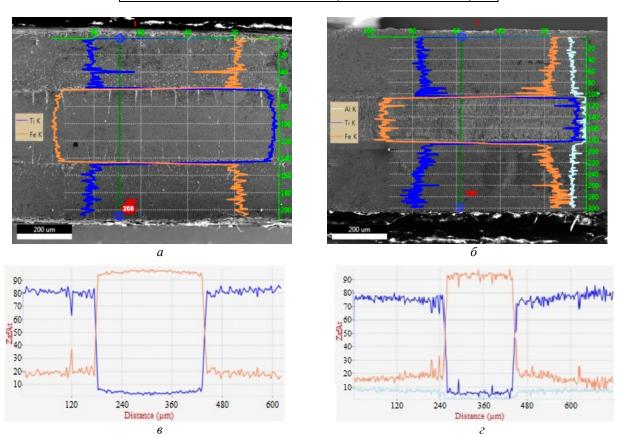


Рис. 1. СЭМ изображение (a, δ) и кривые распределения химических элементов (a, ϵ) в поперечном сечении СИК состава BT1-0+сталь 08κ п+BT1-0 (a, ϵ) и OT4+сталь 20+OT4 (δ, ϵ) после TO (1000 °C, 10 ч)

Анализ распределения химических элементов в поперечном сечении ДЗ позволил установить следующее:

для СИК состава ВТ1-0+сталь 08кп+ВТ1-0: в стальном слое содержится около ≈ 5 % Ті и 95 % Fe (рис. 1, a). Далее располагаются три однофазных прослойки различной толщины. Первая с содержанием ≈ 70 —66 % Fe и 30—34 % Ті по своему стехиометрическому составу соответствует интерметаллиду ТіFe₂. Вторая с содержанием ≈ 50 % Fe и 50 % Ті соответствует интерметаллиду ТіFe, третья прослойка, толщина которой равна сумме двух предыдущих, состава ≈ 33 % Fe и 67 % Ті может быть идентифицирована как интерметаллид Ті $_{(2,3)}$ Fe (рис. 2, a), существование которого рядом авторов

считается возможным, но экспериментально не доказанным [10–12]. Химический состав клиновидных фрагментов ≈ 33 % Fe и 67 % Ti, что соответствует интерметаллиду $\mathrm{Ti}_{(2,3)}\mathrm{Fe}$ (рис. 3, *a*). Структура промежутков между клиновидными фрагментами предположительно представляет из себя β -Ti твердый раствор и продукты его распада с химическим составом 40–28 % Fe и 60–72 % Ti (рис. 4, *a*).

В СИК состава ОТ4+сталь 20+ОТ4 стальной слой содержит около ≈ 5 % Ті и 95 % Fe (рис. 1, δ). Далее также располагаются три прослойки. Первая – с содержанием $\approx 70-65$ % Fe, 30–35 % Ті и ≈ 1 % Al соответствует интерметаллиду ТіFe₂. Вторая с содержанием ≈ 50 % Fe, 50 % Ті и ≈ 1 % Al соответствует фазе ТіFe.

Третья прослойка имеет состав ≈ 23 % Fe, 74 % Ti и ≈ 3 % Al, что соответствует фазе $Ti_{(2,3)}$ Fe (рис. 2, δ). Химический состав фрагментов кли-

новидной формы \approx 22 % Fe, 72 % Ti и \approx 6 % Al, что соответствует интерметаллиду $Ti_{(2,3)}$ Fe (рис. 3, δ).

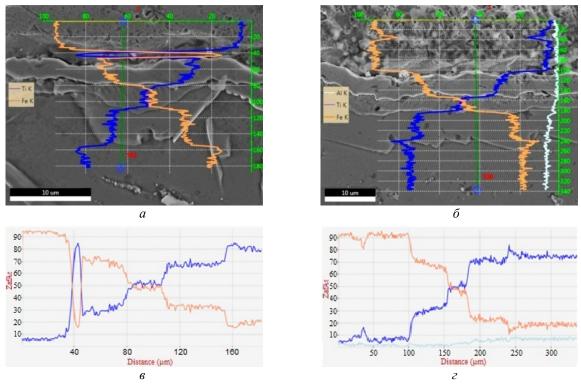


Рис. 2. СЭМ изображение (a, δ) и кривые распределения химических элементов (a, ϵ) в поперечном сечении ДЗ в СИК ВТ1-0+ сталь 08кп + ВТ1-0 (a, ϵ) и ОТ4 + сталь 20 + ОТ4 (δ, ϵ) . ТО $(1000 \, ^{\circ}\text{C}, 10 \, \text{ч})$

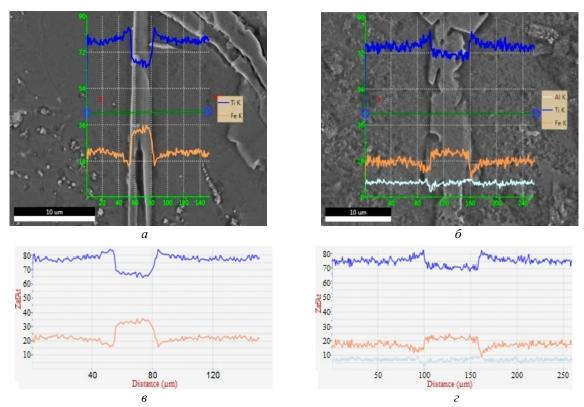
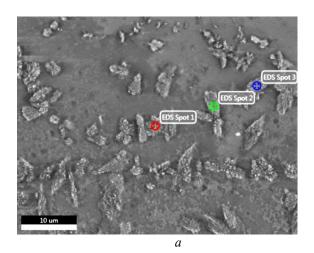


Рис. 3. СЭМ изображение (a, δ) и кривые распределения химических элементов (s, ϵ) в клиновидных фрагментах: a, s – BT1-0+сталь 08кп+BT1-0; δ, ϵ – OT4 + сталь 20 + OT4. TO (1000 °C, 10 ч)

Структура промежутков между клиновидными образованиями предположительно также представляет собой β-Ті твердый раствор и продукты его распада с химическим составом 20-35 % Fe, 62-75 % Ті и 3-5 % Аl (рис. 4, б). Результаты микроанализа химического состава в различных точках ДЗ представлены в табл. 2.



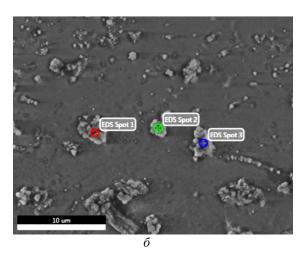


Рис. 4. Точки определения соотношения химических элементов (расшифровка в табл. 2) в центральной части ДЗ СИК состава BT1-0 +сталь 08кп + BT1-0 (а) и ОТ4 + сталь 20 + ОТ4 (б). ТО (1000 °C, 10 ч)

Результаты микроанализа химического состава

Таблица 2 в различных точках центральной части ДЗ титаностальных СИК

Состав композита	№ точки	Элемент	Весовой %	Атомный %	Погрешность %	Фаза	
	1	Fe	31.01	27.82	3.49	т: г.	
DT1 01 00 DT1 0		Ti	68.99	72.18	2.04	Ti _(2;3) Fe	
	2	Fe	51.67	47.83	3.06	TiFe	
ВТ1-0+сталь 08кп+ВТ1-0	2	Ti	48.33	52.17	2.16	Tire	
	2	Fe	43.17	39.45	3.19	Ti Eo	
	3	Ti	56.83	60.55	2.1	Ti _(2;3) Fe	
	1	Fe	39.32	35.16	3.32		
		Ti	58.74	61.25	2.1	Ti _(2;3) Fe	
		Al	1.94	3.59	8.34		
	2	Fe	26.09	22.73	3.6		
ОТ4+сталь 20+ОТ4		Ti	71.13	72.25	2.04	Ti _(2;3) Fe	
		Al	2.78	5.02	7.43		
		Fe	22.36	19.32	3.83		
	3	Ti	74.45	74.99	2.03	Ti _(2;3) Fe	
		Al	3.18	5.69	7.28		

С учетом данных по кинетике диффузии назначенные режимы ТО (950 °C, 4 ч и 1000 °C, 10 ч) обеспечили содержание интерметаллидов $V_{\text{инт}}$ 8 и 70 % для СИК состава ВТ1-0 + сталь 08кп + ВТ1-0 и 12 и 82 % для СИК состава ОТ4 + + сталь 20 + ОТ4.

Механические испытания показали (рис. 5), что после прокатки трехслойные композиты

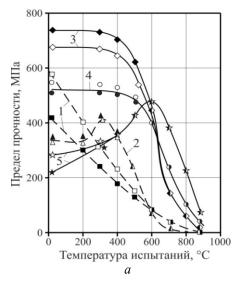
 $(V_{\text{инт}} = 0 \%)$ при 20 °C обладают прочностью (σ_B) 730–740 (BT1-0 + сталь 08кп + BT1-0) и 760-780 (OT4 + сталь 20 + OT4) МПа, что превосходит исходную прочность титана и стали. При этом пластичность (б) ниже, чем у исходных материалов.

Увеличение $V_{\text{инт}}$ в СИК с 8 до 70 % (с 12 до 82 %) снижает значения σ_B и δ . Для BT1-0 + + 08кп + BT1-0 с 540–550 МПа и 6–7 % до 210–215 МПа и 0,2–0,7 %, а для ОТ4 + сталь 20 + ОТ4 с 560–570 МПа и 4–5 % до 220–230 МПа и 0,2–0,7 %. Повышение температуры испытания для СИК с $V_{\text{инт}}$ = 8 % приводит к снижению $\sigma_{\text{В}}$ и увеличению δ . У СИК с $V_{\text{инт}}$ = 70 % с ростом температуры $\sigma_{\text{В}}$ стабильно растет, достигая своего максимального значения для обеих композиций в 470 МПа при 600 °С (что больше $\sigma_{\text{В}}$ титана и стали при этой температуре в 6–7 раз). При этом δ составляет 2–3 %. Прочность СИК с $V_{\text{инт}}$ = 8 % при этой температуре ниже – 390–400 МПа, а пластичность выше δ = 11–13 %.

Анализ полученных результатов кратковременных высокотемпературных испытаний на растяжение для обеих композиций позволил разделить СИК на две группы. К первой относятся композиты, прочность которых постепенно снижается с повышением температуры испытания (рис. 5, кривая 3, 4). Объемная доля интерметаллидной составляющей у них невысока. Вторую группу представляют композиты, прочность которых с ростом температуры повышается, достигает максимального значения, а затем снижается (рис. 5, кривая 5). Увеличение V_{инт} как в первой, так и во второй группе СИК приводит к снижению прочности в интервале температур испытания 20-500 °C. При 550-650 °C прочность титаностальных СИК от V_{инт} практически не зависит и составляет 400500 МПа, что почти на порядок выше прочности исходных материалов. При более высоких температурах прочность композита с ростом $V_{\text{инт}}$ повышается.

Исследование микрокартины деформации СИК обоих составов показало, что, как в процессе растяжения, так и после разрушения, расслоений не происходило и СИК деформировались как монолитный материал. Характер разрушения СИК определяется в основном температурой испытания и $V_{\text{инт}}$. Разрушение СИК первой группы исследованном температурном диапазоне — вязкое. Разрушение СИК второй группы при температуре испытания менее 500 °C хрупкое, а при температуре выше 500 °C — вязкое

Замена титана ВТ1-0 на ОТ4 приводит к незначительному повышению прочности трехслойного композита (на 15–20 МПа) и снижению пластичности (на 2–3 %) после горячей прокатки. С повышением температуры испытания разница в $\sigma_{\rm B}$ и δ нивелируется – при 550–600 °C прочность обеих композиций составляет 400–470 МПа. При малых $V_{\rm инт}$ и температурах до 500 °C СИК состава ОТ4 + сталь 20 + ОТ4 имеет большую прочность и меньшую пластичность, чем СИК состава ВТ1-0 + сталь 08кп + + ВТ1-0, увеличение $V_{\rm инт}$ и температуры приводит к уменьшению разницы по свойствам данных композиций.



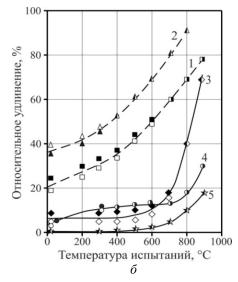


Рис. 5. Зависимость предела прочности (*a*) и относительного удлинения (*б*) от температуры испытаний при растяжении: I – титан; 2 – сталь; 3 – трехслойный композит ($V_{\text{инт}}$ = 0 %); 4 – трехслойный композит ($V_{\text{инт}}$ = 8 %); 5 – трехслойный композит ($V_{\text{инт}}$ = 70 %); BT1-0+сталь 08кп+BT1-0 (\blacksquare , \blacktriangle , \blacklozenge , \bullet , \Box); OT4+сталь 20+OT4 (\Box , Δ , \Diamond , \Diamond , \Box)

Выводы

1. Кинетика диффузионных процессов в композитах состава BT1-0 + сталь 08кп + BT1-0 и ОТ4 + сталь 20 + ОТ4 практически идентична, а на межслойных границах во всем исследованном температурно-временном диапазоне формируются те же фазы. Присутствие алюминия в сплаве ОТ4 интенсифицирует диффузи-

онные процессы, что сказывается на толщине ДЗ: во всем исследованном температурно-временном диапазоне в СИК состава OT4+сталь 20+OT4 она на 5-10 мкм больше, чем в СИК BT1-0+08к $\pi+BT1-0$.

- 2. Полученные в результате обработки экспериментальных данных уравнения позволяют рассчитывать энергии зарождения и скорости роста диффузионных прослоек и обоснованно назначать оптимальные режимы высокотемпературных нагревов для двух случаев: а) реализации требуемого объемного соотношения основных и диффузионных слоев в многослойных титаностальных композитных системах СИК; б) предотвращения диффузии, способной привести к образованию «опасных видов» неоднородности.
- 3. Замена в составе СИК титана ВТ1-0 на сплав ОТ4 приводит к незначительному повышению прочности (на 15–20 МПа) и снижению пластичности (на 2–3 %) только после ГП. С повышении температуры испытания разница в $\sigma_{\rm B}$ и δ нивелируется во всем исследуемом температурном диапазоне.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. *Трыков, Ю. П.* Деформация слоистых композитов : монография / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич ; ВолгГТУ. Волгоград, 2001. 242 с.
- 2. Структура и свойства слоистых интерметаллидных композиционных материалов системы титан-железо / Ю. П. Трыков, В. Г Шморгун., О. В. Слаутин, Д. В. Прони-

чев // Конструкции из композиционных материалов, 2004. — N 1. — С. 48—53.

- 3. *Шморгун*, *В.* Г. Формирование диффузионной прослойки в титано-стальном композите / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, Д. Ю. Донцов, О. В. Слаутин, В. Н. Арисова // Упрочняющие технологии и покрытия, 2008. № 6. С. 39–42.
- 4. Структура и свойства многослойных титаностальных композитов после высокотемпературного нагрева / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, Д. Ю. Донцов, О. В. Слаутин, Д. А. Евстропов // Изв. вузов. Черная металлургия. -2012. -№ 9. C. 42–45.
- 5. Влияние нагревов на структуру и микромеханические свойства композиционного соединения титан ВТ1-0 + + сталь У7 / Ю. П. Трыков, А. П. Ярошенко, О. В. Слаутин, Д. Ю. Донцов // Известия вузов. Черная металлургия. 2007.-N2 7. С. 42—44.
- 6. О взаимодействии компонентов в титаностальном композите / Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова, О. В. Слаутин, В. Г. Шморгун // Перспективные материалы. 2004. № 6. С. 43–47.
- 7. *Трыков, Ю. П.* Опыт получения тонколистового жаропрочного композита титан-сталь / Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин, Д. Ю. Донцов // Изв. вузов. Черная металлургия. -2008. № 1. C. 69.
- 8. *Лариков, Л. Н.* Диффузионные процессы в твердой фазе при сварке / Л. Н. Лариков, В. Р. Рябов, В. М. Фальченко. М. : Машиностроение, 1975.-192 с.
- 9. *Бокштейн, С. 3.* Диффузия и структура металлов / С. 3. Бокштейн. М.: Металлургия. 1973. 208 с.
- 10. Шморгун, В. Г. Химический состав диффузионной зоны в титаностальном композите / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Р. Е. Новиков // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. науч. ст. № 5 (160) / ВолгГТУ. Волгоград, 2015. (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). С. 32–35.

 11. Dmitri V. Louzguine, Hidemi Kato, Akihisa Inoue.
- 11. Dmitri V. Louzguine, Hidemi Kato, Akihisa Inoue. High strength and ductile binary Ti-Fe composite alloy // Journal of Alloys and Compounds 384 (2004) L1-L3.
- 12. M. Ghosh, K. Bhanumurthy, G.B. Kale, J. Krishnan, S. Chatterjee. Diffusion bouding of titanium to 304 staineless steel // Journal of Nuclear Materials 322 (2003) pp. 235–241.

УДК 669.716:621.785

В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, В. Н. Арисова, Д. А. Евстропов, Р. Е. Новиков ФОРМИРОВАНИЕ ПОКРЫТИЯ НА ПОВЕРХНОСТИ МЕДНЫХ ДЕТАЛЕЙ ПРИ ЖИДКОФАЗНОМ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ В СЛОИСТОЙ СИСТЕМЕ Al-Ti-Cu*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Исследован фазовый состав и микромеханические свойства покрытий системы Al-Ti-Cu, формируемых при жидкофазном взаимодействии на медных подложках. Показано, что двойной отжиг трехслойного СКМ состава медь M1+титан BT1-0+алюминий AД1 по режиму 700 °C, 2 ч + 910 °C, 1 ч позволяет получать на поверхности меди покрытие, основными структурными составляющими которого являются твердые растворы на основе купридов титана $Ti_3Cu_4(Al)$ и $TiCu_2(Al)$, эвтектика $TiCu_2+TiCu_4$ и $TiCu_4$, а поверхностный слой состоит из смеси фаз $TiAl_3+CuTi_2Al_5$ и двухфазной прослойки $CuTi_2Al_5+Al_4Cu_9$.

Ключевые слова: слоистый композит, интерметаллид, сварка взрывом, термообработка.

Investigated the phase composition and the micromechanical properties of the coatings system Al-Ti-Cu, formed in liquid phase interactions on a copper substrate. It is shown that double annealing of three-layer composite with composition copper M1 + titanium VT1-0 + aluminum AD1 on regime of 700 °C, 2 h + 910 °C, 1 h produces coating on the surface of the copper, with main structural components are solid solutions based on $Ti_3Cu_4(Al)$ and $TiCu_2(Al)$, eutectic $TiCu_2 + TiCu_4$ and $TiCu_4$; the surface layer consists of a mixture of phases $TiAl_3 + CuTi_2Al_5$ and two-phase layer $CuTi_2Al_5 + Al_4Cu_9$.

Keywords: layered composite, intermetallic, explosion welding, heat treatment.

[©] Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Арисова В. Н., Евстропов Д. А., Новиков Р. Е., 2015

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

Введение

Комплексная технология получения интерметаллидных покрытий на поверхности металлов, обладающих высокой тепло- и электропроводностью, но низкой износостойкостью, разработанная в Волгоградском государственном техническом университете [1-3], включает следующую последовательность операций: сварка взрывом многослойных заготовок из исходных пластичных металлов, образующих при взаимодействии интерметаллидные фазы; их последующее формоизменение обработкой давлением, позволяющее получать изделия требуемой геометрической формы; термическая обработка (ТО) в условиях контактного плавления для формирования на межслойных границах либо многослойной (матрица-интерметаллид), либо однородной структуры с заданным химическим и фазовым составом.

Целью настоящей работы являлось исследование фазового состава и микромеханических свойств покрытий системы Al-Ti-Cu, формируемых при жидкофазном взаимодействии на медных подложках.

Материалы и методы исследования

Исследования проводили на трехслойном СКМ состава медь М1+титан ВТ1-0+алюминий АД1 (5+0,3+0,6 мм), полученном путем последовательной сварки взрывом пластины М1 с пластинами ВТ1-0 и АД1.

Металлографические исследования образцов выполняли на модульном оптическом микроскопе Olympus BX-61 с фиксацией микроструктур цифровой камерой DP12, измерения микротвердости — на микротвердомере ПМТ-3 методом восстановленного отпечатка при нагрузке 50 и 100 г, ТО осуществлялась в печи SNOL 8.2/1100 в интервале температур 700—910 °С. Фазовый состав диффузионной зоны (ДЗ) оценивали при сопоставлении данных, полученных с помощью дифрактометра ДРОН-3 и растрового двухлучевого электронного микроскопа системы Versa 3D.

Результаты исследования

Металлографические исследования показали, что после сварки межслойная граница Cu-Ti имеет волнообразный профиль с локальными включениями оплавленного металла твердостью 4,5–6 ГПа, а граница Ti-Al — безволновой (рис. 1). Структура сформировавшихся при сварке взрывом участков оплавленного металла представляет собой механическую смесь меди и интерметаллидных включений, имеющих состав близкий к 77–79 ат.% Си и 18–21 ат.% Тi, что, согласно диаграмме состояния Ti-Cu, соответствует интерметаллиду TiCu₄.

При ТО в интервале температур 700–800 °С на межслойных границах СКМ одновременно проходят два процесса: твердофазное диффузионное взаимодействие на границе Сu-Тi и жидкофазное – на границе Al-Ti (рис. 1).

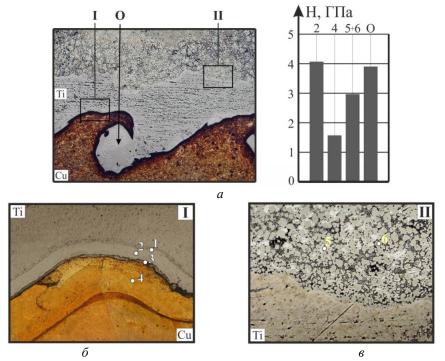


Рис. 1. Структура ДЗ и микротвердость в зонах анализа после ТО 800 °С 0,5 ч (a) ×100; І – граница Сu-Ti (δ) и II – Ti-Al (ϵ) (×500); О – оплавленный металл

Таблица 1 Результаты точечного энергодисперсионного микроанализа и качественного рентгеноструктурного анализа после ТО 800 °C 0,5 ч

Элемент	Содержание в зоне анализа, ат %						
Элемент	1	2	3	4	5	6	
Al	0	0	0	0	98,8	74,5	
Ti	68,6	48,3	42,2	4,7	1,2	25,5	
Cu	31,4	51,7	57,8	95,3	0	0	
Достоверно идентифицированные фазы	Ti ₂ Cu	TiCu	Ti ₃ Cu ₄	Cu(Ti)	Al(Ti)	TiAl ₃	

Исследование кинетики формирования ДЗ на межслойной границе Си-Ті показало, что ее рост начинается с образования локальных участков (с латентным периодом, подчиняющимся экспоненциальному закону, характерному для взаимной концентрационной диффузии [4]), которые с повышением температуры и времени ТО увеличиваются в размерах и срастаются в сплошную ДЗ, состоящую из слоя твердого раствора Cu(Ti) (табл. 1, зона анализа 4 на рис. 1, δ) и слоя ТіСи твердостью 4 ГПа (табл. 1, зона анализа 2 на рис. 1, δ). Формирующаяся со стороны Си ДЗ на первом этапе повторяет контур оплава, твердость которого понижается до 3,9 ГПа (рис. 1, a), а затем, по мере увеличения времени TO, «поглощает» его. При часовой выдержке между твердым раствором и ТіСи обнаружена прослойка Ti_3Cu_4 (табл. 1, зона анализа 3 на рис. 1, б) твердостью 2,6-2,8 ГПа, а между ТіСи и титановым слоем $-\text{Ti}_2\text{Cu}$ (табл. 1, зона анализа I на рис. 1, δ) твердостью 3,9–4,2 $\Gamma\Pi$ а.

Процесс реакционного взаимодействия Ті с расплавом А1 включает в себя: латентный период; формирование сплошной интерметаллидной прослойки TiAl₃ на границе Ti-Al; образование мелких включений алюминидов в закристаллизовавшемся расплаве Al; формирование и рост в расплаве двухфазной полосы с глобулитами алюминидов (зоны анализа 5 и 6 на рис. 2, в); увеличение объемного содержания включений алюминидов в расплаве [5]. Увеличение температуры от 700 до 800 °C способствует повышению активности диффузионных процессов, увеличению скорости реакции образования алюминида на контактной поверхности и сокращению продолжительности стадий реакционного взаимодействия.

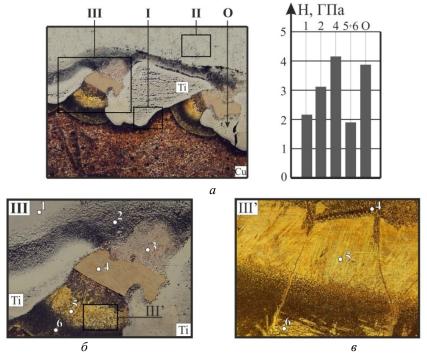


Рис. 2. Структура ДЗ и микротвердость в зонах анализа после ТО 800 °C 1,5 ч (a) ×100: I – граница Cu-Ti; II – двухфазный слой; III – область локального взаимодействия (6) ×200; III – область локального взаимодействия (6) ×500; O – оплавленный металл

	Таблица 2
Результаты точечного энергодисперсионного микроанализа	
и качественного рентгеноструктурного анализа после ТО 800 °C 1	,5 ч

Элемент	Содержание в зоне анализа, ат %							
Элемент	1	2	3	4	5	6		
Al	79,9	62,3	32,8	27,8	25,2	21,2		
Ti	20,1	20,8	6,6	2,4	0	0		
Cu	0	16,9	60,6	70,2	74,8	78,8		
Достоверно идентифицированные фазы	Al(Ti) TiAl ₃	TiAl ₃ Al ₂ Cu	Al ₄ Cu ₉ TiAl ₃	Al ₄ Cu ₉	AlCu ₃	Cu(Al) AlCu ₃		

По мере увеличения времени ТО при 800 °С толщина титанового слоя уменьшается, и, при достижении двухфазным слоем (табл. 2, зона анализа I на рис. 3, δ) ДЗ, начинается локальное жидкофазное взаимодействие Си с Al, а взаимодействие Al и Cu с Ti практически прекращается. На границе с двухфазным слоем образуется смесь $TiAl_3 + Al_2Cu$ (зона анализа 2 на рис. 2, δ), а на границе с Cu последовательно: смесь $TiAl_3 + Al_4Cu_9$ (зона анализа 3 на рис. 3, δ), фаза Al_4Cu_9 (зона анализа 4 на рис. 3, δ), фаза Al_4Cu_9 (зона анализа 4 на рис. 3, δ), фаза Al_4Cu_9 (зона анализа 4 на рис. 3, δ), фаза Al_4Cu_9 (зона анализа 4 на рис. 3, δ), фаза Al_4Cu_9 (зона анализа 4 на рис. 3, δ), фаза Al_4Cu_9 (зона анализа 4 на рис. 3, δ), фаза Al_4Cu_9 (зона анализа 4 на рис. 3, δ), фаза Al_4Cu_9 (зона анализа 4 на рис. 3, δ),

Формирование ДЗ при температуре 910 °C происходит в условиях жидкофазного взаимо-

действия как на границе Al-Ti, так и Cu-Ti. При получасовой выдержке рост зоны переплава в сторону Cu приводит к выравниванию границы Cu-Д3 (рис. 3, область V). Основными структурными составляющими сформировавшейся на поверхности Cu зоны переплава Cu с Ti являются структурно свободные интерметаллиды β TiCu₄ и TiCu₂ (табл. 3, зоны анализа 3–5 на рис. 3, δ , θ), на границе с непрореагировавшим Ti обнаружена фаза Ti₃Cu₄. Продуктом взаимодействия Ti с расплавом Al (область II на рис. 3, a), как и при более низкотемпературном нагреве, является двухфазный слой (твердый раствор+TiAl₃) (табл. 3, зона анализа I, рис. 3, a, δ).

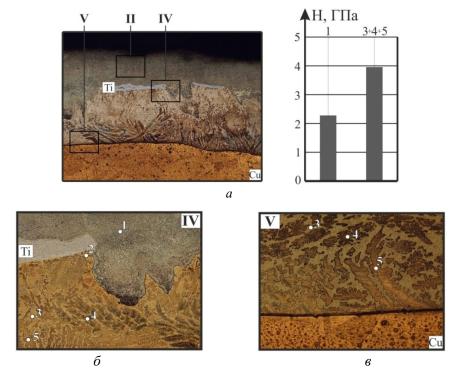


Рис. 3. Структура ДЗ и микротвердость в зонах анализа после ТО 910 °C 0,5 ч (a) ×50: IV – область взаимодействия продуктов реакции Al-Ti и Cu-Ti (δ); V – граница Cu-ДЗ (B) (×200)

Таблица 3 Результаты точечного энергодисперсионного микроанализа и качественного рентгеноструктурного анализа после TO 910 °C 0,5 ч

Элемент	Содержание в зоне анализа, ат %						
Элемент	1	2	3	4	5		
Al	78,3	1,3	0	0	0		
Ti	20,5	41	30,5	26,7	21,6		
Cu	1,2	57,7	69,5	73,3	78,4		
Достоверно идентифицированные фазы	TiAl ₃ Al(Ti)	Ti ₃ Cu ₄	TiCu ₂	TiCu ₂ TiCu ₄	TiCu ₄		

Увеличение времени ТО приводит к полному «растворению» Ті и к взаимодействию находящихся в жидком состоянии продуктов реакций Al-Ті и Cu-Ті. В результате неравновесной кристаллизации образуется крайне неоднородная по толщине ДЗ структура (рис. 4), верхний слой которой представляет собой смесь фаз $TiAl_3$ и $CuTi_2Al_5$ (табл. 4, зона анализа I на рис. 4, δ). Ниже располагаются: одно-

фазная прослойка $CuTi_2Al_5$ (табл. 4, зона анализа 2 на рис. 4, δ), двухфазная $CuTi_2Al_5$ + + Al_4Cu_9 (табл. 4, зона анализа 3 на рис. 4, δ) и прилегающий к Cu слой переменной концентрации, в котором идентифицированы фазы $Ti_2Cu_3(Al)$ (табл. 4, зона анализа 4 на рис. 4, δ , ε), $Ti_3Cu_4(Al)$ и $TiCu_2(Al)$ (табл. 4, зона анализа 5 на рис. 4, δ , ε), $TiCu_4$ (табл. 4, зона анализа δ на рис. 4, δ , ε).

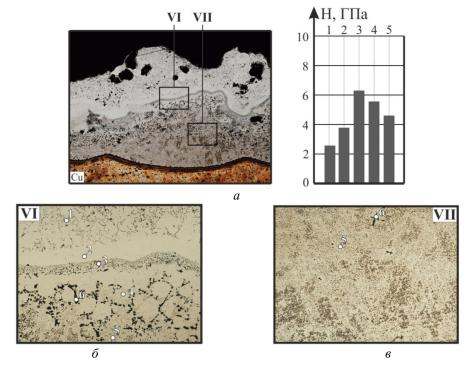


Рис. 4. Структура ДЗ и микротвердость в зонах анализа после TO 910 °C, 1 ч (a) ×50; δ и ϵ ×200

Таблица 4 Результаты точечного энергодисперсионного микроанализа и качественного рентгеноструктурного анализа после ТО 910 °C 1 ч

Элемент		Содержание в зоне анализа, ат %							
Элемент	1	2	3	4	5	6			
Al	74,3	58,1	42,8	8,1	7,6	0			
Ti	24,3	24,6	29,4	32,2	32,4	19,8			
Cu	1,4	17,3	27,8	59,7	60	80,2			
Достоверно идентифицированные фазы	TiAl ₃	CuTi ₂ Al ₅	CuTi ₂ Al ₅ , Al ₄ Cu ₉	Ti ₂ Cu ₃ (Al)	Ti ₃ Cu ₄ (Al), TiCu ₂ (Al)	TiCu ₄			

Уменьшить структурную неоднородность ДЗ позволило двукратное снижение толщины алюминиевого слоя и использование двойного отжига по режиму 700 °C, 2 ч + 910 °C, 1 ч. После первого отжига на титане был получен двухфазный слой с объемной долей $TiAl_3 \approx 92 \%$. Второй обеспечил полное растворение Ti и взаимодействие продуктов реакции процесса контактного плавления с $TiAl_3$. Его результатом явилось формирование на поверхности Cu покрытия со слоистой структурой, фазовый сос-

тав которого практически идентичен полученному при ТО по режиму 910 °C, 1 ч. Поверхностный слой покрытия состоит из смеси фаз $TiAl_3$ и $CuTi_2Al_5$ (табл. 5, зона анализа I, 2 на рис. 5, a). Ниже располагается двухфазная прослойка $CuTi_2Al_5 + Al_4Cu_9$ (табл. 5, зона анализа 3 на рис. 5, a). Основными структурными составляющими покрытия являются твердые растворы на основе Ti_3Cu_4 и $TiCu_2$ (табл. 5, зона анализа 5, 6 на рис. 5, 6, 6), эвтектика $TiCu_2+TiCu_4$ (рис. 6, 6) и $TiCu_4$ (табл. 5, зона анализа 7, 8 на рис. 5, 6, 6).

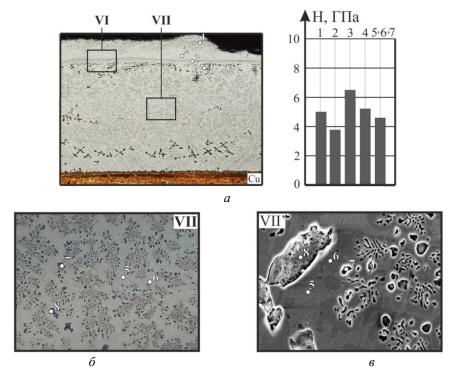


Рис. 5. Структура ДЗ и микротвердость в зонах анализа после ТО 700 °C 2 ч + 910 °C 1 ч: $a \times 100; \delta \times 500; s \times 5000$

Таблица 5 Результаты точечного энергодисперсионного микроанализа и качественного рентгеноструктурного анализа после ТО 700 °C 2 ч + 910 °C 1 ч

Элемент		Содержание в зоне анализа, ат %						
Элемент	1	2	3	4	5	6	7	8
Al	73,5	58,3	42,8	8,1	8,5	7,7	0	0
Ti	25,4	23,6	29,4	32,2	40,8	28,4	19,7	17,8
Cu	1,1	18,1	27,8	59,7	50,7	63,9	80,3	82,2
Достоверно иденти- фицированные фазы	TiAl ₃	CuTi ₂ Al ₅	CuTi ₂ Al ₅ Al ₄ Cu ₉	Ti ₂ Cu ₃ (Al)	Ti ₃ Cu ₄ (Al)	TiCu ₂ (Al)	TiCu ₄	TiCu ₄

Выводы

1. Формирование покрытий системы Al-Ti-Cu на медных подложках при диффузионном отжиге трехслойного СКМ состава медь М1 + титан BT1-0 + алюминий АД1 необходимо осуществлять в две стадии: 1) получение на Тi двух-

фазного слоя с объемной долей $TiAl_3 > 90 \%$ при жидкофазном взаимодействии Ti с расплавом Al; 2) получение на поверхности Cu зоны переплава при взаимодействии продуктов реакции процесса контактного плавления на границе Cu-Ti c $TiAl_3$.

2. Двойной отжиг по режиму 700 °C + 910 °C позволяет получать на поверхности меди покрытие, основными структурными составляющими которого являются твердые растворы на основе купридов титана $Ti_3Cu_4(Al)$ и $TiCu_2(Al)$, эвтектика $TiCu_2+TiCu_4$ и $TiCu_4$, а поверхностный слой состоит из смеси фаз $TiAl_3+CuTi_2Al_5$ и двухфазной прослойки $CuTi_2Al_5+Al_4Cu_9$.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. *Крашениников, С. В.* Упрочнение поверхностей стальных деталей путем формирования интерметаллидсодержащих покрытий / С. В. Крашенинников, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Перспективные материалы. 2004. № 2. С. 83–88.
- 2. *Шморгун, В. Г.* Структура и трибологические свойства покрытий на основе купридов титана / В. Г. Шморгун, А. А. Артемьев, А. А. Антонов, Д. А. Евстропов, Ю. И. Бон-

даренко // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. науч. ст. № 23 (150) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 10). – С. 30–32.

- 3. Пат. 2202456 РФ, МКИ 7 В 23 К 20/08. Способ получения износостойкого покрытия на поверхности стальных деталей / Крашенинников С. В., Кузьмин С. В., Лысак В. И., Долгий Ю. Г. ; ВолгГТУ. 2003.
- 4. *Шморгун, В. Г.* Диффузионные процессы на межслойной границе сваренного взрывом трехслойного композита системы Сu-Ti / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин. Д. А. Евстропов, А. О. Таубе // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. № 4. 2014. С. 36–39.
- 5. *Гуревич*, *Л. М.* Механизмы структурообразования при взаимодействии титана с расплавом алюминия / Л. М. Гуревич // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. науч. ст. № 6 (109) / ВолгГТУ. Волгоград, 2013. (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 7). С. 6—13.

УДК 621.791

В. Г. Шморгун, Д. В. Проничев, А. О. Таубе, А. Г. Серов

РАСЧЕТНАЯ ОЦЕНКА ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ ДИФФУЗИОННОЙ ЗОНЫ В СЛОИСТОМ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОМ КОМПОЗИТЕ СИСТЕМЫ AI-Ni-Cr*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Исследовано влияние физической и химической микронеоднородности, возникающей при сварке взрывом и последующей термической обработке, на теплопроводность биметалла алюминий АД1 + никелевый сплав X20H80. Оценено значение эквивалентного коэффициента теплопроводности диффузионной зоны.

Ключевые слова: диффузионная зона, интерметаллиды, теплопроводность, СИК, алюминий, никель.

The effect of physical and chemical micro-inhomogeneity appearing during the explosion welding and subsequent heat treatment on the thermal conductivity of aluminum bimetal AD1 + Nickel H20N80 was determined. The value of the equivalent thermal conductivity of the diffusion zone was estimated.

Keywords: diffusion zone, intermetallics, thermal conductivity, LIC, aluminum, nickel.

В последние годы актуальными стали разработки в области создания различного рода интерметаллидных материалов, в частности, на основе алюминидов никеля, обладающих высокими характеристиками жаропрочности и жаростойкости [1–4].

Известно [5], что образование соединения при сварке взрывом (СВ) сопровождается формированием физической и химической микронеоднородности, связанной с локализацией пластической деформации в приграничной зоне соединяемых металлов. Дальнейшая высокотемпературная обработка (ТО) только увеличивает степень неоднородности за счет появления диффузионных прослоек интерметаллидного состава.

В работе [6] рассмотрены теплофизические свойства композиции АД-1+НП2. Однако, как было показано ранее в работе [7], химический

и фазовый состав диффузионной зоны (ДЗ) в композитах АД-1+НП2 и АД1+X20H80 значительно отличаются.

Отсутствие данных о теплофизических свойствах ДЗ КМ АД1+X20H80 делает актуальным их экспериментальное определение.

Материалы и методы исследования

Сварку взрывом алюминия АД1 и никелевого сплава X20H80 с толщиной плакирующего и основного слоев 5 и 2 мм соответственно осуществляли по параллельной схеме на режиме, обеспечивающем отсутствие таких видов микронеоднородности как участки оплавленного металла и непровары. Металлографические исследования осуществляли на модульном моторизованном оптическом микроскопе «Olympus BX61» с фиксацией микроструктур цифровой

 $^{\ \ \, \}mathbb{C}\ \,$ Шморгун В. Г., Проничев Д. В., Таубе А. О., Серов А. Г., 2015

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

камерой DP-12 при увеличении ×500. Параметры структуры биметалла измеряли при обработке изображений пакетом цифровых программ «AnalySIS» (Soft Imaging System Gmbh). Микротвердость (H) структурных составляющих определяли на приборе ПМТ-3М вдавливанием алмазного индентора в форме четырехгранной пирамиды с квадратным основанием и углом при вершине 136° (метод восстановленного отпечатка, ГОСТ 9450-76) под нагрузкой 0,2-1 Н. Термическую обработку проводили в печи SNOL 8,2/1100 при температуре 630 °C с выдержкой от 1 до 50 ч. Измерение теплопроводности (λ) проводили на приборе «Теплофон» КИТ-02Ц с точностью 2-3 %. Для устранения возможных погрешностей измерения, возникающих из-за термосопротивления контактных поверхностей, использовали термопасту «Titan».

Результаты и их обсуждение

Анализ характера распределения микротвердости по сечению основных слоев биметалла показал, что после сварки вследствие неоднородной пластической деформации максимальное упрочнение X20H80 (3,96 ГПа) и алюминия (0,8 ГПа) наблюдается в околошовной зоне (ОШЗ) (рис. 1). Отжиг биметалла привел к снижению общего уровня микротвердости в алюминиевом и нихромовом слое до их стандартных значений.

Визуально ДЗ в исследованных композитах состоит из двух прослоек: «темной» — со стороны X20H80, твердостью 11,7 ГПа, и «светлой» — со стороны алюминия, твердостью 6,5 ГПа (рис. 2). Структура и фазовый состав ДЗ в композите X20H80 + АД1 подробно рассмотрены в работах [7,8], а кинетика роста ДЗ при различных режимах ТО в работе [9].

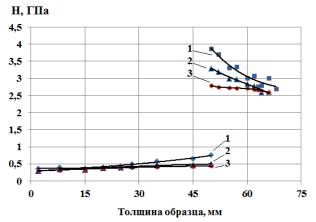


Рис. 1. Распределение микротвердости в поперечном сечении биметалла X20H80 + АД1 после: *1* – CB; 2 – TO 630 °C, 1ч; *3* – TO 630 °C, 5ч

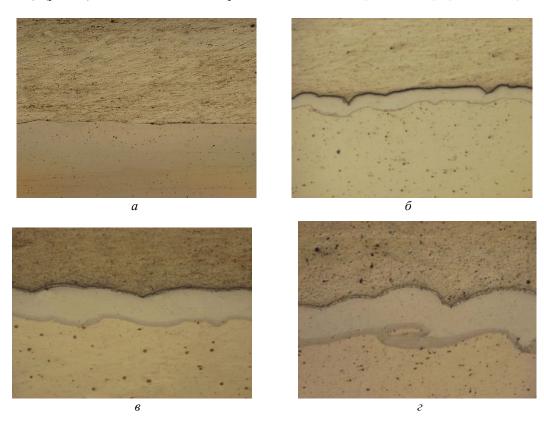


Рис. 2. Микроструктуры зоны соединения слоев в композите X20H80 + АД1 после: a – CB; δ – TO 630 °C, 1 ч; s – TO 630 °C; 2 ч, ε – TO 630 °C, 5 ч (x200)

Согласно [7], ДЗ представляет собой смесь сложного состава, включающую интерметаллиды $NiAl_3$, Ni_2Al_3 , $CrAl_7$ и твердые растворы Cr(Al), и Al(Cr).

В работе [10] показано, что, если слоистый металлический композит (СМК) рассматривать как плоскую многослойную стенку, состоящую из плотно прилегающих нескольких слоев толщиной δ_1 , δ_2 , ... δ_n с коэффициентами теплопроводности λ_1 , λ_2 , ... λ_n , его эквивалентный коэффициент теплопроводности $\lambda_{\text{СМК}}$ зависит только от термического сопротивления слоев δ_i / λ_i и рассчитывается следующим образом:

$$\lambda_{CMK} = \frac{\delta_1 + \delta_2 + \dots + \delta_n}{\frac{\delta_1}{\lambda_1} + \frac{\delta_2}{\lambda_2} + \dots + \frac{\delta_n}{\lambda_n}},$$
 (1)

а коэффициент теплопроводности диффузионных прослоек ($\lambda_{\Pi\Pi}$) можно рассчитать по следующей формуле:

$$\lambda_{Д\Pi} = \frac{\delta_{Д\Pi}}{\frac{\delta_{CMK}}{\lambda_{CMK}} - \frac{\delta_{Ni}}{\lambda_{Ni}} - \frac{\delta_{Al}}{\lambda_{Al}}},$$
 (2)

где $\delta_{\text{ДП}}$ — толщина диффузионной прослойки; $\delta_{\text{СМК}}$ — толщина композита; δ_{Ni} , δ_{Al} — толщины никеля и алюминия без учета толщины диффузионной прослойки; $\lambda_{\text{СМК}}$, λ_{Ni} , λ_{Al} — экспериментальные значения коэффициентов теплопроводности композита, никеля и алюминия соответственно.

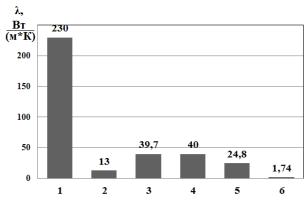


Рис. 3. Теплопроводность биметалла АД1+ X20H80 и его составляющих:

I – алюминий, 2 – X20H80, 3 – СКМ, расчет по (1), 4 – биметалл после CB, 5 – биметалл после отжига при 630 °C, 50 ч, 6 – Д3 после отжига 630 °C, 50 ч

Замеры теплопроводности биметалла проводили как после СВ, так и после отжига. Установлено, что расхождение результатов расчета по правилу смеси (39,7 $BT/(M\cdot K)$) (1) и непосредственных измерений теплопроводности биметалла после СВ (40 $BT/(M\cdot K)$) находится

в пределах 3 %, что является допустимым с учетом погрешности прибора. Отжиг, вызывающий образование и рост на межслойной границе диффузионных прослоек, привел к заметному снижению λ_{CMK} (после выдержки в течение 50 ч — до 24,8 Вт/(м·К), т. е. на 38 %) (рис. 3).

Полученные экспериментальные данные позволили провести расчет $\lambda_{\text{Д3}}$. Установлено, что его значение составляет $\sim 1,74~\text{BT/}(\text{M}\cdot\text{K})$.

Таким образом, значительная разница в теплофизических свойствах основных и интерметаллидных элементов композита приводит к высокой степени анизотропии теплопроводности вдоль и поперек слоев, что позволяет повысить равномерность распределения температурного поля в композиционных конструкциях. Увеличить объемную долю интерметаллидных прослоек при сохранении их толщин, а следовательно, расширить диапазон изменения свойств материалов можно, используя многослойные нихром-алюминиевые СКМ с большим количеством границ раздела.

Вывод

Теплопроводность полученных сваркой взрывом слоистых композиционных материалов системы Ni-Al-Cr определяется их структурно-механической неоднородностью, а слоистых интерметаллидных композитов — объемным наполнением диффузионными прослойками, эквивалентный коэффициент теплопроводности которых составляет 1,74 Вт/(м·К), что в 132 и 7,5 раз ниже, чем у алюминия и сплава X20H80 соответственно.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Phase Characterization of Diffusion Soldered Ni/Al/Ni Interconnections / G.A. López [et al] // Interface Science. 2002. 10. P. 13–19.
- 2. Formation of NiAl Intermetallic Compound by Cold Spraying of Ball-Milled Ni/Al Alloy Powder Through Postannealing Treatment / Q. Zhang [et al] // Journal of Thermal Spray Technology. December 2008. Volume 17(5–6) Mid. P. 715–720.
- 3. Reaction Synthesis of Nickel/Aluminide Multilayer Composites Using Ni and Al Foils: Microstructures, Tensile Properties, and Deformation Behavior / H. Wang [et al] // Metallurgical and Materials Transactions A. February 2007. Volume 38A. P. 409–419.
- 4. Formation and Growth Kinetics of Intermediate Phases in Ni-Al Diffusion Couples / R. Xiao [et al] // Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed. Oct. 2009. P. 787–790.
- 5. Кинетика диффузионных процессов в никель-алюминиевой композиции / В. Г. Шморгун [и др.] // Изв. вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. -2008.- № 4.- C. 24–28.

- 6. Исследование теплофизических свойств слоистого интерметаллидного композита системы Al-Ni / B. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, А. И. Богданов, Д. В. Проничев, О. В. Слаутин // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. науч. ст. № 5 / ВолгГТУ. Волгоград, 2011. (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 5). С. 22—26.
- 7. Шморгун, В. Г. Investigation of the Phase Composition of the Diffusion Zone in the Al-Ni-Cr Composite Material / В. Г. Шморгун, А. Ол. Таубе, А. В. Крохалев // Applied Mechanics and Materials. 2015. Vol. 698 (2015). С. 430–433
- 8. Исследование фазового состава диффузионной зоны в композите X20H80+АД1 / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова, А. В. Крохалев, А. И. Богданов, А. Ол. Та-
- убе, А. Г. Серов, П. Г. Зуев // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. науч. ст. № 23 (150) / ВолгГТУ. Волгоград, 2014. (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 10). С. 26–29.
- 9. Диффузионные процессы в биметалле алюминийникель / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, А. И. Богданов, А. Ол. Таубе, М. В. Клюшников // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. науч. ст. № 9 (136) / ВолгГТУ. Волгоград, 2014. (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 9). С. 37–40.
- 10. Исследование тепло- и электропроводности СИК титан-сталь / Ю. П. Трыков [и др.] // Известия ВолггТУ: межвуз. сб. науч. ст. № 4 / ВолгГТУ. Волгоград, 2010. (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 4). С. 17–21.

УДК 621.791

В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова, А. И. Богданов, А. О. Таубе, А. Г. Серов, В. М. Бакунцева

ИССЛЕДОВАНИЕ ЖАРОСТОЙКОСТИ СЛОИСТОГО ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ Al-Cr-Ni*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

В работе показана трансформация структуры и фазового состава слоистого покрытия системы Al-Cr-Ni, полученного в результате диффузионного отжига сваренного взрывом слоистого композита X20H80+AД1 во временном диапазоне 1-300 ч. Исследована циклическая жаростойкость покрытия при температуре 1150 °C.

Ключевые слова: слоистый композиционный материал, защитное покрытие, диффузия, интерметаллиды, фазовый состав, жаростойкость.

The paper shows the transformation of the structure and phase composition of the layered coating system Al-Cr-Ni, the resulting diffusion annealing welded blast layered composite H20N80 + AD1 in the time range of 1-300 h. Investigated cyclic heat resistance of the coating at 1150 °C.

Keywords: layered composite material, the protective coating, diffusion, intermetallic compounds, phase composition, the heat resistance.

Необходимость повышения эксплуатационной надежности и срока службы высокотехнологичных изделий энергетического машиностроения, работающих в экстремальных условиях – при высоких и сверхвысоких температурах, в агрессивных средах и при эрозионных воздействиях, – ставит задачу разработки принципиально новых материалов. Поиск решения этой задачи ведется в двух направлениях: совершенствование имеющихся конструкционных материалов [1,2] путем их легирования, оптимизации структуры, создания композиций сложного состава и формирование на поверхности материалов функциональных защитных покрытий [3,4].

В последнее время наиболее интенсивно развивается второе направление, обеспечивающее надежную работу элементов газотурбинных установок и ракетных двигателей различного назначения, изготавливаемых в виде композиции из жаропрочного сплава и защитного жаростойкого или теплозащитного покрытия.

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

Анализ опубликованных работ [5–8] показал, что наряду с широко используемыми методами (СВС, напыление, механосинтез и др.) все большую актуальность приобретают комбинированные методы обработки, позволяющие получать слоистые покрытия, например, «никель + алюминид никеля». В таких покрытиях каждый слой несет определенную функциональную нагрузку: слой никеля предотвращает проникновение атомов алюминия в основу и обеспечивает высокую адгезию покрытия к подложке, а алюминид никеля защищает основу от окисления за счет образования оксидной пленки Al₂O₃.

[©] Шморгун В. Г., Трыков Ю. П., Арисова В. Н., Богданов А. И., Таубе А. О., Серов А. Г., Бакунцева В. М., 2015

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

Известно, что в бинарную систему Al-Ni целесообразно вводить хром в качестве легирующего элемента, так как это снижает необходимую для образования Al_2O_3 концентрацию алюминия с 40 до 10 ат.%, а также способствует образованию дополнительной защитной оксидной пленки Cr_2O_3 [9].

Целью данной работы явилось исследование жаростойкости покрытия системы Al-Cr-Ni, полученного по комплексной технологии [10], а также трансформации его структуры и фазового состава.

Материалы и методы исследования

Исследования проводили на образцах: подложка из никелевого сплава X20H80 + покрытие (толщиной 50–100 мкм), полученных из сваренных взрывом биметаллических заготовок состава алюминий АД1 + X20H80 (2 + 2 мм) с помощью диффузионного отжига. Температурное воздействие на покрытие осуществлялось нагревом образцов до 1150 °С с выдержкой 1–300 ч. Химический состав структурных составляющих диффузионной зоны определяли энергодисперсионным анализом на растровом двухлучевом электронном микроскопе системы Versa 3D.

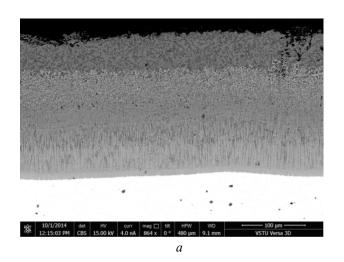
Исследование фазового состава проводили

на дифрактометре ДРОН-3 в излучении медного анода с никелевым фильтром, рентгеновские съемки выполняли в интервале углов 2 Θ от 20 до 110° при скорости движения счетчика 2 $^\circ$ / мин и скорости движения диаграммной ленты 720 мм/ч с шагом отметки углов 1° .

Исследование жаростойкости проводилось в соответствии с ГОСТ 9.312–89 «Единая система защиты от коррозии и старения. Покрытия защитные. Методы определения жаростойкости» и ГОСТ 6130–71 «Металлы. Методы определения жаростойкости» по весовому методу по уменьшению массы образца.

Результаты и их обсуждение

Микроструктура и распределение химических элементов по толщине покрытия до термообработки представлены на рис. 1. Анализ представленного на рис. 1, б распределения позволил установить следующее. Концентрации Al и Ni в поверхностном слое составляют соответственно 62 и 30 масс. %. При приближении к X20H80 содержание алюминия снижается до 42 масс. %, а никеля увеличивается до 48 масс. %. Согласно диаграмме состояния Al-Cr-Ni, приведенной в работе [11], данный химический состав соответствует области с фазовым составом NiAl₃+Al(Cr)+Cr(Al).



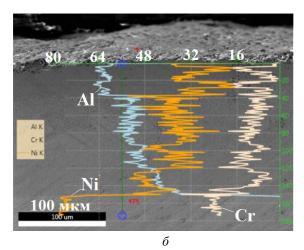


Рис. 1. Микроструктура (a) и РЭМ изображение (δ) покрытия

При термообработке с увеличением времени выдержки от 1 до 50 ч при 1150 °С происходит выравнивание содержания Al и Ni по толщине покрытия (рис. 2). Содержание Ni в поверхностном слое увеличивается с 30 до 73 масс.%, Al—снижается от 62 до 18 масс.%, содержание Сг практически не изменяется и колеблется от 7 до

8 масс.%. Состав и структура неоднородной зоны между X20H80 и покрытием приведены в работе [12].

Снижение содержания Al в поверхностном слое приводит к трансформации его фазового состава: NiAl₃+Al(Cr)+Cr(Al) \rightarrow NiAl₃+Ni₂Al₃+ + Cr(Al) \rightarrow Cr(Al)+Ni₅Al₃+Ni₂Al₃.

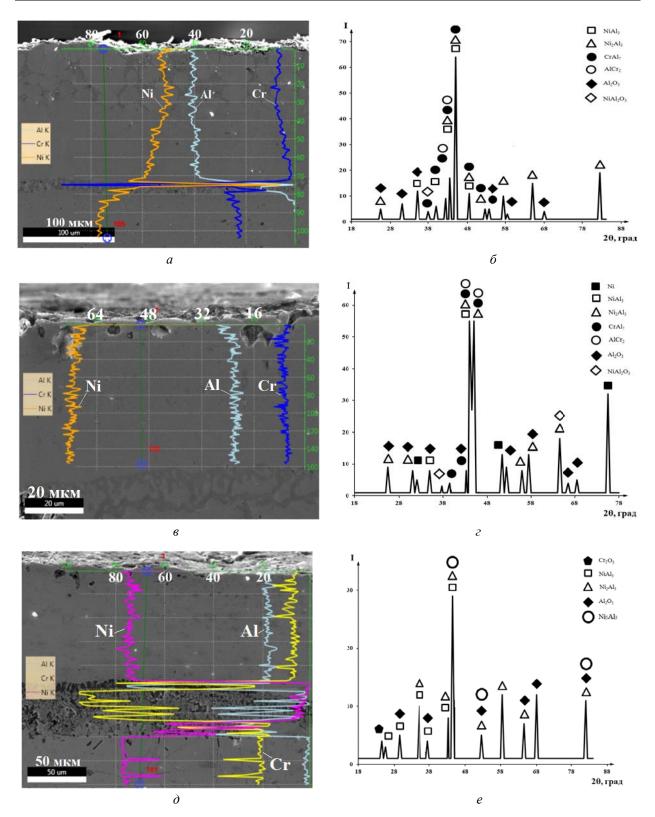
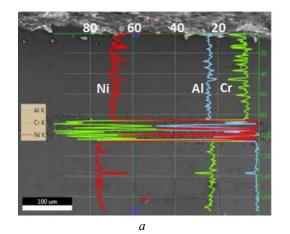
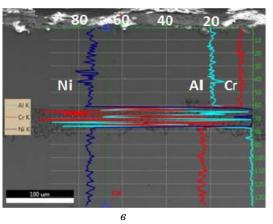


Рис. 2. СЭМ-изображения и фазовый состав покрытия после ТО 1150 $^{\circ}$ С 1 (a, δ), 10 (a, ϵ) и 50 ч (a, a) и 50 ч (a, a, a0 и 50 ч (a, a) и 50 ч (a, a0 и 50 ч (a) и 50 ч (a, a0 и 50 ч (a) и 50 ч (a0 и 50 ч

При временах выдержки 100, 200 и 300 ч структура и распределение химических элементов по толщине покрытия существенно

не меняются (рис. 3). Концентрация Al в покрытии находится на уровне 18 масс. %, a Ni 70–74 масс. %.





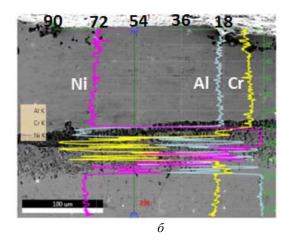


Рис. 3. Структура и РЭМ изображение покрытия после ТО 1150 °C, 100 (a) , 200 (δ) и 300 ч (s)

Результаты исследования циклической жаростойкости образцов из сплава X20H80 и образцов с интерметаллидным покрытием при температуре 1150 °С представлены на рис. 4. Видно, что потеря массы в сплаве X20H80 больше, а следовательно, образование оксидов происходит быстрее.

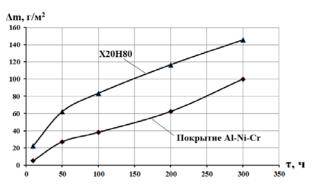


Рис. 4. Потеря массы образцов с течением времени при температуре 1150 °C

Согласно ГОСТ 9.312–89, коррозионная долговечность защитного покрытия оценивается по изменению содержания компонентов, определяющих его жаростойкость, за период испытаний. В данном покрытии таковыми явля-

ются А1 и Сг, изменение содержания которых во временном диапазоне 1–300 ч представлено на рис. 5. Видно, что на первом этапе (1–10 ч) происходит резкое снижение содержания алюминия с 40 до 24 %, что, вероятно, связано с участием алюминия в диффузионных процессах при взаимодействии с подложкой из X20Н80 и образованием оксидной пленки. К 50 ч снижение замедляется и далее концентрация алюминия остается практически на одном уровне (~18 %). Содержание хрома плавно снижается от 10 до 6 %.

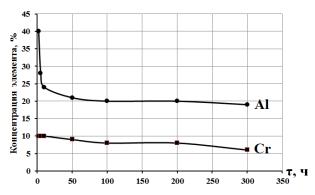


Рис. 5. Изменение концентрации Al и Cr с течением времени при температуре $1150\,^{\circ}\mathrm{C}$

Таким образом, в исследованном временном интервале необходимые концентрации алюминия и хрома, определяющих жаростойкость исследуемого покрытия (за счет образования оксидов), сохраняются, обеспечивая поддержание работоспособности покрытия.

Выводы

- 1. Температурное воздействие на покрытие системы Al-Cr-Ni при 1150 °C в течение 50 ч приводит к трансформации его фазового состава NiAl₃+Al(Cr)+Cr(Al) \rightarrow NiAl₃+Ni₂Al₃+Cr(Al) \rightarrow Cr(Al)+Ni₅Al₃+Ni₂Al₃ за счет снижения содержания алюминия в поверхностном слое и увеличения содержания никеля. При более длительном воздействии (до 300 ч) концентрации алюминия и хрома, определяющие жаростойкость покрытия за счет образования оксидов, практически не меняются, обеспечивая поддержание его работоспособности.
- 2. Сравнительные исследования циклической жаростойкости образцов из сплава X20H80 и образцов с интерметаллидным покрытием при температуре 1150 °С показали более низкую потерю массы в слоистом покрытии и, соотвественно, более высокую его жаростойкость.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Analysis of chill-cast NiAl intermetallic compound with copper additions/ J. Colin [et al] // Journal of Materials Engineering and Performance. October 2002. Volume 11. № 5. P. 487–491.
- 2. *Каблов, Е. Н.* Литейные конструкционные сплавы на основе алюминида никеля / Е. Н. Каблов, О. Г. Оспен-

- никова, О. А. Базылева // Двигатель. 2010. № 4 (70). С. 22–26.
- 3. *Каблов, Е. Н.* Защитные покрытия лопаток турбин ГТД / Е. Н. Каблов, С. А. Мубояджян // Газотурбинные технологии. -2001. -№ 3(12). -С. 30–32.
- 4. *Desai*, *V*. Materials for high-temperature protection / V. Desai // Journal of Materials Engineering and Performance. January 2006. Volume 58. № 1. P. 15–16.
- 5. Нанесение покрытий из интерметаллидных Ni-Al соединений методом высокоскоростного воздушнотопливного напыления / В. М. Кисель [и др.] // Авиационно-космическая техника и технология. 2009. 10 (67). С. 50—55.
- 6. Microstructural, Thermal and Mechanical Properties of HVOF Sprayed Ni–Al-based Bond Coatings on Stainless Steel Substrate/ O. Culha [et al] // Journal of Materials Processing Technology. −2008. −№ 204. −P. 221–230.
- 7. Coating of metals with intermetallics by mechanical alloying / V. Zadorozhnyy [et al]// Journal of Alloys and Compounds. 2011. № 509S. P. 507–509.
- 8. *Morsi, K.* Self-propagating high-temperature synthesis (SHS) of rotator mixedand mechanically alloyed Ni/Al powder compacts / K. Morsi, S. Shinde, E. A. Olevsky// Journal of Materials Science. 2006. Volume 41. P. 5699–5703.
- 9. Высокотемпературные защитные покрытия для никелевых сплавов: научное издание / П. Т. Коломыцев. – М. : Металлургия, 1991. – 237 с.
- 10. Шморгун, В. Г. Комплексная технология получения покрытий из алюминидов никеля на поверхности стальных изделий / В. Г. Шморгун, А. И. Богданов, А. Ол. Таубе // Известия вузов. Черная металлургия. -2014. -№ 5. С. 64–65
- 11. *Shmorgun, V. G.* Investigation of the Phase Composition of the Diffusion Zone in the Al-Ni-Cr Composite Material / Shmorgun V.G., Taube A.O., Krohalev A.V. // Applied Mechanics and Materials. 2015. Vol. 698 (2015). C. 430–433.
- 12. Влияние высокотемпературной термообработки на трансформацию фазового состава слоистого покрытия системы Al-Cr-Ni / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, А. И. Богданов, А. О. Таубе, А. Г. Серов // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. науч. ст. № 5 (160) / ВолгГТУ. Волгоград, 2015. (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 6). С. 17–20.

УДК 620.171.34:621.791:519.876.5

Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев, М. Д. Трунов, М. И. Сысоев

ИССЛЕДОВАНИЕ И МОДЕЛИРОВАНИЕ ИЗГИБА СЛОИСТОГО КОМПОЗИТА АД1+СТ3*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Проведено исследование влияния трехосного изгиба на напряженно-деформированное состояние сваренного взрывом композита АД1-Ст3. Установлено что при качественном соединении слоев биметалл алюминий-сталь имеет большой запас деформационной способности.

Ключевые слова: слоистые металлические композиты, изгиб, сварка взрывом.

In this study the impact of bending on explosion welded Al/steel laminated metal composite was investigated. The results revealed significant deformation ability of the composite.

Keywords: laminated metal composites, bending, explosion welding.

[©] Трыков Ю. П., Гуревич Л. М., Проничев Д. В., Трунов М. Д., Сысоев М. И., 2015

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

Введение

Широкое применение сталеалюминиевых биметаллов в судостроении обусловлено необходимостью соединения стальных судовых корпусов с алюминиевыми надстройками. Использование биметаллов вместо болтового или клепанного соединения стали с алюминием вызвано необходимостью избежать воздействия от гальванической коррозии [1].

Особое внимание в исследованиях композитов сталь-АІ уделяется прочности соединения слоев. Так в ряде работ показано [2–4], что результатом нагрева биметалла сталь-алюминий является образование на границе соединения хрупких интерметаллидов (обычно Fe2Al5), значительно снижающих прочность соединения металлов. Принято считать, что при соблюдении технологии получения композита стальалюминий, а также при отсутствии вредных перегревов биметалла прочность соединения металлов равна прочности алюминия. Однако в литературе отсутствуют данные о поведении сталеалюминиевых соединений под действием сложного нагружения.

Целью данной работы было исследование сложного напряженно-деформированного состояния композита сталь-алюминий.

Материалы и методы исследования

Для проведения испытаний использовался сваренный взрывом композит Ст3-АД1. Параметры сварки взрывом (СВ) были выбраны таким образом, чтобы между металлами образовалось качественное соединение без непрова-

ров и с минимальной долей оплавов на границы соединения (рис. 1). Использовалась параллельная схема, при которой плакируемая пластина (300х150х10) из Ст3 располагалась на резиновой подложке, размеры метаемой пластины из АД1 были 350х180х10, высота заряда, представляющего собой смесь аммонита 6ЖВ и селитры (50/50), составляла 40 мм, зазор между пластинами составляла 8 мм.



Рис. 1. Структура биметалла, полученная в ходе сварки взрывом

После СВ для проведения необходимых испытаний из биметаллической пластины был вырезан образец длиной 150 мм и толщиной 10 мм. Размеры слоев, а также схема нагружения (ГОСТ 14019–80) приведены на рис. 2. Для предотвращения вдавливания деформирующего ролика в алюминий была использована защитная стальная пластина. Изгиб образца с соотношением толщин слоев 3:9 по трехточечной схеме производили в сторону алюминиевого сплава АД1.

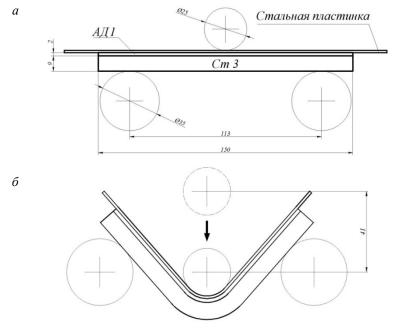


Рис. 2. Схема испытания сталеалюминиевого композита: a – до нагружения; δ – после нагружения

Величину и знак продольной δ и поперечной деформации є в слоях КМ определяли по изменению размеров перпендикулярной к границам раздела слоев координатной сетки, предварительно нанесенной на отполированную боковую поверхность образцов. Координатная сетка представляла собой систему взаимно перпендикулярных реперных линий, которые поперек слоев КМ наносили с шагом 2 мм, а вдоль слоев с шагом 2 мм. Для нанесения тонких (2-5 мкм) реперных линий использовали микротвердомер ПМТ-3 с алмазным наконечником, установленным под нагрузкой, соответствующей твердости материала. Размеры координатной сетки до и после изгиба измеряли на инструментальном микроскопе ММИ-2 с точностью 0,005 мм.

Вдоль каждой поперечной линии до и после проведения испытаний было получено распределение микротвердости.

Измерения микротвердости проводили с помощью твердомера ПМТ-3М с нагрузкой 0,50 и 0,20 Н для стали и алюминия соответственно.

Для верификации стандартной модели напряженно-деформированного состояния исследуемого композиционного материала было произведено конечно-элементное 3D-моделирование трехосного изгиба биметалла. Моделирование проводилось с использованием пакета SIMULIA/Abaqus с применением модели Джонсона—Кука [5] для описания пластического поведения материалов. Для определения смены характера деформации материалов с упругой на пластическую использовался критерий Мизеса. По достижении критического значения напряжения Мизеса упрочнение материалов задавалось следующей функцией:

$$\sigma_Y = \left(A + B \cdot \varepsilon_p^n \right) \left(1 + \ln \frac{\dot{\varepsilon}_p^n}{\dot{\varepsilon}_0}\right) \left[1 - \left(\frac{T - T_r}{T_m - T_r}\right)^m\right], \quad (1)$$

где ε_p – эффективная пластическая деформация; T_m – температура плавления; T_r – комнатная температура; A – предел текучести неупрочнен-

ного материала; B — коэффициент упрочнения при деформировании; C — коэффициент зависимости упрочнения от скорости деформирования; n, m, ϵ_0 — параметры модели; $\dot{\epsilon}_0$ и $\dot{\epsilon}_p$ — первые производные по времени величин ϵ_0 и ϵ_p .

Основные параметры материалов для используемой модели были взяты из работ [6–7].

- В качестве граничных условий были использованы следующие приближения:
- 1) неподвижный и вдавливающий ролик были приняты недеформируемыми;
- 2) скорость движения вдавливающего роли- $\kappa a 2 \text{ мм/c}.$

Полученные результаты и их обсуждение

В ходе исследования микротвердости биметалла было установлено наличие зоны максимального упрочения в стали, тогда как микротвердость алюминия была постоянна по всему сечению образца (рис. 3).

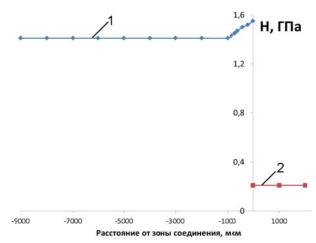
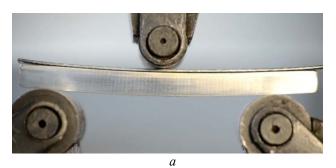


Рис. 3. Распределение микротвердости в композите AД1-Cт3 после сварки взрывом: 1 – микротвердость в стали; 2 – микротвердость в алюминии

Общий вид образца до и после испытания представлен на рис. 4. Изгиб не вызвал возникновения трещин ни в стали, ни в алюминии, однако под вдавливающим роликом наблюдалось выдавливание алюминия, вследствие чего ширина алюминия увеличилась на 2,2 мм.



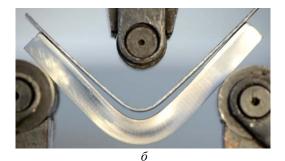


Рис. 4. Испытуемый образец до (a) и после (δ) нагружения

Анализ изменения положения реперных линий позволил определить участок образца, на котором наблюдалась максимальная деформация. Длина данного участка составила около 24 мм, максимальная деформация в стали составила 40 %, а в алюминии 50 %. По данным изменения позиций реперных насечек было найдено положение нейтральной линии, которая располагалась в стали на расстоянии 3 мм от зоны соединения. Семейство экспериментально полученных кривых распределения деформации вдоль образца представлено на рис. 5.

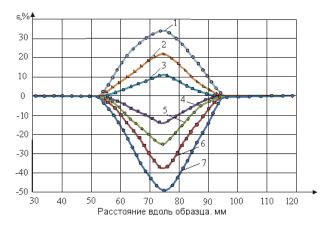


Рис. 5. Распределение деформации в композите АД1-Ст3 после трехосного изгиба: 1, 2-3 и 1 мм от зоны соединения в алюминии; 3-7-1, 4, 5,5, 6 и 9 мм от зоны соединения в стали

Измерения микротвердости позволили определить уровень возникшего в результате деформации упрочения материалов: с ростом деформации средний уровень микротвердости компонентов АД1-Ст3 увеличивался (рис. 6, 7). Так микротвердость стали до деформации составляла 1,45–1,48 ГПа, а алюминия 0,14 ГПа, после деформирования твердость стали поднялась примерно на 30 % до 2–2,3 ГПа, а твердость алюминия в наиболее деформированных участках составила 0,2 ГПа.

Моделирование процессов изгиба двухслойного сталеалюминиевого композита АД1+Ст3 позволило установить характер распределения напряжений в исследуемом биметалле. На рис. 8 представлены полученные расчетным путем значения напряжений Мизеса и кривые распределения пластических деформаций. Как видно, максимальные значения напряжений Мизеса сосредоточены в верхней и нижней частях ста-

ли, где наибольшую величину имеют сжимающие и растягивающие напряжения соответственно, тогда как в алюминии сосредоточены только сжимающие напряжения (рис. 8, a).

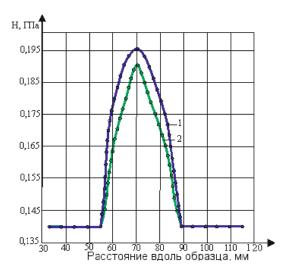


Рис. 6. Распределения микротвердости после деформирования в слое АД1:

1 - 0,1 мм; 2 - 3 мм от зоны соединения АД1 и Ст3

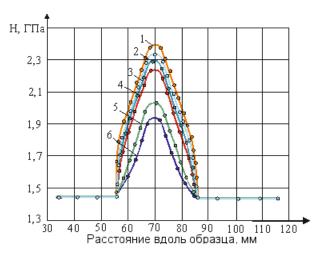


Рис. 7. Распределения микротвердости после деформирования в слое Cт3:

1-6-9; 0,1; 8; 2; 3 и 6 мм от зоны соединения соответственно

Сравнение полученных расчетных (рис. 8, *a*) и экспериментальных (рис. 5) кривых распределения пластической деформации показало незначительные отличия в значениях.

Максимальная величина деформации в экспериментальных значениях 45 % в Ст3 и 38 % в АД1, в то время как в расчетных данных максимальный уровень деформаций – в Ст3 22 %, а в АД1 33 %.

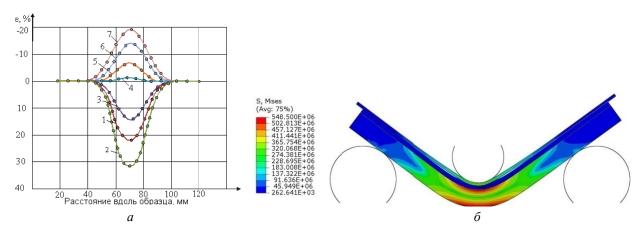


Рис. 8. Полученные методом конечно-элементного моделирования (*a*) кривые распределения пластических деформаций по длине образца:

1, 2-3 и 1 мм от зоны соединения в алюминии; 3-7-1, 4, 5, 5, 6 и 9 мм от зоны соединения в стали и (δ) напряжений Мизеса во время нагружения

Выводы

- 1. Установлено, что при качественном соединении слоев биметалл алюминий-сталь имеет большой запас деформационной способности и при значениях относительного удлинения до 30–40 % не наблюдается возникновения трещин и расслоения биметалла.
- 2. Проведенное моделирование процесса деформирования биметалла алюминий-сталь в программном комплексе SIMULIA/Abaqus показало удовлетворительную сходимость с экспериментальными данными, в то же время требуется уточнение модели, учитывающее особенности поведения слоистого композиционного материала в условиях сложного напряженного-деформированного состояния.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Ушков, С. С.* Создание сварных сталеалюминиевых корпусных конструкций / С. С. Ушков [и др.] // Вопросы материаловедения. -2006. -№ 1. - C. 79-91.

- 2. *Лариков, Л. Н.* Диффузионные процессы в твердой фазе при сварке / Л. Н. Лариков, В. Р. Рябов, В. М. Фальченко. М. : Машиностроение. 1975. Т. 192. С. 1.
- 3. *Гуревич*, Л. М. Исследование влияния режимов сварки взрывом и термической обработки на структуру и свойства биметалла АД1-сталь Ст3 / Л. М. Гуревич [и др.] // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. науч. ст. № 9 (136) / ВолгГТУ. Волгоград, 2014. (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 9).
- 4. *Mousavi, A.* Effects of Operational Parameters and Heat treatments on the Aluminum-Steel Explosively Welded Composite Plates / A. Mousavi, A. A. Dashti, A. Halvaee // Advanced Materials Research. 2011. Vol. 264–265. P. 223–228.
- 5. *Johnson G. R., Cook W. H.* A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures // Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics. 1983. T. 21. C. 541–547.
- 6. *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.
- 7. *Giraud, E.* Constitutive Modelling of AZ31B-O Magnesium Alloy for Cryogenic Machining / Giraud E. [et al] // Procedia CIRP. 2013. T. 8. C. 522–527.

ПОЛИМЕРНЫЕ И ПОРОШКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 678-19:621.777.044.2

Н. А. Адаменко, А. Э. Волкова, Н. Б. Чеботарев

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ФТОРОПЛАСТА-4 ПО ОБЪЕМУ ПРЕССОВКИ ПОСЛЕ ВЗРЫВНОЙ ОБРАБОТКИ В АМПУЛЕ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mvpol@vstu.ru

В работе приведены результаты исследований структуры и теплофизических свойств прессовки из фторопласта-4 при взрывной обработке в стальной цилиндрической ампуле, изменяющихся по высоте прессовки и в зависимости от направления ударного фронта.

Ключевые слова: взрывное прессование, фторопласт-4, структурная неоднородность, теплофизические свойства, уплотнение.

In this article, the comparative research of the structure and thermal properties in compact of PTFE-4 while explosive pressing in a steel cylindrical ampoule, variable the height of pressing and, depending on the direction of the shock front. *Keywords*: explosive pressing, PTFE-4, structural heterogeneity, thermal properties, compaction.

Введение

Постоянно растущее внимание исследователей к полимерным композиционным материалам и их ключевым компонентам - полимерным связующим - обусловливает разработку различных технологических приемов, основанных на применении внешнего энергетического воздействия: пиролиз, радиационная, лазерная и ультразвуковая обработки и др. [1-3] для улучшения основных эксплуатационных характеристик изготавливаемых изделий. Перспективной для фторполимеров и композитов на их основе является взрывная обработка (ВО), которая путем распространения высокоскоростной ударной волны в твердом теле обеспечивает реализацию одновременно высоких давлений (до 10 ГПа) и температур (до 1000 °C), что вызывает различные активационные физические (уплотнение, дробление, деформирование и сварка частиц) и химические (деструктивно-рекомбинационные и механохимические реакции) превращения полимера [4-5]. Реализация повышенного адгезионного взаимодействия между частицами порошка позволяет заметно поднять уровень некоторых практически значимых свойств полимера.

Особый интерес представляет ВО фторполимера скользящим кольцевым ударным фрон-

том (УФ) [6], когда реализуются различные параметры нагружения как по радиусу, так и по высоте прессовки. Структурные изменения — это интегральная характеристика превращений, вызванных ВО, поэтому следует принимать во внимание все факторы, сопровождающие ударное сжатие: давление, микропластические деформации, температуру в фазе сжатия, пластические деформации в волне разгрузки и остаточную температуру.

Материалы и методы исследования

В работе проводили исследования влияния ВО на структурообразование и термомеханические свойства по объему цилиндрической прессовки фторопласта-4 (ГОСТ 10007-80) высотой 80 мм после ВО скользящим кольцевым ударным фронтом (УФ) со скоростью детонации взрывчатого вещества (BB) 1750 м/с и $\tau = 15$ мкс [7]. Реализация общирного диапазона энергосиловых параметров, рассчитанных с помощью компьютерной программы [4], осуществлялась путем варьирования давлением от 0,4 до 0,8 ГПа. Радиус прессовки после ВО монотонно уменьшался от 12 до 9 мм, что можно объяснить повышением степени обжатия материала скользящим ударным фронтом (УФ) от детонатора к основанию ампулы.

[©] Адаменко Н. А., Волкова А. Э., Чеботарев Н. Б., 2015

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

Плотность (р) определяли методом гидростатического взвешивания на аналитических весах Shinko HTR-220CE по ГОСТу 15139–69. Структурные изменения оценивались на сканирующем электронном микроскопе системы FEI Versa 3D DualBeam и на дифрактометре «ДРОН-3.0». Термомеханический анализ (ТМА) проводили на Netzsch 402 F3 Hyperion по стандартной методике путем регистрации деформаций, возникающих при пенетрации индентора в образец под нагрузкой 0,2 H и скорости нагрева 5 град/мин.

Установлено [4, 8], что материалы после ВО в ампуле характеризуются неоднородностью вдоль оси и в зависимости от направления УФ, вырезка образцов для исследований производилась в двух плоскостях с приложением нагрузки при ТМА по схемам, указанным на рис. 1, из верхней, средней и нижней части прессовки.

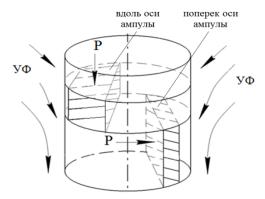
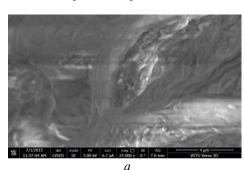
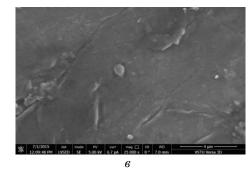


Рис. 1. Схема вырезки образцов Ф-4 из цилиндрической прессовки





Результаты и обсуждение

Проведенные исследования показали, что предельное уплотнение достигается после ВО (плотность прессовок составляет 2,1–2,21 Мг/м³). Причем плотность практически линейно растет от верхней к нижней части прессовки (рис. 2) и увеличивается на 5 %, что связано с преобладанием в механизме уплотнения усиления ударной волны по мере обжатия ампулы в результате низкого сопротивления деформации полимерного материала.

При изучении морфологии (рис. 2) поверхности отслаивания образцов фторопласта-4 (Φ -4) из верхней, средней и нижней части прессовки, выявлено наличие развитой поверхности с чередованием поднятий, впадин и вытянутых в направлении УФ пучков деформированных частиц (рис. 3, a).

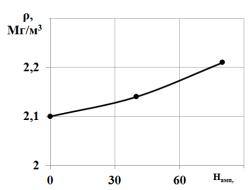
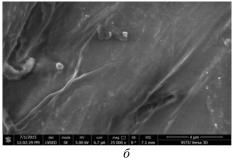


Рис. 2. Распределение плотности Ф-4 по высоте цилиндрической ампулы



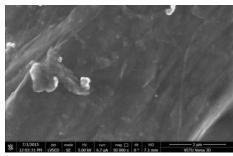
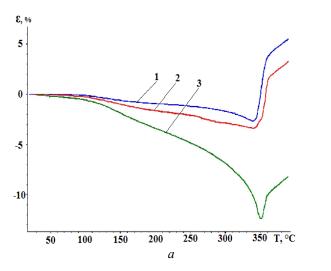


Рис. 3. СЭМ-изображения вырезок из прессовки ПТФЭ после ВО: a – верх; δ – середина; ϵ , ϵ – низ

Просматриваются участки ячеистой оплавленной структуры - поверхность заполнена частицами Ф-4 с характерными размерами около 0,1-0,5 мкм. При этом достигается пониженный уровень межчастичного взаимодействия и, следовательно, более низкие свойства. Одновременно эти участки характеризуются более грубым рельефом, большими выемками и поднятиями из массива покрытия, чем для средней и нижней части (рис. 3, δ , ϵ), и уже в нижней части прессовки образец имеет заметно менее развитую поверхность, состоящую из сплавленных между собой консолидированных частиц подобных слоистым структурам во фторопласте, рыхлые участки не обнаружены. При больших увеличениях (рис. 3, г) наблюдается плотная ориентированная ламеллярная структура, что подтверждает более интенсивную деформацию частиц у основания ампулы. Проведенный энергодисперсионный анализ свидетельствует об отсутствии деструктивных процессов при ВО: элементный состав ПТФЭ практически одинаков во всех частях прессовки и идентичен составу исходного полимера.

Изменения, возникающие в строении Ф-4 при ВО отражаются и на его термомеханических свойствах (рис. 4, таблица). Результаты термомеханического анализа (ТМА) по направлению вдоль оси ампулы коррелируют с полученными выше результатами. Наличие остаточной пористости у образца из верхней части прессовки приводит к пенетрации индентора при нагреве, а ее отсутствие к расширению более плотного образца нижней части прессовки.



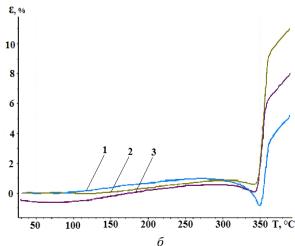


Рис. 4. ТМК Ф-4 после ВО, вырезанные вдоль (a) и поперек (δ) оси ампулы: I – верх; 2 – середина; 3 – низ

Термомеханические свойства	ПТФЭ после ВП и	ТО от толщины образца
----------------------------	-----------------	-----------------------

Вырезка по оси ампулы		Размяг	чение	Относительная деформация ε, %, при температурах, °С			
		t _p , °C	ε, %	250	300	350	390
	верх	342	-2	-1	-1,5	-1,8	5
Вдоль	середина	348	-3	-1,8	-2	-2,1	2,2
	низ	350	-12	-3,5	-5	-12	-9
	верх	352	-1	1	1	-0,9	5
Поперек	середина	349	-0,5	0,8	0,9	2	8
	низ	348	0	0,5	0,8	2	11

Усиление межмолекулярного и межчастичного взаимодействия, растущего по оси прессовки, способствовало повышению температуры плавления Ф-4 с 327 до 340 °C, в отличие от образца № 2, где она почти соответствует температуре плавления исходного полимера на

8 °C. При вырезке Ф-4 как вдоль, так и поперек оси ампулы, на термомеханических кривых (ТМК) появляются участки релаксации, однако наиболее активно процесс протекает при исследовании вырезки из нижней части прессовки вдоль оси ампулы.

Заключение

- 1. Для материала из верхней части ампулы механизм изменений относительной деформации при нагреве основан на переукладке макромолекул в процессе нагревания материала без деформационных процессов, к середине ампулы это результат деформаций, вытягивания, разрыва длинных цепей макромолекул, к основанию ампулы максимально обжатый материал подвержен деструктивным процесса (расслоениям).
- 2. При инициировании взрывчатого вещества направление обжатия материала сменяется с поперечного на продольный с постепенной стабилизацией на высоте 40 мм от начала прессовки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Совместная деструкция политетрафторэтилена и различных электродов в плазме высоковольтного разряда / В. Г. Курявый, В. М. Бузник, Л. Н. Игнатьева, Г. А. Зверев, Т. А. Кайдалова, С. В. Суховерхов // Материалы, технологии, инструменты. -2010.-T.15, № 1.-C.84-88.
- 2. Изменение пористости политетрафторэтилена в процессе радиационного модифицирования выше температуры плавления / С. А. Хатипов, С. П. Кабанов, Е. М. Конова, С. А. Иванов // Высокомолекулярные соединения. Серия А. 2012. Т. 54, № 8. С. 1267–1274.

- 3. Лазерная абляция политетрафторэтилена / П. Н. Гракович, Л. Ф. Иванов, Л. А. Калинин, И. Л. Рябченко, Е. М. Толстопятов, А. М. Красовский // Росийский химический журнал. -2008. Т. 52, № 3. С. 97–105.
- 4. Адаменко, Н. А. Взрывная обработка металлополимерных композиций: монография / Н. А. Адаменко, А. В. Фетисов, А. В. Казуров. Волгоград: РПК «Политехник», 2007. 240 с.
- 5. 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.
- 6. Исследование структурной неоднородности вторичного политетрафторэтилена после взрывной обработки в цилиндрической ампуле / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, В. Н. Арисова, А. Э. Герасимук, М. В. Прохновский // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. науч. ст. № 5 (160) / ВолгГТУ. Волгоград, 2015. (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 11). С. 43–47.
- 7. *Рогозин, В. Д.* Анализ параметров взрывного прессования металлополимерной смеси в цилиндрической ампуле / Д. В. Рогозин, А. В. Казуров, Н. А. Адаменко // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. науч. ст. № 10 (48) / ВолгГТУ. Волгоград, 2008. (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 2). С. 42–44.
- 8. Структурные изменения фторопласта при взрывном прессовании в цилиндрических ампулах / Н. А. Адаменко, Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова, В. Д. Рогозин, А. В. Фетисов // Физика и химия обработки материалов. 2000. № 5. С. 54–57.

УДК 678.743:539.2

А. В. Казуров, Н. А. Адаменко, Д. В. Савин

ВЛИЯНИЕ ВЗРЫВНОГО ПРЕССОВАНИЯ НА ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЙ-ФТОРОПЛАСТОВЫХ КОМПОЗИТОВ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mvpol@vstu.ru

Исследовано влияние способа получения и концентрации наполнителя (до 40 % дисперсного алюминия) на тепловое расширение и теплопроводность антифрикционных алюминий-фторопластовых композитов. Установлено, что взрывная обработка приводит к снижению теплового расширения и повышению теплопроводности исследованных композитов по сравнению со статическим прессованием, что связано с активацией физико-химического взаимодействия в системе полимер—металл.

Ключевые слова: фторопласт-4, порошковый алюминий, взрывное прессование, композит, тепловое расширение, теплопроводность, адгезионное взаимодействие, структура.

The effect of the method of preparation and concentration of filler (up to 40% of particulate aluminum) for thermal expansion and thermal conductivity of aluminum anti-friction PTFE composites. It is established that leads to the blast treatment Decrease of thermal expansion and high thermal conductivity composites studied in comparison with the static compression that is associated with the activation of physicochemical interaction in the polymer-metal.

Keywords: fluoroplastic-4, powdered aluminum, explosive pressing, the composite thermal expansion, thermal conductivity, adhesive interaction structure.

[©] Казуров А. В., Адаменко Н. А., Савин Д. В., 2015

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

Фторопласт-4 (Ф-4, политетрафторэтилен) обладает высокими антифрикционными свойствами и термостойкостью, поэтому находит широкое применение при изготовлении антифрикционных деталей. Однако низкие прочностные свойства Ф-4, его высокая хладотекучесть и низкая износостойкость при высоких давлениях и скоростях трения ограничивают его применение. Введение дисперсных наполнителей до 30-40 % об. повышает износостойкость в 250-1000 раз и прочность при сжатии в 2-4 раза, но из-за слабого адгезионного взаимодействия с увеличением содержания наполнителя снижаются прочность при растяжении, ударная вязкость наполненных фторопластовых материалов, что ограничивает эффективность их применения, а следовательно, и эксплуатационные свойства изделий [1, 2]. В качестве наполнителей Ф-4 широко используют металлы, обладающие хорошей теплопроводностью и активные при создании адгезионных контактов с полимером, что позволяет увеличить отвод тепла от поверхности трения, повысить термостабильность, тем самым улучшить работоспособность антифрикционных деталей [1-3]. Антифрикционные детали для авиационной техники перспективно изготавливать из фторопласта-4, наполненного алюминием, так как с повышением работоспособности их вес практические не увеличивается.

Получение взрывным прессованием полимерных композитов, в том числе и наполненных фторопластов, актуально и перспективно, так как обеспечивает лучшее адгезионное взаимодействие между их компонентами, что приводит к повышению физико-механических свойств [4, 5], а также позволяет получать изделия больших размеров, что труднодостижимо в традиционных технологиях. Так как при трении антифрикционные детали значительно нагреваются, то важными эксплуатационными параметрами, особенно при повышенных температурах, являются теплофизические свойства материалов - тепловое расширение и теплопроводность, которые также являются важными показателями произошедших структурных изменений при взрывной обработке [2].

Целью работы являлось изучение закономерностей влияния взрывной обработки на тепловое расширение и теплопроводность наполненных алюминий-фторопластовых композитов с увеличением наполнения алюминием от 10 до 40 % об.

В работе проводили сравнительные исследования влияния статического (СП) и взрывного прессования (ВП) на термический коэффициент объемного расширения (ТКОР, в) и коэффициент теплопроводности (λ) равноплотных фторопластовых композитов с наполнением от 10 до 40 % алюминием (марка ПА-2) дисперсностью 100-300 мкм. При получении алюминий-фторопластовых композитов СП порошковых смесей осуществляли в прессформах давлением 0,4 ГПа, ВП в цилиндрической стальной оболочке (ампуле) давлением 0,4-0,6 ГПа [4, 5]. Спекание композитов проводили в свободном состоянии при температуре 380 °C с выдержкой 15 мин на один миллиметр толщины образца.

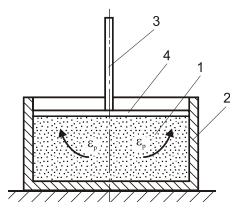


Рис. 1. Схема испытаний при определении термического коэффициента объемного расширения фторопластоалюминиевых композитов: I – образец; 2 – стальная оболочка; 3 – индентор; 4 – стальная прокладка; ε_p – деформация расширения

Исходя из того, что полимеры представляют собой высоковязкие жидкости [3], для них целесообразно определять объемное тепловое расширение [6]. Объемное тепловое расширение алюминий-фторопластовых композитов определялось на установке термомеханического анализа TMA Netzsch 402 F3 Hyperion по простой схеме дилатометрии [7, 8, 9]. Для этого (рис. 1) образец 1 диаметром 9 мм и высотой 3 мм помещался в цилиндрическую оболочку из оксида алюминия (Al₂O₃) с толщиной стенки 0,6 мм (2), в результате его верхняя торцевая поверхность свободно перемещалась при нагреве. Измерение изменений размеров образца при нагреве осуществлялось при перемещении толкателя 3 с помощью прецизионного линейного индуктивного датчика изменения длины с разрешением 0,125 нм. Образец нагревали со скоростью 3 °С/мин в атмосфере азота. Сила, воздействующая на образец, контролировалась

электромагнитным, очень чувствительным, датчиком силы (цифровое разрешение < 0,01 мН), что гарантировало быстрое время отклика. Для исключения внедрения толкателя диаметром 1 мм в образец на верхнюю поверхность образца помещалась прокладка (диск) из Al₂O₃ толщиной 0.6 мм (4). Учитывая, что высота образца (рис. 1) в 2,5 раза больше суммы высот торцевой поверхности ампулы (дна) и прокладки, а также, что термический коэффициент линейного расширения Ф-4 более чем в 10-20 раз выше (в зависимости от температуры), чем у Al₂O₃, то вклад расширения оснастки в определяемое тепловое расширение образца крайне незначителен [2, 9], что повышало точность экспериментов. При этом вводилась незначительная поправка на расширение оснастки. Программное обеспечение «Netzsch Proteus» позволяло выполнять необходимые измерения и оценивать результаты. При анализе термического поведения композита удобнее пользоваться средними значениями ТКОР в интервале температур, где t_1 – const [9], поэтому температура t_1 = 22 °C, а t_2 соответствовала температуре нагрева (от 23 до 415 °C). ТКОР расчитывали по стандартной формуле [9].

Теплопроводность измерялась при комнатной температуре (22 °C) по стандартной методике на установке КИТ-02Ц «Теплофон». Поверхности образцов, соприкасающиеся с электродами, полировали и смазывали термопастой «Титан» для снижения теплового сопротивления.

Оценка влияния взрывной обработки на структурную модификацию алюминий-фторопластовых композитов проводилась путем определения термического расширения при характерных температурах 250, 290, 330, 370, 415 °C.

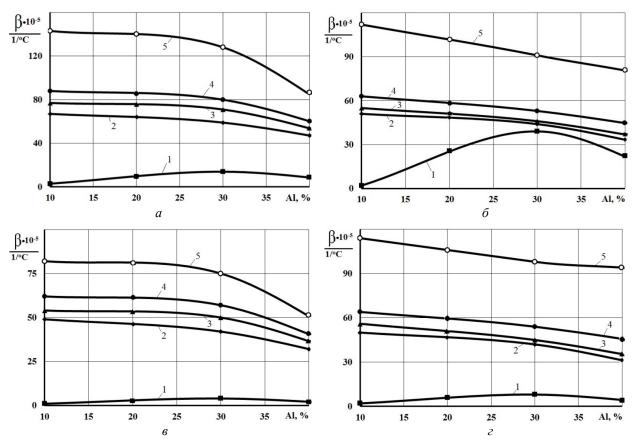


Рис. 2. Зависимость термического коэффициента объемного расширения композитов на основе фторопласта-4 от концентрации алюминия, полученных статическим (a, δ) и взрывным (s, ϵ) прессованием до спекания (a, δ) и после спекания (δ, ϵ) при различных температурах испытания: $1-250~{\rm ^{\circ}C}; 2-290~{\rm ^{\circ}C}; 3-330~{\rm ^{\circ}C}; 4-370~{\rm ^{\circ}C}; 5-415~{\rm ^{\circ}C}$

Установлено, что при низких температурах нагрева (250–290 °C) у композитов с 10 %-ным содержанием алюминия (рис. 2, ϵ) после взрывной обработки ТКОР ниже на 2–18·10⁻⁵ 1/°C,

чем после СП (рис. 2, a), однако с повышением концентрации алюминия до 40 % (рис. 2, a и в) эта разница уменьшается. При этом у кривой 2 (290 °C) ТКОР композитов до спекания при уве-

ИЗВЕСТИЯ ВОЛГГТУ 37

личении концентрации наполнителя изменяется несущественно: после СП – снижается с 67 до 59·10⁻⁵ 1/°C при увеличении концентрации алюминия с 10 до 30 %, но при дальнейшем увеличении концентрации алюминия до 40 % понижается до 48.10^{-5} 1/°C (рис. 2, *a*, кривая 2). У кривой 1 (250 °C) ТКОР композитов до спекания увеличивается в интервале концентраций 10-30 % наполнителя от 2 до $10\cdot10^{-5}$ 1/°C%, но при дальнейшем увеличении концентрации алюминия до 40 % понижается до 5·10⁻⁵ 1/°C (рис. 2, a, кривая I). ТКОР композитов до спекания при температуре 290 °C после ВП равномерно понижается с 49 до 34·10⁻⁵ 1/°C при увеличении содержания алюминия с 10 до 40 % (рис. 2, в, кривая 2), а для температуры 250 °C наблюдается незначительное повышение в интервале концентраций 10-30 % наполнителя от 1 до 4.10^{-5} 1/°C%, но при дальнейшем увеличении концентрации алюминия до 40 % понижается до $0.5 \cdot 10^{-5}$ 1/°C (рис. 2, в, кривая I). Спекание композитов привело к разным результатам для кривой I и 2. Для кривой I (250 °C) спекание привело к повышению ТКОР (рис. 2, б). После СП и спекания ТКОР повышается с 2 до 39·10⁻⁵ 1/°C увеличением концентрации алюминия с 10 до 30 %, а при содержании алюминия 40 % снижается до 0.10^{-5} 1/°C (рис. 2, δ , кривая I). После ВП ТКОР повышается с 2 до 8⁻⁵ 1/°C с увеличением концентрации алюминия с 10 до 30 %, а при содержании алюминия 40 % так же, как и при СП, снижается до $0.5 \cdot 10^{-5}$ $1/^{\circ}$ C (рис. 2, ε , кривая 1). А для кривой 2 (250 °C) спекание привело к снижению ТКОР для композитов, полученных СП, сблизило значения для СП и ВП и изменило характер концентрационных зависимостей. Для композитов, полученных СП, спекание понизило ТКОР на $14-16\cdot10^{-5}$ $1/{}^{\circ}$ С. У композитов после СП и после ВП различия ТКОР составляют 1–2 1/°С. При этом ТКОР композитов после спекания при увеличении концентрации наполнителя уменьшается несущественно: после СП – снижается с 51 до 44·10⁻⁵ 1/°C при увеличении концентрации алюминия с 10 до 30 %, а при дальнейшем увеличении концентрации алюминия до 40 % понижается до $34\cdot10^{-5}$ 1/°С (рис. 2, б, кривая 2). ТКОР композитов после спекания при температуре 290 °C после ВП, такой же как и до спекания.

При высоких температурах нагрева (330–410 °C) композиты после ВП имеют более низкий ТКОР, чем после СП (рис. 2, a, θ). Особенно сильная разница ТКОР наблюдается у композитов с концентрацией алюминия 10 %: на

 $23-61\cdot10^{-5}$ 1/°С. При более высоком содержании алюминия разница ТКОР у композитов после ВП и СП составляет 14-53·10⁻⁵ 1/°С. При этом у композитов, полученных СП (до спекания), на концентрационной зависимости ТКОР наблюдается незначительное снижение ТКОР с 77–143 до 71–128· 10^{-5} $1/^{\circ}$ С при увеличении концентрации алюминия с 10 до 30 %, а затем резкое понижение до $55-85\cdot10^{-5}$ $1/^{\circ}$ C при концентрации алюминия 40 % (рис. 2, a, кривые 3-5). После ВП происходит плавное снижение ТКОР композитов с 54-82 до 38-51·10⁻⁵ 1/°С при увеличении содержания алюминия с 10 до 40% (рис. 2, θ , кривые 3–5). Спекание композитов, полученных СП, приводит к уменьшению ТКОР: на $22-37\cdot10^{-5}$ $1/{}^{\circ}$ C (рис. 2, a и δ , кривые 3-5), в отличие от композитов, полученных ВП, у которых ТКОР остается практически на уровне $32-65\cdot10^{-5}$ $1/{}^{\circ}$ C во всем концентрационном интервале (рис. 2, ε , кривые 3 и 4), за исключением кривой 5 (410 °C), у которой спекание повысило ТКОР: на 23-45·10⁻⁵ 1/°C (рис. 2, в и г, кривая 5). Таким образом, результаты исследований при нагреве до 410 °C показали, что после спекания композитов, полученных ВП и СП, разница ТКОР уменьшается до $2-25\cdot10^{-5}$ 1/°C.

При исследовании теплопроводности установлено, что с увеличением содержания алюминия с 10 до 40 % теплопроводность наиболее сильно повышается у композитов после ВП: с 1,5 до 4 Bт/м·К (рис. 3, кривые 3 и 4), то есть более чем в 2 раза, в отличие от СП, где теплопроводность увеличивается всего в 1,4 раза, с 1,35 до 2,05 Bт/м·К (рис. 3, кривые *I* и *2*). При этом интенсивное увеличение теплопроводности (до 4 Вт/м·К) спрессованных взрывом образцов с 40 %-ным содержанием алюминия обусловлено сочетанием разных механизмов теплопередачи. При 10-20 %-ном наполнении Ф-4 алюминием теплопроводность определяется непрерывной полимерной матрицей (рис. 3), где теплопередача осуществляется за счет колебаний решетки, то есть за счет переброса длинноволновых фононов между макромолекулами [8, 10]. При 20–40 %-ном наполнении алюминием (рис. 3) теплопроводность существенно усиливается за счет включения механизмов теплопроводности для металлов, то есть теплопередача осуществляется за счет движения электронов алюминия [8, 11].

Установлено, что во фторопластовых композитах до спекания при содержании алюминия 10–30 % наблюдается более высокая теплопроводность поперек направления СП (на 0,01–

0,04 Вт/м·К), что связанно с ориентацией полимерных частиц в этом направлении. При более высоких концентрациях алюминия разность теплопроводности, измеренной вдоль и поперек направления прессования, исчезает, что обусловлено уменьшением объемной доли ориен-

тированных полимерных частиц. После ВП характеристики теплопроводности материала, измеренные вдоль оси и по радиусу ампулы, идентичны, так как векторы давления при ВП скользящим ударным фронтом равнозначны [4, 5].

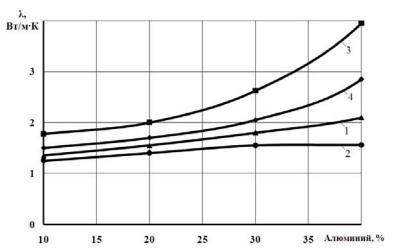


Рис. 3. Зависимость теплопроводности фторопластовых композитов от концентрации алюминия до спекания (1, 3) и после спекания (2, 4): 1, 2 – статическое прессование; 3, 4 – взрывное прессование

Теплопроводность алюминий-фторопластовых композитов после СП и спекания незначительно снижается (на 0,1-0,25 BT/м·K) до λ = 1,25-1,55 BT/м·K и находится на уровне теплопроводности традиционно получаемых фторопластовых композитов [1, 2, 9]. Это связано с разориентацией структуры полимерной матрицы и некоторым снижением адгезионного взаимодействия в композите. Коэффициент теплопроводности композитов после ВП и спекания с увеличением содержания алюминия с 10 до 40 % снижается в 1,1-1,4 раза.

Выявленные особенности изменения теплофизических свойств (ТКОР и теплопроводности) связаны как с количественными смесевыми закономерностями, так и с качественными структурными изменениями в композите, а также возможным влиянием остаточных напряжений, что в совокупности обеспечивает более низкий ТКОР и более высокую теплопроводность у композитов после ВП, чем после СП.

При взрывной обработке алюминий-фторопластовых композитов обеспечивается существенно более высокое адгезионное взаимодействие между полимером и металлом, а при наполнении 30–40 % начинает образовываться непрерывная армирующая металлическая фаза (каркас) [3, 4, 8] за счет сварки алюминиевых частиц, что является результатом быстротеч-

ного действия высоких энергий взрыва [4, 5]. При этом за счет усиления взаимодействия между полимером и металлом при взрывной обработке появляется межфазная зона с иными структурными характеристиками, чем матрица, и усиливаются процессы самоармирования полимера [12]. В результате при передаче тепла композиту упрочняющая фаза выполняет функцию узлов сетки, препятствующих тепловому перемещению макромолекул и их сегментов, что проявляется в снижении термического расширения композитов после ВП. Следует также учитывать снижение степени кристалличности фторопласта при взрывной обработке [4], что также вносит вклад в более низкое термическое расширение (до 2 раз) в композитах после взрывной обработки. При этом за счет перечисленных структурных модификаций в композитах после взрывной обработки увеличивается теплопроводность в результате замыкания отдельных макромолекул через алюминиевую фазу и теплопередача в значительной мере идет по цепям главной валентности полимера, которая обладает значительно меньшим сопротивлением, а не через ван-дер-ваальсовы связи путем переброса фононов между разными макромолекулами, где тепловое сопротивление значительно выше [12]. После СП из-за низкого адгезионного взаимодействия между полимером

и наполнителем макромолекулы совершают свободные тепловые колебания, происходят большие объемные изменения при плавлении кристаллической фазы Ф-4, практически не связанного дополнительным адгезионным взаимодействием с металлом, между макромолекулами сохраняется повышенное тепловое сопротивление, где происходит значительное тепловое рассеивание, в результате тепловое расширение максимально, а теплопроводность минимальна. Следует отметить, что при низких температурах нагрева (до 290 °C) разница в ТКОР композитов, полученных ВП и СП, несущественна, так как тепловое движение макромолекул еще не столь велико и соответственно минимально влияние указанных сдерживающих факторов. Существенные различия в теплофизических свойствах композитов, полученных ВП и СП, обнаруживаются только при плавлении кристаллической фазы Ф-4. Повышение ТКОР с ростом концентрации алюминия может быть связано с релаксацией остаточных напряжений и их вкладом в суммарную термическую деформацию ПКМ.

Также можно предположить, что после ВП увеличившаяся межфазная зона, обладая более теплопроводящими свойствами, высокими вследствие ориентации макромолекул вокруг частиц алюминия [3, 12] увеличивает теплопроводность ПКМ не только в результате смесевых закономерностей, но из-за большей глубины внедрения этих зон в надмолекулярную структуру Ф-4. Следовательно, создаются тепловые зонды, по которым тепловой поток идет из глубины на поверхность с меньшим рассеиванием тепловой энергии. Это подтверждается интенсивным повышением теплопроводности с ростом содержания алюминия в композитах после взрывной обработки, в отличие от статического прессования.

С ростом содержания наполнителя эффективность влияния взрывного прессования на теплофизические свойства композитов усиливается. Так, при 10–20 %-ном содержании алюминия несмотря на более высокое адгезионное взаимодействие между компонентами композита после ВП, в отличие от СП, количество армирующей фазы недостаточно, чтобы существенно влиять на большую часть полимерной матрицы (рис. 2 и 3). В результате основной вклад в теплофизические свойства композита вносит полимер с исходными свойствами, а наполнитель, являясь изолированной фазой, по-

нижает общий уровень физико-механических свойств [4]. При увеличении в композите содержания наполнителя до 30-40 % после ВП значительно проявляется эффект самоармирования полимера в межфазном слое с ростом его объемной доли, а также происходит сварка алюминиевых частиц, что приводит к интенсивному снижению термического расширения, которое по своим значениям приближается к соответствующим статически спрессованным композитам после спекания. Максимальное повышение теплопроводности в композитах после ВП происходит с образованием теплопроводящей металлической фазы. Снижение теплопроводности после спекания может быть связано с нарушением при нагреве адгезионного и межчастичного взаимодействия компонентов композита за счет частичного разрыва связей металл-полимер и слабых «сварных» контактов алюминия, а также за счет протекания процессов аморфизации структуры полимера и окисления алюминия. В отличие от ВП при СП наблюдается лишь механический контакт между алюминиевыми частицами в композите с сохранением в зоне контакта повышенного теплового сопротивления, что приводит к существенно меньшей теплопроводности.

Более высокая деформация при нагреве образцов с 40 %-ным по сравнению с 30 %-ным содержанием алюминия после СП и спекания подтверждает низкую адгезионную прочность полимера с металлическим наполнителем, который играет роль дефектов и способствует разрыхлению композиционной смеси, в отличие от малонаполненной (10 % алюминия), и обладает высокой адгезионной прочностью после ВП. Вероятно, что при спекании статически спрессованных образцов резко изменяется напряженно-деформированное состояние полимера, в результате чего происходит разрыв слабых адгезионных связей полимер-металл и после охлаждения по границам металлических частиц могут образовываться поры.

Близкие деформации образцов после ВП и ВП со спеканием подтверждают участие большего объема полимера в адгезионном взаимодействии и усилении межмолекулярного взаимодействия в межфазном слое, в отличие от СП, где полимер спекается, как в малонаполненных композициях.

Таким образом, установлено, что взрывная обработка способствует усилению адгезионного взаимодействия между полимером и напол-

нителем в ПКМ, в результате упрочняющая фаза выполняет функцию узлов сетки, препятствующих перемещению сегментов макромолекул, что сопровождается снижением коэффициента термического расширения и повышением теплопроводности, а следовательно, повышается эксплуатационная термостабильность антифрикционных металлофторопластовых изделий.

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. Полимерные композиционные материалы: структура, свойства, технология: учеб. пособие / М. Л. Кербер, В. М. Виноградов, Г. С. Головкин [и др.]; под ред. А. А. Берлина. СПб.: Профессия, 2008. 560 с.
- 4. Адаменко, Н. А. Взрывная обработка металлополимерных композиций / Н. А. Адаменко, А. В. Фетисов, А. В. Казуров. Волгоград : РПК «Политехник», 2007. 240 с.
- Адаменко, Н. А. Свойства железофторопластового композита, полученного взрывным прессованием в ампу-

- лах / Н. А. Адаменко, Ю. П. Трыков, А. В. Казуров // Перспективные материалы. 2003. N2 4. С. 83–86.
- 6. Объемное расширение фторсополимеров Ф-4МБ и Ф-26 / Л. И. Трускова, А. И. Логвинов, А. И. Бельшина [и др.] //Пластические массы. 1990. № 3. С. 57–59.
- 7. Адаменко, Н. А. Термомеханические свойства меднофторопластовых композитов / Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, А. Х. Фам //Пластические массы. -2006. -№ 12. -C 13-16
- 8. *Адаменко, Н. А.* Структура и термомеханические свойства наполненных меднофторопластовых композитов после взрывного прессования / Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, Д. А. Никулин // Материаловедение. 2008. № 2. С. 44–50.
- 9. NETZSCH Group Technologyfascinates [Электронный ресурс] Режим доступа: http://www.netzsch-thermalanalysis.com
- 10. Справочник по пластическим массам / под. ред. В. М. Катаева, В. А. Попова, Б. И. Сажина. М. : Химия, 1975. Т. 1. 448 с.
- 11. *Розов, И. А.* Теплопроводность фторопласта-40 и ПЭВД / И. А. Розов, Т. Н. Сарминская // Пластические масы. 1985. № 11. С. 31–32.
- 12. *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.
- 13. *Кулезнев, В. Н.* Химия и физика полимеров / В. Н. Кулезнев, В. А. Шершнев. 2-е изд., перераб. и доп. М. : КолосС, 2007. 367 с.

УДК 678-19:621.777.044.2

Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, М. В. Прохновский

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ВЫСОКОТЕРМОСТОЙКОГО КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ ПТФЭ ПРИ УДАРНО-ВОЛНОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mvpol@vstu.ru

В работе представлены исследования структуры и температурных характеристик композиции политетрафторэтилена с 30 % полиарилата после ударно-волновой обработки в цилиндрической ампуле.

Ключевые слова: политетрафторэтилен, полиарилат, полимерный композиционный материал, ударноволновая обработка, теплофизические свойства.

The paper presents the study of the structure and composition of the temperature characteristics of PTFE with 30 % polyarylate after shock wave treatment in a cylindrical ampoule.

Keywords: polytetrafluoroethylene, polyarylate, polymer composite material, explosive treatment, thermomechanical properties.

Введение

Внедрением новых, более совершенных технологических процессов при получении композиционных материалов на основе политетрафторэтилена могут быть удовлетворены возрастающие требования промышленности к показателям прочности и теплостойкости деталей. Воздействие механической, химической или высокоэнергетической обработки (ударная обработка, радиационное, ультрафиолетовое,

ионизирующее, лазерное, ультразвуковое облучение и др.) способствует усилению адгезионного взаимодействия компонентов, обеспечивая за счет этого повышение эксплуатационных свойств композитов [1–5]. В процессе ударноволновой обработки (УВО) применение взрывчатых веществ (ВВ) путем возбуждения в твердом теле высокоскоростной ударной волны обеспечивает реализацию одновременно высоких давлений (до 10 ГПа) и температур (до 1000 °C),

[©] Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Прохновский М. В., 2015

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 14-03-31315.

что вызывает активацию компонентов порошковой смеси, изменение как физических, так и прочностных характеристик [5–7]. Применение УВО, позволяющей совместить процессы дробления, термодинамической активации и консолидации компонентов порошковой композиционной смеси, особенно актуально при твердофазной технологии получения дисперсных, в том числе полимер-полимерных, композитов на основе политетрафторэтилена [5, 6, 8].

Использование полимер-полимерных систем на основе политетрафторэтилена с полиимидами, ароматическими полиамидами, полиэфирами обеспечивает повышенную работоспособность деталей в условиях высоких нагрузок и температур. Совмещение данных полимеров в составе композитов позволяет создавать материалы малой плотности с повышенной тепло- (до 300 °C), химической и климатической стойкостью, удельной прочностью, антифрикционными свойствами [4, 6].

Данная работа посвящена исследованию влияния условий УВО (давления в ударном фронте) на интенсивность структурных преобразований, отражающихся на теплофизических свойствах композита на основе высокоэластичного, адгезионноинертного ПТФЭ с 30 % жесткоцепного, стеклообразного полиарилата (ПА, полиоксибензоил).

Методика проведения исследований

Объектом исследования являлся композит на основе ПТФЭ, наполненный 30 % об. ПА. Образцы для исследования получали УВО порошковой композиционной смеси в ампуле. При УВО в цилиндрической ампуле происходит схождение ударных волн в центре [6], что приводит к неравномерным условиям нагружения по сечению ампулы. Конвергенция ударных волн вызывает скачкообразный рост давления УВО с 0,6 ГПа в периферии до 1,5 ГПа в центральной части прессовки, что приводит к наиболее интенсивному соударению частиц порошка, их деформации, трению и разогреву. При визуальном осмотре композит в центральной части монолитной цилиндрической прессовки диаметром 14 мм и высотой 120 мм имеет более темный цвет, чем в периферии.

Микроструктуры ПКМ исследовали на оптическом микроскопе «Olympus» BX-61 в отраженном свете. Морфология образцов изуча-

лась на электронном сканирующем микроскопе высокого разрешения Versa 3D.

Термомеханические исследования проводили на термомеханическом анализаторе Hyperion 402 F1/F3 путем измерения глубины пенетрации индентора (диаметром 1,0 мм) в исследуемый образец размером 5х5 мм, высотой 2 мм, с нагрузкой 1 H и скоростью нагрева 5 °С/мин. Нагружение ввиду резкого отличия структуры центра и периферии цилиндрической прессовки исследовались из различных зон прессовки (центр, периферия) путем нагружения вдоль оси ампулы. Относительную деформацию ε определяли как отношение глубины пенетрации к исходной высоте образца.

Термическое поведение композиционных прессовок изучали методом дифференциальнотермического анализа (ДТА) совместно с термогравиметрическим анализом (ТГА) по ГОСТ 21553–76 на установке системы PAULIK-PAULIK-ERDE путем автоматической регистрации разности температур образца (навеска $100~\rm Mr$) и эталона $Al_2O_3~\rm npu$ постоянной скорости нагрева $10~\rm ^{\circ}C/{\rm muh}$.

Результаты исследований и их обсуждение

Исследование микроструктуры прессовок (рис. 1) показало резкое изменение механизма формирования структуры по сечению ампулы. Выделяются две зоны: I – периферийная и II – центральная. В периферии наблюдается интенсивная деформация частиц полимеров, дробление не только стеклообразного ПА, но и высокоэластичного ПТФЭ (рис. 1), что обусловлено его механическим стеклованием при интенсивном ударном воздействии. Аналогичные изменения при плоском нагружении скользящей ударной волной наблюдались лишь при давлении УВО 4,6 ГПа [8]. Более значительные изменения происходят в центральной части прессовки в результате конвергенции ударных волн, что вызывает интенсивную локализованную пластическую деформацию структурных составляющих с их активацией и ориентацией частиц порошков вдоль направления УФ (рис. 1, δ). Как и при УВО металлополимерных композиций [4], происходит образование непрерывной армирующей фазы из стеклообразного ПА, а на электронных микрофотографиях визуализируются возникающие пластинчатые структуры мягкого $\Pi T \Phi \ni$ (рис. 2, *a*) и полосы сдвига в жестком ΠA (рис. 2, δ).

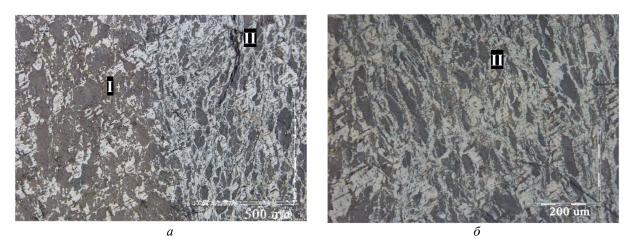


Рис. 1. Микроструктуры ПКМ 70 % ПТФЭ+30 % ПА после УВО давлением: a-P=0,6 ГПа; $\delta-P=1,5$ ГПа; I — периферийная; I — центральная зона; темное — ПТФЭ, светлое — ПА

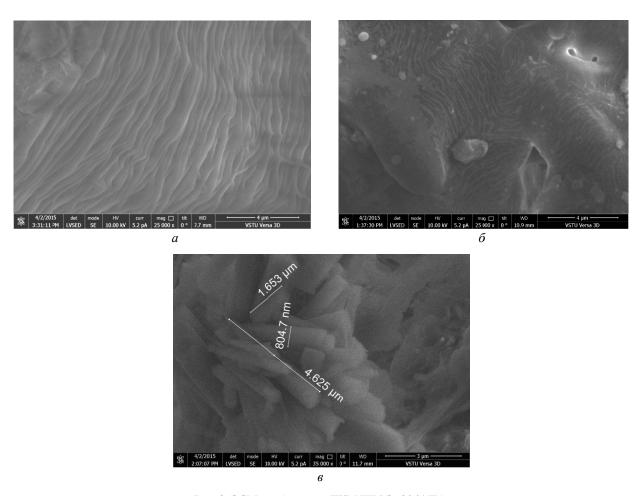


Рис. 2. ЭСМ изображения ПКМ ПТФЭ+30 % ПА

Характерные температуры и деформации ПКМ ПТФЭ+30% ПА после ВО в ампуле

Зона прессовки	Дефо	4 OC	. 00			
	300	330	360	380	t _p , °C	t _т , °C
Периферия	2,8	4,3	5,8	7,7	271	395
Центр	9,8	14,4	17,4	20,6	273	406

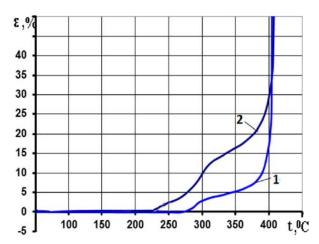


Рис. 3. Термомеханические кривые ПКМ ПТФЭ+30% ПА после УВО давлением: I-P=0.6 ГПа; 2-P=1.5 ГПа

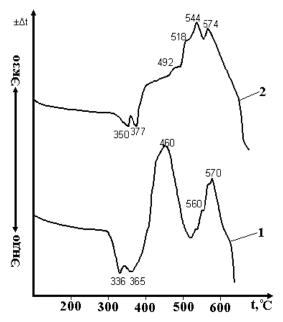


Рис. 4. Дифференциально-термические кривые ПКМ ПТФЭ+30 % ПА после УВО давлением: I-P=0.6 ГПа; 3-P=1.5 ГПа

Произошедшие структурные изменения обусловливают изменения температурных характеристик. По данным ТМА (рис. 3), при температуре выше 300 °С, когда начинается размягчение (t_p), наибольшие деформации наблюдаются в центре ампулы (представлены в таблице), что вызвано образованием метастабильной, ориентированной вдоль оси образца структуры. Размягчение, связанное с переходом полимеров через температуры плавления кристаллической фазы (ПА – 335 °С, ПТФЭ – 327°С), а ПА и в вы-сокоэластическое состояние (320 °С), происходит на 54–64 °С ниже по сравнению с исходными ПТФЭ и ПА, что вызвано умень-

шением термической устойчивости кристаллитов, а возможно, и появлением новых фракций с более низкой молекулярной массой, что подтверждается расщеплением эндопика плавления по результатам ДТА (рис. 4, кривая 2), а также формированием палочковидных структур (рис. 2, в), характерных для низкомолекулярных фракций УПТФЭ [9]. Повышение $t_{\rm T}$ с 376— 378 °C, которая достигалась при УВО скользящей ударной волной [8] до 395 °C у периферийной части с максимумом у материала центральной зоны (406 °C) свидетельствует об усилении при УВО в ампуле межмолекулярного взаимодействия, образовании устойчивых адгезионных связей, в том числе за счет химического взаимодействия полимеров с формированием принципиально новой структуры. Это согласуется с вырождением экзопика при 460 °C (рис. 4) и расщеплением второго экзопика при 570 °C, что подтверждает структурные изменения в центральной зоне прессовки при УВО.

Выводы

- 1. Установлена возможность формирования прессовок с различной структурной упорядоченностью по сечению ампулы путем изменения давления в ударном фронте, влияющей на изменение теплофизических свойств ПКМ на основе ПТФЭ с 30 % ПА.
- 2. Интенсивное ударное воздействие при взрывной обработке в ампуле порошковой смеси ПТФЭ с 30 % ПА с формированием метастабильной ориентированной вдоль направления УФ структуры в центральной зоне прессовки способствует достижению более высоких тепло- и термостойкости ПКМ, что подтверждается повышением температуры ($t_{\rm T}$) вязкого течения на 19–28 °C с отсутствием экзоэффекта при 460 °C.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. *Ермоленко, А. В.* О возможности повышения эксплутационных характеристик материалов за счет предварительной импульсной или ударной обработки / А. В. Ермоленко, М. В. Полоник // Известия РАН. Механика твердого тела. 2007. № 4. С. 183–192.
- 2. Зеленев, Ю. В. Моделирование совместного воздействия электрического поля и ионизирующего излучения на свойства наполненных полимерных композиций / Ю. В. Зеленев, А. А. Коптелов, А. Ю. Шевелев // Пластические массы. 2007. № 7. С. 5–7.
- 3. 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.

- 4. Влияние состава термостойких полимерных композитов на структурные изменения при взрывном прессовании / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. Э. Герасимук, А. А. Гуцев, А. А. Фесенко // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. науч. ст. № 23 (150) / ВолгГТУ. Волгоград, 2014. (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 10). С. 37—40.
- 5. Peculiarities of the structure of copper- and nickel-fluoropolymer composites fabricated by explosive pressing / Л. Н. Игнатьева [и др.] // Journal of Fluorine Chemistry. 2015. Vol. 172. С. 68–73.
- 6. Исследование структурной неоднородности композиций фторопласта-4 с аропластом после взрывного прессования в цилиндрической ампуле / Н. А. Адаменко

- [и др.] // Пластические массы. 2011. № 1. С. 49–52.
- 7. Адаменко, Н. А. Взрывная обработка металлополимерных композиций: монография / Н. А. Адаменко, А. В. Фетисов, А. В. Казуров; ВолгГТУ. Волгоград: РПК «Политехник», 2007. 240 с.
- 8. Структурные изменения при взрывной обработке композиции фторопласта-4 с полиоксибензоилом / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, В. Н. Арисова, С. М. Рыжова // Материаловедение. 2009. № 3. С. 18–24.
- 9. Characteristics of the structure and properties of low-temperature fractions recovered from the powder ultradispersed polytetrafluoroethylene by sublimation / Л. Н. Игнатьева [и др.] // Journal of Fluorine Chemistry. $-2013.-Vol.\ 156.-C.\ 246–252.$

УДК 621.762.4.044

В. Д. Рогозин

АНАЛИЗ ВОЛНОВОГО ПРОЦЕССА УДАРНОГО НАГРУЖЕНИЯ ПОРОШКА

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Составлена программа для компьютерного расчета волновой картины ударного нагружения. Показано, что сжимаемость элементов схемы обусловливает импульсный характер передачи ударного давления в обрабатываемый порошок. Воздействие волны детонации мощных взрывчатых веществ может приводить к значительному превышению давления и скорости прессования порошка по сравнению с расчетным режимом.

Ключевые слова: высокоскоростное прессование, ударная волна, массовая скорость.

A program for a computer calculation of the wave picture of shock-loading was made. It was shown that the compressibility of the scheme elements cause a pulsed character of impact pressure transfer in the processed powder. The impact of the detonation wave of high explosives may lead to a significant excess of pressure and powder pressing velocity compared with the calculated mode.

Keywords: high-speed compression, shock wave, mass velocity.

Расчет параметров нагружения является одной из сложнейших задач в инженерной практике взрывной обработки порошковых и композиционных материалов [1–3]. Обычно для расчета используют простые физические модели, в которых технологические элементы схемы считаются несжимаемыми, что позволяет исключить из рассмотрения ударноволновые процессы в этих элементах и получить достаточно простые соотношения для определения параметров взрывной обработки. Однако взрывные и ударные воздействия порождают в нагружаемой системе интенсивные ударные волны, которые обусловливают импульсный режим силового воздействия на все элементы схемы нагружения. В таких условиях характеристики ударного импульса в обрабатываемом порошке могут существенно отличаться от рассчитанных для «безволнового» режима нагружения. Поэтому представляет интерес расчет параметров взрывного и ударного прессования порошка с учетом сжимаемости всех технологических элементов схемы нагружения.

С этой целью разработана компьютерная программа, позволяющая анализировать картину возникновения и развития системы ударных волн, распространяющихся от поверхности воздействия взрывной или ударной нагрузки в глубину плоской многослойной системы. Принцип расчета волновой картины заключается в построении (x,t)-сетки путем отслеживания перемещений каждого разрыва (волны или границы слоя) и расчета расщепления волн при столкновениях разрывов. В качестве примера на рис. 1 показана схема (x,t)-сетки для простого случая: удар пластины по порошку.

В момент t=0 пластина соударяется с порошком и в точке F возникают две ударные волны: по порошку распространяется ударная волна FM, а в пластину уходит волна FA, которая достигает свободной поверхности в точке A и отражается от нее как волна разгрузки AG. В дальнейшем волны и границы слоев взаимодействуют при столкновениях, порождая новые волны, которые изменяют давления, плотности и массовые скорости в каждом слое системы.

[©] Рогозин В. Д., 2015

Углы наклона к оси t определяются скоростями движения разрывов, линия OABCDE показывает движение свободной поверхности пластины, FGHKL — ударной (нижней) поверхности пластины, FMNPR — ударного фронта в порошке.

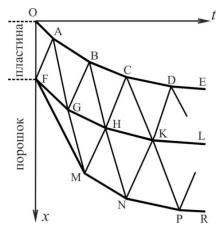


Рис. 1. Схема (x,t)-сетки

В расчетных соотношениях ударные волны рассматриваются как плоские математические разрывы. Расщепление ударных волн описывается интегральными соотношениями, известными из теории методов отражения, торможения и откола [4]. Распространение ударных волн в сплошных материалах рассматривается в акустическом приближении, обычном для инженерных расчетов [5]: скорость ударных волн и волн разгрузки по материалу считается равной скорости звука, а относительные изменения плотности считаются малыми. Для порошковых слоев используется известное уравнение уплотнения М. Ю. Бальшина [6]:

$$P = P_0 \left(\frac{\rho}{\rho_0} \right)^2 \cdot \frac{\rho - \rho_{00}}{\rho_0 - \rho_{00}} ,$$

где ρ_{00} — начальная плотность порошка; ρ_0 — плотность частиц порошка; P_0 — давление предельного уплотнения.

Все расчетные соотношения имеют интегральную форму, что обеспечивает простоту вычислительных процедур и позволяет при необходимости вводить в расчет большое число элементов нагружаемой системы: ударник, заряд ВВ, экраны, прессуемые порошковые слои, разделительные прослойки, демпфер, подложки, основания, которые используются в реальных конструкциях схем взрывной обработки порошковых материалов.

Для начала рассмотрим в соответствии с рис. 1 простую схему, имеющую аналитическое решение [7]. Пусть, как в [7], по порошку

алюминия с начальной плотностью 1200 кг/м^3 произведен удар стальной пластиной толщиной 20 мм со скоростью 600 м/c, и в ударной волне порошок прессуется до плотности монолита. Чтобы максимально упростить волновую картину, заменим в (x,t)-сетке стальную пластину на алюминиевую такой же массы (толщина 57,777 мм).

На рис. 2 для такого варианта показаны рассчитанные по (x,t)-сетке средняя скорость пластины, скорость сжатия (массовая скорость) и давление на поверхности порошка. Сопоставление с аналитическим решением [7] показывает, что средняя скорость пластины и скорость ее ударной поверхности повторяют решение для несжимаемых слоев, отличаясь несущественными мелкими скачками, так что оба способа расчета скоростей можно считать равноценными.

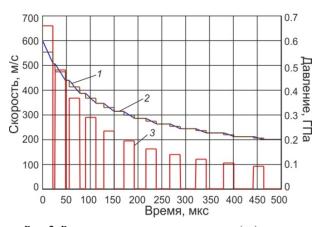


Рис. 2. Расчет параметров нагружения по (x,t)-сетке: I – средняя скорость пластины; 2 – скорость сжатия порошка пластиной; 3 – давление пластины на порошок

Однако волновая природа воздействия давления на порошок сильно проявляется в значительном изменении формы ударного импульса. Как видим, вместо монотонного падения давления с течением времени [7] воздействие давления имеет ярко выраженный импульсный характер, что может иметь существенное значение при обработке материалов, чувствительных к скорости нагружения, например, вязких, полимерных или химически реагирующих порошковых материалов.

Импульсы давления на порошок обусловлены циркуляцией волн разгрузки между ударным фронтом и свободной тыльной поверхностью пластины. В приведенном примере вся эта область состоит из одного материала. В реальности нагружающая пластина и прессуемый порошок обычно имеют неодинаковую акусти-

ческую жесткость, поэтому на границах слоев происходит расщепление проходящих ударных волн, что резко усложняет волновую картину процесса. Как пример на рис. 3 показаны те же зависимости, что на рис. 2, но при стальной нагружающей пластине той же массы (толщина 20 мм). Кривые для скоростей совпадают с предыдущими графиками, а кривая для давления прессования существенно усложнилась. Видно, что ударное прессование порошка сопровождается мощными колебаниями давления, особенно интенсивными на начальной стадии процесса.

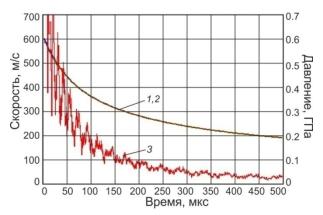


Рис. 3. Расчет параметров нагружения стальной пластиной: 1 – средняя скорость пластины; 2 – скорость сжатия порошка пластиной; 3 – давление пластины на порошок

Еще сложнее волновая картина процесса при взрывном прессовании порошка. Уже на стадии перехода детонационной волны в нагружаемую систему возбуждаются многократные отражения возникающих ударных волн от границ слоев системы.

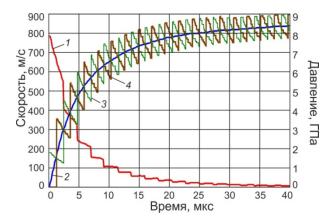


Рис. 4. Метание пластины взрывом: I – давление взрыва на пластине; 2 – средняя скорость пластины; 3 и 4 – скорости движения верхней и нижней плоскости пластины

Для иллюстрации на рис. 4 показана кривая разгона метаемой пластины (сталь толщина 5 мм) взрывом заряда аммонита 6ЖВ (высота 50 мм,

плотность 900 кг/м³, скорость детонации 4100 м/с). Увеличение средней скорости и спад давления взрыва соответствуют известным газодинамическим расчетам [4] без учета сжимаемости пластины. Однако видим, что на фоне монотонного увеличения средней скорости пластина испытывает интенсивные колебания по толщине, что соответствует известным результатам при строгой газодинамической постановке задачи [4].

Расчеты (*x*,*t*)-сетки показывают, что при прессовании порошка интенсивная вибрация пластины служит дополнительным источником ударных волн, что еще более усложняет волновую картину взрывного нагружения. При использовании мощных ВВ скачки массовой скорости при первых выходах ударных волн из пластины в порошок могут создавать локальные пики давления, существенно превышающие расчетное давление прессования.

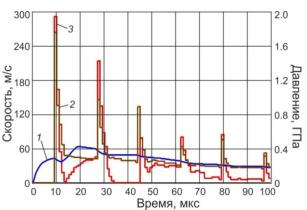


Рис. 5. Расчет параметров нагружения порошка по (*x*,*t*)-сетке: 1 – средняя скорость пластины; 2 – скорость сжатия порошка пластиной; 3 – давление пластины на порошок

Как пример на рис. 5 показаны зависимости от времени для средней скорости пластины, скорости прессования и давления на поверхности порошка. Параметры схемы: заряд ВВ: аммонит 6ЖВ (20 мм, плотность 900 кг/м³, скорость детонации 4100 м/с), пластина — сталь, 50 мм, порошок — абразивная смесь (ρ_{00} = 2000 кг/м³, ρ_0 = 3500 кг/м³, P_0 = 5 ГПа). Для несжимаемой пластины расчетная скорость ~60 м/с и расчетное давление прессования порошка ~70 МПа, а фактически максимальные пиковые значения скорости и давления, определяемые из волновой картины процесса (рис. 5), значительно больше и достигают 260 м/с и 1,9 ГПа соответственно.

Таким образом, анализ волновой картины ударного или взрывного нагружения позволяет

установить детали и особенности процесса прессования порошка с учетом влияния сжимаемости элементов реальных технологических схем.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. *Pruemmer, R. A.* Explosive Compaction of Powders and Composites / R. A. Pruemmer, T. Balacrishna Bhat, K. Siva Kumar, K. Hokamoto // Science publishers, Post Office Box 699, Enfield. New Hapshire 03748, USA. 2006. 194 p.
- 2. *Рогозин, В. Д.* Взрывная обработка порошковых материалов : монография / В. Д. Рогозин // ВолгГТУ. Волгоград, 2002. 136 с.
- 3. Методика расчетной оценки физических условий сжатия при взрывном прессовании порошкового материала на стальном основании / В. О. Харламов, А. В. Крохалев, М. А. Тупицин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Извес-

тия ВолгГТУ : межвуз.сб. научн. ст. № 5 (160) / ВолгГТУ. — Волгоград, 2015. — (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 11). — С. 57—61.

- 4. *Баум, Ф. А.* Физика взрыва: монография / Ф. А. Баум, Л. П. Орленко, К. П. Станюкович, В. П. Челышев, Б. И. Шехтер ; под ред. К. П. Станюковича. М.: Наука. 1975. 704 с.
- 5. *Райнхарт, Дж. С.* Взрывная обработка металлов / Дж. С. Райнхарт, Дж. Пирсон. М. : Мир, 1966. 392 с.
- 6. *Бальшин, М. Ю.* Научные основы порошковой металлургии и металлургии волокна / М. Ю. Бальшин. М. : Металлургия, 1972. 336 с.
- 7. *Рогозин, В. Д.* Расчет параметров нагружения при плоском ударном прессовании порошка / В. Д. Рогозин // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. научн. ст. № 5(160) / ВолгГТУ. Волгоград, 2015. (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 11). С. 50–53.

УДК 621.762.4.04

А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, М. А. Тупицин

ВЛИЯНИЕ НАГРЕВА НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ПОРОШКОВЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КАРБИДА ХРОМА С ТИТАНОМ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: weld@vstu.ru

Приведены результаты расчетных и экспериментальных исследований фазового состава твердых сплавов, полученных взрывным прессованием порошков карбида хрома Cr_3C_2 с титаном, в исходном состоянии и после нагрева до 1200 °C.

Ключевые слова: твердый сплав, взрывное прессование, термодинамическое моделирование, фазовый состав, равновесный состав, карбид хрома, титан.

The results of the theoretical and experimental studies of the phase composition of hard alloys obtained explosive pressing of powders of chromium carbide Cr_3C_2 with titanium in the initial state and after heat treatment to 1200 °C.

Keywords: hard alloy, explosive compaction, thermodynamic modeling, phase composition, equilibrium composition, chromium carbide, titanium.

При взрывном компактировании смесей порошков карбида хрома Cr_3C_2 с титаном формирование консолидированных твердых сплавов на стадии прессования происходит при температуре разогрева порошка в процессе ударноволнового нагружения выше 500...600 °C или $(0.35...0.4)T_{nn}[1]$.

Для анализа процессов, происходящих при ударно-волновом воз-действии на порошковые смеси, большое значение имеет информация о характере межфазного взаимодействия между их компонентами. При использовании новых, малоизученных составов твердых сплавов подобная информация, как правило, отсутствует.

В этих условиях приходится прибегать к проведению компьютерного термодинамического моделирования с последующими прямыми экспериментами.

Как показали термодинамические расчеты, выполненные с помощью программного пакета Thermo-Calc, основанном на численном моделировании равновесия фаз CALPHAD [2, 3], в сплавах карбида хрома с титаном (рис. 1) возможно химическое взаимодействие компонентов, ведущее к образованию карбида титана TiC и обедненных углеродом карбидов хрома Cr_7C_3 и $Cr_{23}C_6$ или чистого Cr в зависимости от исходного содержании титана в смеси порошков.

 $^{{\}Bbb C}$ Крохалев А. В., Харламов В. О., Кузьмин С. В., Лысак В. И., Тупицин М. А., 2015

^{*} Работа выполнена при финансировании гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-4189.2015.8.

Следовательно, воздействие достаточно высокой температуры на такие сплавы должно вызывать изменение фазового состава.

Поскольку каких-либо тройных фаз в системе Cr-C-Ti не образуется, то можно ожидать, что взаимодействие исходных компонентов порошковой смеси при разогреве в ударных волнах или под действием повышенной темпера-

туры при последующих нагревах будет приводить к образованию на поверхности раздела между Cr_3C_2 и Ti чередующихся слоев стабильных фаз TiC и Cr_7C_3 , $Cr_{23}C_6$ или Cr, границы которых будут перемещаться в сторону исходных фаз вплоть до исчезновения (полного или частичного) последних и перехода сплава в равновесное состояние.

THERMO-CALC (2012.01.03:00.23): DATABASE:USER P=1.01325E5, N=1, W(CR)-6.49355*W(C)=0; 2000 IQUID LIQUID+TIC 1800 1600 1400 CR(TI)+TIC TEMPERATURE_CELSIUS CR+CR23C6+TIC 1200 TI(CR)+TIC CR23C6+TIC 1000 CR(TI)+CR2TI+TIC TI(CR)+CR2TI+TIC CR2TI+TIC 600 CR2TI+TIC+TI CR7C+CR3C

Рис. 1. Квазибинарное сечение Cr₃C₂-Ti системы Cr-C-Ti

40

CR(TI)+CR2TI+TIC

MASS PERCENT TI

50

70

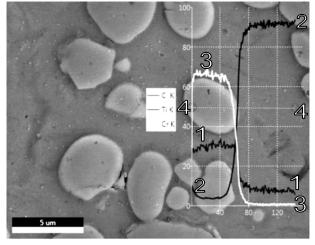
80

Для проверки данной гипотезы микрорентгеноспектральному анализу подвергли материал, полученный путем ударно-волнового сжатия до давления 11 ГПа с одновременным разогревом в ударных волнах до 850 °C порошковой смеси карбида хрома Cr₃C₂ с титановой связкой в количестве 40 % по массе (или 50 % по объему).

10

20

Изучение линейного профиля распределения элементов между фазами твердого сплава, выполненное с использованием энергодисперсионного микрорентгеноспектрального анализатора EDAX Apollo X на фольге, полученной с использованием фокусированного ионного пучка, в двулучевом растровом электронном микроскопе Versa 3D, показало, однако, отсутствие следов химического взаимодействия между компонентами исходной порошковой смеси: титан целиком остался в составе металлической фазы сплава, а хром и углерод — в составе карбидной фазы (рис. 2).



100

Рис. 2. Распределение элементов между фазами в твердом сплаве в исходном состоянии, PЭM, VSTU Versa 3D: 1-1, 2-2 и 3-3 – содержание С, Ті и Ст соответственно, 4-4 – линия сканирования состава

Обнаруженная закономерность может быть объяснена только чрезвычайно малой длитель-

ностью воздействия на материал давления и температуры, которая не позволила процессам диффузии в сколь-нибудь заметной степени привести к изменению фазового состава материала.

Электронно-микроскопическое исследование структуры сплава, полученного взрывом,

показало, что на границе «карбид – связка» при взрывном прессовании формируется двойной слой, хорошо отличимый по контрасту от исходных компонентов твердого сплава (рис. 3) и представляющий собой совокупность граничных фаз промежуточного между титаном и карбидом хрома состава [4, 5].

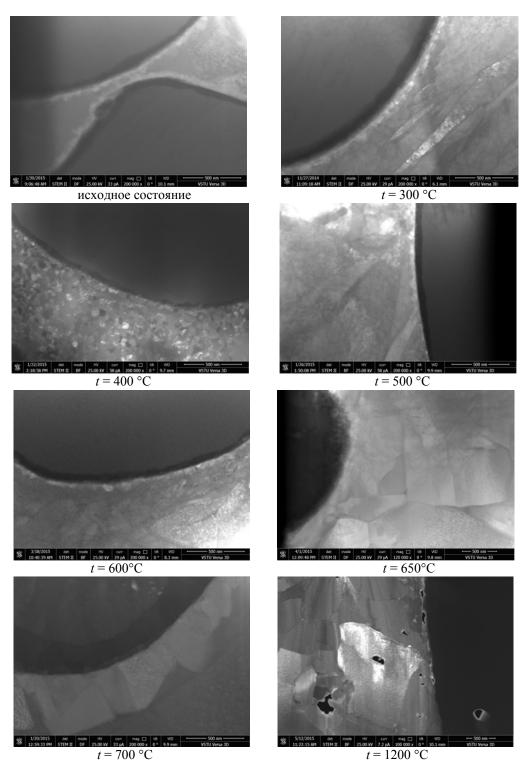


Рис. 3. Микроструктуры твердых сплавов, полученных взрывным прессованием порошков карбида хрома Cr_3C_2 с титаном на различных стадиях межфазного взаимодействия. Фольга, PЭM VSTU Versa 3D

Этот слой сохраняется практически в неизменном виде при последующих нагревах вплоть до температур порядка 600 °C (рис. 3). Единственным превращением, которое удается зафиксировать в данном температурном интервале, является рекристаллизация титана при 400 °C.

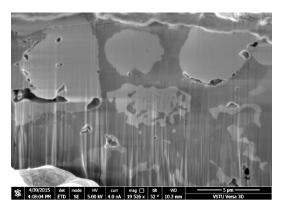


Рис. 4. Микроструктура твердого сплава, сформировавшаяся в результате межфазного взаимодействия. Фольга, PЭМ VSTU Versa 3D

С увеличением температуры нагрева сплава после взрывной обработки до 650 °C внутри

граничного слоя наблюдается появление мелкодисперсных зародышей новых фаз, которые при 700 °C сливаются и образуют два отдельных диффузионных слоя, которые растут в противоположных направлениях. За счет их роста при температуре 1200 °C исходные фазы в сплаве полностью исчезают и он снова становится двухфазным (рис. 4).

Исследование распределения элементов между фазами в сплаве после перехода в равновесное состояние (рис. 5) показало, что этот переход осуществляется в основном за счет диффузии углерода, который перераспределяется между исходными структурными составляющими сплава. Соотношение концентраций элементов в новых фазах позволяет идентифицировать их как карбид хрома Cr₇C₃ и карбид титана TiC. Выявленный фазовый состав не соответствует теоретически предсказанному (рис. 1), что связано, по-видимому, с насыщением сплава при высокотемпературном нагреве в окислительной атмосфере кислородом, который практически полностью оказывается растворенным в карбиде титана.

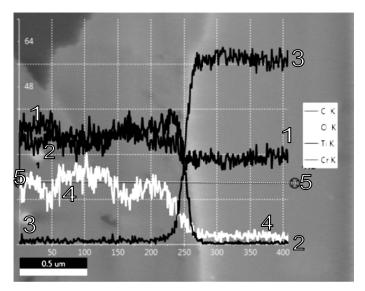


Рис. 5. Распределение элементов между фазами после нагрева до 1200 °C. (Фольга, РЭМ, VSTU Versa 3D): 1-1, 2-2, 3-3 и 4-4 – содержание С, Ті, Сг и кислорода соответственно, 5-5 – линия сканирования состава

Приведенные данные позволяют сделать заключение, что твердые сплавы системы Cr₃C₂-Ті, полученные взрывным прессованием порошков имеют фазовый состав, соответствующий составу исходных компонентов порошковой смеси, и способны сохранять его при последующих кратковременных нагревах до 600 °C.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. *Крохалев, А. В.* Получение порошковых твердых сплавов на основе карбида хрома взрывным прессованием / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Физика и химия обработки материалов. 2014. № 4. С. 46–51.
- 2. Hans Lukas Computational thermodynamics. The Calphad method / Hans Leo Lukas, Suzana G. Fries, Bo Sund-

ИЗВЕСТИЯ ВОЛГГТУ 51

- man. Cambridge: University Press, 2007. 324 p.
- 3. *Raghavan, R.* Analysis of phase formation in multicomponent alloys / R. Raghavan, K.C. Hari Kumar, B.S Murty // Journal of Alloys and Compounds. 2012. Vol. 544. P. 152–158.
- 4. Строение границ в композиционных материалах, полученных с использованием взрывного нагружения / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, А. В. Крохалев, Б. А. Грин-
- берг // Физика металлов и металловедение. 2013. Т. 114, № 11. С. 1026–1031.
- 5. Строение межфазных границ в твердых сплавах системы «карбид хрома титан» / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, П. А. Харламов // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. науч. ст. № 18 (121) / ВолгГТУ. Волгоград, 2013. (Серия «Сварка взрывом и свойства сварных соединений»; вып. 6). С. 62–67.

УДК 621.762.4.04

В. О. Харламов, М. А. Тупицин, А. В. Крохалев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОРОШКОВЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ВЗРЫВНЫМ ПРЕССОВАНИЕМ КАРБИДА ХРОМА С ТИТАНОМ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: weld@vstu.ru

В работе представлены результаты исследований влияния состава исходных порошковых смесей карбида хрома с титаном на механические свойства твердых сплавов системы Cr₃C₂-Ti, полученных взрывным прессованием. Приведены данные о пористости и твердости полученных материалов. Показано, что максимальные механические свойства достигаются при содержании титановой связки равной 30 об. %.

Ключевые слова: твердый сплав, взрывное прессование порошков, пористость, твердость, карбид хрома, титан.

The influence of the composition of the powders mixtures of chromium carbide and titanium on the mechanical properties of the Cr_3C_2 —Ti system hard alloys produced by the explosive compaction are investigated. Data are presented the porosity and hardness of the obtained materials. It is shown that maximum mechanical properties are achieved at content of the titanium binder equal to 30 vol. %.

Keywords: hard alloy, explosive compaction of powders, porosity, chromium carbide, titanium.

Взрывное компактирование является одним из перспективных видов им-пульсного прессования и существенно расширяет возможности технологий по-рошковой металлургии в области создания новых материалов трибологического назначения [1]. Взрывная обработка дает возможность одновременно достигать давлений, достаточных для равномерного уплотнения порошков до практически беспористого состояния, и температур, необходимых для консолидации (сварки) структурных компонентов порошкового материала. Кратковременность воздействия высоких давлений и температур предотвращает возможность вторичного взаимодействия между компонентами сплавов, что позволяет использовать в качестве материаласвязки химически активный при высокой температуре металл титан [2].

Целью данной работы является поиск оптимального состава порошкового твердого сплава системы Cr_3C_2 -Ti, при котором достигается максимальная твердость при минимальной пористости.

В работе использовались смеси порошка чистого карбида хрома Cr_3C_2 КХНП-1 (ТУ 14-

22-28–90) с порошками титана ПТС (ТУ 14-22-57–92). При подготовке опытов исходные порошки подвергались просеву через сито с размером ячейки 70 мкм, а затем смешивались для получения смесей, содержащих 20, 30, 40 и 50 об. % титана. С целью достижения однородности порошковой смеси применяли сухое перемешивание без размольных тел в барабанном смесителе «пьяная бочка». Насыпную плотность порошковых смесей определяли экспериментально путем взвешивания мерной чашки известного объема.

Взрывное прессование осуществляли по схеме с нормально падающей детонационной волной [3]. Исходную порошковую смесь высотой 7 мм, располагали на поверхности монолитной металлической подложки толщиной 10 мм и нагружали путем подрыва накладного заряда взрывчатого вещества (аммонит 6ЖВ) через стальную пластину толщиной 0,75 мм, отделяющую продукты детонации от порошка. Параметры нагружения (максимальное давление сжатия P и температура разогрева порошка T) рассчитывали путем построения (P, u)-диаграмм процесса [4, 5]. В процессе взрывного

[©] Харламов В. О., Тупицин М. А., Крохалев А. В., Кузьмин С. В., Лысак В. И., 2015

^{*}Работа выполнена при финансировании гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-4189.2015.8.

прессования разогрев T порошковой смеси в ударных волнах изменялся в диапазоне 580...1030 °C, максимальное давление сжатия P в пределах 11...16 ГПа, что гарантировало получение монолитного твердого сплава на стадии прессования [2].

Измерение твердости получаемых порошковых материалов проводили по Виккерсу HV. Значение остаточной пористости определяли с

помощью оптического микроскопа на нетравленных шлифах линейным методом Розиваля [6] с помощью оптического микроскопа Carl Zeiss Axiovert.

В результате проведенных опытов, данные которых представлены в таблице, было установлено, что наименьшей пористостью обладают сплавы, содержащие 40 и 50 об.% связки.

Свойства твердых сплавов системы Сг₃С₂-Ті в зависимости от содержания связки

Содержание связки		Условия с	жатия	Свойства материала		
Об.%	Macc.%	Максимальное давление, P , $\Gamma\Pi a$	Температура разогрева, Т, °С	Остаточная пористость, П, %	Твердость, HV	
	11,9	584	12	680		
20	20	14,0	648	9	730	
20	14	15,1	685	8	790	
		15,8	711	8	800	
		11,9	658	6	1030	
20	30 22	13,9	729	5	1120	
30		14,9	771	5	1120	
		15,7	799	4	1150	
	40 31	11,7	753	4	730	
40		13,6	833	3	740	
40		14,7	880	3	740	
		15,6	912	4	750	
	50 40	11,4	851	3	650	
50		13,3	940	3	630	
30	40	14,3	993	3	640	
		15,2	1029	3	650	

Однако твердость этих сплавов невысока вследствие малого содержания карбидной фазы и практически не изменяется при увеличении интенсивности нагружения, что свидетельствует о достижении предельного уплотнения.

Сплав, содержащий 30 об.%, обладает твердостью, значительно превышающей твердость остальных сплавов. При этом ее значение увеличивается с возрастанием интенсивности взрывного нагружения при незначительном уменьшении пористости.

Сплавы, содержащие 20 об.% связки, обладают наибольшей пористостью, практически в два раза превышающей пористость остальных сплавов, и твердостью, меньшей, чем у сплавов, содержащих 30 об% связки, что связано с ухудшением уплотняемости смеси из-за слишком малого содержания связки.

Таким образом, показано, что при взрывном компактировании смесей порошков карбида

хрома Cr_3C_2 с титановой связкой на стадии прессования при температуре разогрева порошка в процессе ударно-волнового нагружения в диапазоне 650...800 °С и максимальном давлении 11,9...15,7 ГПа формируются консолидированные твердые сплавы, достигающие значений твердости до 1150 HV, при минимально возможной остаточной пористости 3 %. Приведенные данные позволяют сделать вывод, что, оптимальным соотношением твердость-пористость обладают сплавы, содержащие 30 об.% связки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Триботехнические свойства порошковых твердых сплавов карбида хрома с титаном, полученных взрывным прессованием / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Изв. вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2012. № 3. С. 67–72.
 - 2. Получение порошковых твердых сплавов на основе

карбида хрома взрывным прессованием / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Физика и химия обработки материалов. – 2014. – № 4. – С. 46–51.

- 3. *Рогозин, В. Д.* Взрывная обработка порошковых материалов / В. Д. Рогозин ; ВолгГТУ. Волгоград : РПК «Политехник», 2002. 136 с.
- 4. Компьютерный расчет физических условий сжатия при взрывном прессовании порошков на металлических подложках / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, О. А. Авдеюк, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. науч. ст. № 8 (111) / ВолгГТУ. Волгоград, 2013. (Серия «Актуальные проблемы управления, вы-

числительной техники и информатики в технических системах»; вып. 16). – С. 22–24.

- 5. Компьютерное моделирование температурного поля карбидных частиц при ударно-волновом прессовании твердых сплавов / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, О. А. Авдеюк, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, К. В. Бурданов // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. науч. ст. № 8 (111) / ВолгГТУ. Волгоград, 2013. (Серия «Актуальные проблемы управления, вычислительной техники и информатики в технических системах»; вып. 16). С. 26—31.
- 6. *Салтыков, С. А.* Стереометрическая металлография / С. А. Салтыков. М.: Металлургия, 1976. 272 с.

УДК 621.762.4.04

А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, М. А. Тупицин

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ «КАРБИД ХРОМА – ТИТАН» НА ИХ ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: weld@vstu.ru

Рассмотрены триботехнические характеристики твердых сплавов системы Cr₃C₂-Ti, полученных путем взрывного прессования смесей порошков карбида хрома с 20, 30, 40 и 50 об. % титановой связки.

Ключевые слова: карбид хрома, титан, твердые сплавы, взрывное прессование порошков, трибологические исследования, антифрикционные материалы, трение, износ.

Tribotechnical characteristics of the Ti–Cr₃C₂ system hard alloys produced by the explosive compaction of powders containing 20, 30, 40, and 50 vol % of the titanium binder are investigated.

Keywords: chromium carbide, titanium, hard alloy, explosive compaction of powders, tribological engineering, antifriction material, friction, wear.

Прогресс ряда областей техники определяется успехами в создании новых материалов для использования в узлах трения, которые способны успешно работать в тяжелых условиях, таких как повышенные или пониженные температуры, высокие скорости скольжения и удельные нагрузки, агрессивные среды, вакуум, сильная радиация и т. п. Весьма перспективным направлением научных исследований в этой связи является разработка новых твердых сплавов триботехнического назначения и новых методов их получения.

Так для изготовления деталей подшипников скольжения, работающих в паре с силицированным графитом в условиях смазки водой, в настоящее время используют сплавы карбида хрома Cr_3C_2 с никелем или нихромом, получаемые путем прессования и спекания. Замена традиционного никеля на титан и использование взрывного нагружения [1] позволяет отказаться от спекания и совместить процесс получения твердого сплава с его нанесением в виде покрытия на рабочие поверхности заготовок деталей узлов трения.

Целью настоящей работы явилось изучение триботехнических свойств подобных материалов, выявление факторов, определяющих особенности их трения по силицированному графиту, и выработка рекомендаций по оптимизации их состава, обеспечивающих достижение наиболее благоприятных условий трения и минимального износа.

Испытаниям на трение и износ были подвергнуты сплавы, содержащие 14, 22, 31 и 40 % титановой связки, что соответствовало ее объемному содержанию 20, 30, 40 и 50 %. Использованные для получения сплавов режимы нагружения обеспечивали их максимальную твердость HV и плотность, близкую к плотности монолитного материала [1–3]. Испытания проводились на машине трения МИ-1М по схеме «штифт – кольцо» с врезанием по известной методике [4].

Кривые зависимости коэффициента трения k исследованных материалов по силицированному графиту в среде дистиллята от удельной нагрузки $P_{\rm уд}$ приведены на рис. 1. Как видно из рисунка, на кривых хорошо прослеживаются все переходы от одного режима трения к друго-

[©] Крохалев А. В., Харламов В. О., Кузьмин С. В., Лысак В. И., Тупицин М. А., 2015

^{*} Работа выполнена при поддержке РФФИ в рамках проекта №13 - 08 - 12028 офи м.

гому, характерные для диаграмм Герси – Штрибека [5–8]: с увеличением нагрузки коэффициент трения сначала уменьшается (режимы гидродинамической и упругогидродинамической смазки), затем начинает возрастать и быстро приходит в насыщение (режимы смешанной и

граничной смазки). При дальнейшем увеличении нагрузки коэффициент трения снова достаточно резко возрастает и вновь выходит на насыщение, но при большем, чем в предыдущем случае, уровне значений (трение в режиме схватывания).

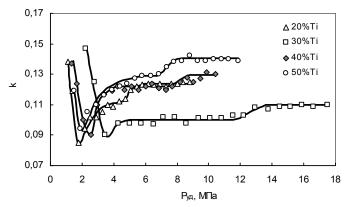
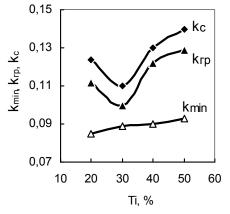


Рис. 1. Зависимость коэффициента трения карбидохромовых твердых сплавов с титановой связкой от удельной нагрузки

По изломам на кривых зависимости коэффициента трения исследованных материалов от удельной нагрузки могут быть определены основные характеристики их антифрикционных свойств, такие, как предельные нагрузки устойчивого, преимущественно жидкостного трения $P_{\rm ж}$, граничного трения и перехода к схватыванию $P_{\rm c}$, а также значения минимального коэффициента преимущественно жидкостного трения $k_{\rm min}$, коэффициентов трения при граничной сказке $k_{\rm rp}$ и при трении в режиме схватывания $k_{\rm c}$.

Влияние содержания титановой связки на пе-

речисленные характеристики показано на рис. 2. Как видно из этого рисунка, минимальный коэффициент трения практически не зависит от содержания связки в материале. Коэффициенты трения при граничной сказке и в режиме схватывания с увеличением содержания титана до 30 % по объему уменьшаются, а затем возрастают. В противоположность этому, с увеличением содержания связки до 30 % предельная нагрузка устойчивого преимущественно жидкостного трения и предельная нагрузка перехода к схватыванию возрастают, а затем уменьшаются.



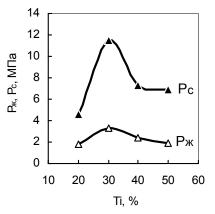


Рис. 2. Основные антифрикционные характеристики карбидохромовых твердых сплавов с титановой связкой

Зависимость износа образца $\Delta V_{\rm m}$ и контртела $\Delta V_{\rm K}$ от содержания титановой связки в исходной смеси порошков, используемой для получения твердых сплавов, приведена на рис. 3.

Как следует из рисунка, минимальный суммарный износ пары трения имеет место при содержании связки, равном 30 %. Кроме материала этого состава интерес представляет твердый ИЗВЕСТИЯ ВОЛГГТУ 55

сплав, содержащий 50 % титана. При несколько большем, чем для сплава с 30 % связки, износе материала образца суммарный износ пары тре-

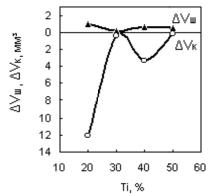
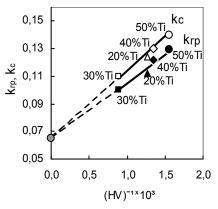


Рис. 3. Износ в паре трения «сплав на основе карбида хрома – силицированный графит»

ния в этом случае оказывается практически таким же, как и для сплава с оптимальным его содержанием.

Для объяснения выявленного характера влияния содержания связки на антифрикционные свойства и износостойкость исследуемых твердых сплавов была предпринята попытка обнаружить однозначную зависимость между этими свойствами и характеристиками их структуры и твердости.

При этом оказалось, что коэффициенты трения при граничной смазке и при схватывании обратно пропорциональны твердости, а предельные нагрузки жидкостного трения и схватывания — отношению удельного объема карбидной фазы в структуре сплава к его твердости (рис. 4).



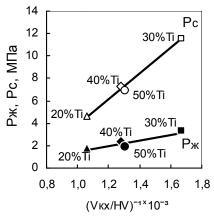


Рис. 4. Связь антифрикционных характеристик сплавов с твердостью и относительным удельным объемом карбидной фазы

Обнаруженные зависимости находятся в полном соответствии с имеющимися теоретическими представлениями триботехники, согласно которым площадь фактического контакта при одной и той же нагрузке обратно пропорциональна твердости наименее твердого из трущихся материалов, в данном случае карбидохромового сплава, в поверхность которого будут внедряться выступы карбида кремния, входящего в состав силицированного графита. Поэтому уменьшение твердости ведет к увеличению площади контакта, молекулярной составляющей силы трения и росту коэффициента трения скольжения в соответствии с зависимостью:

$$f = a \frac{S_{\phi}}{p} + b,$$

где a — средняя интенсивность молекулярной составляющей силы трения (прочность контактов на срез); S_{ϕ} — фактическая площадь контак-

та; p — нагрузка; b — коэффициент, характеризующий механическую составляющую силы трения, зависящий от формы внедряющихся неровностей более твердого материала.

Экстраполяция прямых зависимости коэффициентов трения при граничной смазке и в режиме схватывания от параметра $(HV)^{-1}$ до его нулевого значения позволяет определить механическую составляющую коэффициента трения в паре «твердый сплав – силицированный графит»: b = 0.065.

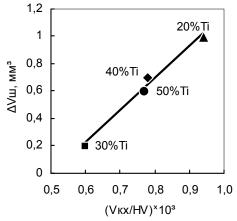
При рассмотрении условий смены режимов трения в рассматриваемой паре следует принять во внимание тот факт, что, с одной стороны, при одинаковой нагрузке величина, обратная твердости материала, пропорциональна площади фактического контакта трущихся поверхностей. С другой стороны, удельный объем карбидной фазы — это средняя площадь карбидной фазы, приходящейся на единицу пло-

щади плоскости, случайным образом пересекающей структуру твердого сплава. Следовательно, произведение удельного объема карбидной фазы на величину, обратную твердости материала, представляет собой параметр, пропорциональный площади фактического контакта по карбидной фазе при одинаковой для всех сплавов общей нагрузке на контакт.

Изменение предельной нагрузки жидкостного трения и предельной нагрузки схватывания с изменением этого параметра объясняется

тем, что карбидная фаза имеет большее сопротивление деформированию, чем металлическая матрица и меньшую теплопроводность. Поэтому увеличение площади контактирования по ней будет приводить к ужесточению условий трения.

Отношение объема карбидной фазы в структуре сплавов к их твердости оказалось также тем фактором, который определяет величину износа образцов из твердого сплава при трении по силицированному графиту (рис. 5).



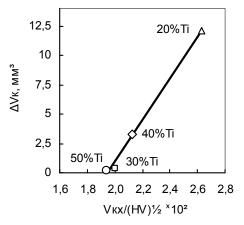
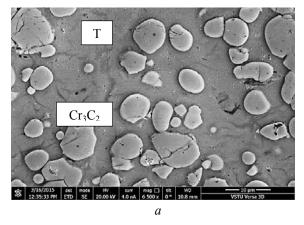


Рис. 5. Связь износа в паре трения «твердый сплав – силицированный графит» с твердостью и относительным удельным объемом карбидной фазы в структуре сплава

Это вполне закономерно, так как чем больше площадь фактического контакта по карбидной фазе, тем чаще этот контакт осуществляется по участкам структуры, которые трудно деформируются пластически и легко растрескиваются, являясь, таким образом, тем слабым звеном, которое инициирует процесс поверхностного разрушения твердого сплава как целого и увеличивает общий износ образца (рис. 6).

Несмотря на более сложный характер зависимости износа контртела из силицированного

графита от состава сплавов (см. рис. 3) в данном случае также можно найти однозначную прямолинейную зависимость между экспериментальными данными по износу и характеристикам структуры и прочностных свойств исследуемых образцов. Как оказалось, износ кольца из силицированного графита прямо пропорционален отношению удельного объема карбидной фазы в структуре твердого сплава к корню квадратному от величины его твердости (рис. 5).



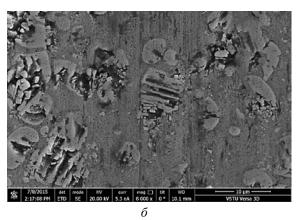


Рис. 6. Исходная структура (a) и вид поверхности трения (δ) твердых сплавов $Cr_3C_2 + 50 \%$ Ti: PЭM, Versa 3D

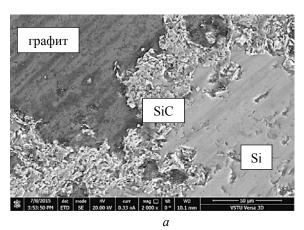
Поскольку величина твердости материала обратно пропорциональна фактической площади контакта, то корень из величины твердости будет также обратно пропорционален некоторому среднему суммарному линейному размеру этой площади, то есть тому пути, который в среднем проходит каждая точка поверхности кольца по площади фактического контакта.

Доля этого пути, приходящаяся на карбидную фазу, пропорциональна объемному содержанию ее в структуре сплава. Следовательно, отношение удельного объема карбидной фазы к корню квадратному из величины твердости сплава пропорционально общему пути, прохо-

карбидной фазе.
Таким образом, износ кольца силицирован-

димому каждой точкой поверхности кольца по

Таким образом, износ кольца силицированного графита оказывается прямо пропорциональным пути, проходимому при трении каждой точкой его поверхности по карбидной фазе, контактирующей с кольцом твердого сплава. Данный факт может быть объяснен тем, что твердость карбида хрома соизмерима с твердостью карбида кремния и именно при взаимодействии с ним происходит разрушение и выкрашивание SiC (рис. 7), что, по-видимому, и определяет скорость износа материала контртела как целого.



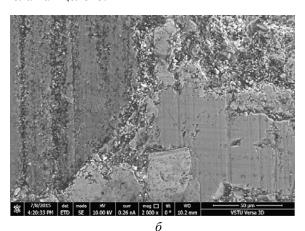


Рис. 7. Исходная структура (a) и вид поверхности трения (δ) силицированного графита: РЭМ, Versa 3D

Обобщая все изложенное, можно сделать вывод, что для достижения наиболее высоких антифрикционных характеристик и минимального износа в паре трения «твердый сплав — силицированный графит» необходимо обеспечить получение как можно большей твердости сплава при как можно меньшем удельном объеме карбидной фазы в его структуре. Для порошковых твердых сплавов системы « Cr_3C_2 -Ti» в наиболее полной мере этим требованиям удовлетворяют материалы, содержащие 30 или 50 % (по объему) металлической связки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Получение порошковых твердых сплавов на основе карбида хрома взрывным прессованием / А. В. Крохалев,
 О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Физика и химия обработки материалов. – 2014. – № 4. – С. 46–51.
- 2. Компьютерный расчет параметров сжатия при нанесении порошковых покрытий взрывом / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. науч. ст. № 4 / ВолгГТУ. Волгоград, 2010. (Серия «Актуальные проблемы управления, вычислительной техники и информатики в технических системах»; вып. 5). С. 110–116.

- 3. Features for formation of solid alloys of chromium carbide and titanium powder mixtures by explosion energy / A. V. Krokhalev, V. O. Kharlamov, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. $-2013.-T.54.-N_0.6.-C.522-526.$
- 4. Исследования триботехнических свойств материалов для подшипников скольжения / А. В. Крохалев, О. А. Авдеюк, К. В. Приходьков, А. Н. Савкин // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. -2013.-T.79.-№ 9.-C.68–70.
- 5. Оптимизация составов порошковых твердых сплавов, используемых в подшипниках скольжения, смазываемых водой / А. В. Крохалев, О. А. Авдеюк, К. В. Приходьков, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Вестник машиностроения. 2013. № 5. C. 42-45.
- 6. Optimization of hard powder alloys used in slip bearings / A. V. Krokhalev, O. A. Avdeyuk, K. V. Prikhod'kov, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak // Russian Engineering Research. $2013.-T.33.- \ensuremath{\mathbb{N}}\xspace 8.-C.448–450.$
- 7. Триботехнические свойства порошковых твердых сплавов карбида хрома с титаном, полученных взрывным прессованием / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2012. No 3. C. 67a—72.
- 8. Tribotechnical properties of powder hard alloys of chromium carbide with titanium fabricated by explosive pressing / A. V. Krokhalev, V. O. Kharlamov, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. 2014. T. 55. \mbox{N}_{2} 2. C. 212–217.

ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

УДК 539.319 - 539.377

В. П. Багмутов 1 , И. Н. Захаров 1 , А. Ю. Иванников 2 , Д. С. Денисевич 1

ОСОБЕННОСТИ РЕШЕНИЯ ТЕРМОУПРУГОПЛАСТИЧЕСКОЙ КОНТАКТНОЙ ЗАДАЧИ ПРИМЕНИТЕЛЬНО К ЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ СТАЛЬНОЙ ДЕТАЛИ*

¹ Волгоградский государственный технический университет ² Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, Москва

e-mail: sopromat@vstu.ru

Рассматривается итерационная численная процедура отыскания неизвестной поверхности контакта в зоне термосилового взаимодействия жесткого эллипсоидного штампа (моделирующего твердосплавный электрод-инструмент) и неоднородного полупространства (соответствующего стальной детали с упрочняемым в ходе электромеханической обработки поверхностным слоем). Формируются смешанные граничные условия для связанной задачи термоупругопластичности, рассматриваемой авторами. Дается обоснование целесообразности учета упругопластических деформаций, неоднородности структуры упрочненного поверхностного слоя детали и действительной конфигурации поверхности контакта и действующих напряжений.

Ключевые слова: контактная задача, связанная задача, неоднородное тело, термоупругопластичность, динамическое воздействие, электромеханическая обработка.

An iterative numerical procedure for finding an unknown contact surface in the area of ellipsoidal rigid stamp (carbide electrode modeling tool) and inhomogeneous half-space (corresponding to the reinforcing steel part during the surface electromechanical-mechanical treatment) thermo-force interaction was considered. Mixed boundary conditions for the authors coupled thermo-elasto-plasticity problem were considered. Rationality of the taking account elasto-plastic deformations, surface layer structural inhomogeneities of the hardened part and the actual configuration of the contact surface and the existing stresses was explained.

Keywords: contact problem, coupled problem, inhomogeneous body, thermo-elasto-plastic, dynamic impact, electromechanical treatment.

Введение

Использование для обработки современных материалов интенсивных температурных, силовых или термомеханических контактных воздействий (например, при поверхностном упрочнении металлических деталей пластическим деформированием (ППД), ультразвуковой обработкой (БУФО), электромеханической обработкой (ЭМО) и т. д.) приводит к необходимости решения специфических контактных задач механики в условиях изменяющихся тепловых полей и структурных состояний обрабатываемого тела.

В таких задачах условия контакта (в независимости от выбора модели среды) носят существенно нелинейный характер, так как во все соотношения входит неизвестная деформированная

поверхность, а линия раздела граничных условий зависит от искомых функций [1]. При этом для отыскания области контакта, изменяющейся в каждый момент времени вследствие деформаций взаимодействующих поверхностей, движения инструмента относительно детали, а также термоструктурных трансформаций, существующие аналитические подходы, как правило, неприменимы и требуется разработка специфических численных процедур [2, 3].

В работе рассматривается методика численного (на основе метода конечных разностей (МКР)) определения условий контакта инструмента с деталью в ходе электромеханической обработки в рамках связанной задачи механики неоднородного металлического тела с трансформирующейся структурой [4].

[©] Багмутов В. П., Захаров И. Н., Иванников А. Ю., Денисевич Д. С., 2015

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках проектов № 14-08-00837 а, № 14-01-97028 р_поволжье_а, а также в рамках базовой части государственного задания Минобрнауки России № 2014/16.

ИЗВЕСТИЯ ВОЛГГТУ 59

Методика решения

Рассмотрим итерационную процедуру численного формирования граничных условий применительно к технологической задаче механики поверхностного упрочнения ЭМО стальной детали [4].

В случае, если одно из контактирующих тел (для ЭМО – твердосплавный инструмент) считать абсолютно жестким, алгоритм формирования граничных условий может быть построен следующим образом (рис. 1).

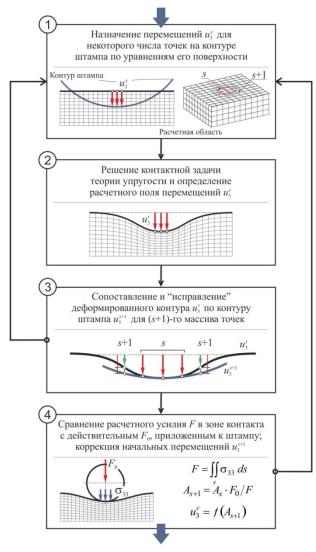


Рис. 1. Блок-схема алгоритма определения области контакта штампа произвольной формы с полупространством

1. В первом приближении (блок I на рис. 1) назначаются перемещения $u_3^s(x,y)$ в одном или нескольких узлах разностной сетки (область s на рис. 1), ближайших к точке касания (к центру пятна контакта).

Величину $u_3^s = u_3^c$ в центральной точке на этом этапе можно определить приближенно, например, из решения задачи о равномерной по площади круга (радиусом a) нагрузке p на границе полупространства (E, μ – модуль Юнга и коэффициент Пуассона; обозначения соответствуют [4]):

$$u_3^c = 2ap(1-\mu^2)/E$$
. (1)

Для остальных узлов из данного массива перемещения u_3^s определяются исходя из аналитических соотношений, описывающих геометрию внешней поверхности жесткого штампа. При исследовании процессов поверхностной обработки материалов (ППД, БУФО, ЭМО и т. д.) рабочий профиль инструмента в ряде случаев может быть описан уравнением эллипсоида (с размерами полуосей a_0 , b_0 , c_0 и центром в точке (x_0, y_0, z_0) , рис. 2):

$$(x - x_0)^2 / a_0^2 + (y - y_0)^2 / b_0^2 + + (z - z_0)^2 / c_0^2 = 1.$$
 (2)

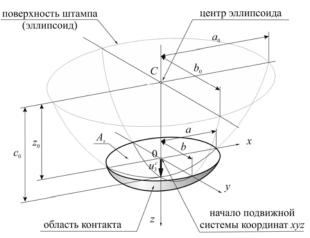


Рис. 2. Схема зоны контакта жесткого штампа в форме эллипсоида с плоской поверхностью

Таким образом, для определения вертикальных (вдоль оси 0z, см. рис. 2) перемещений точек, находящихся в контакте с поверхностью жесткого штампа, можно воспользоваться выражением вида:

$$u_3^s(x,y) = c_0 \sqrt{1 - (x/a_0)^2 - (y/b_0)^2} + z_0$$
, (3) где z_0 – координата центра эллипсоида по оси $0z$. Начало подвижной системы координат свяжем с центром пятна контакта (рис. 2), в этом случае:

$$x_0 = y_0 = 0; \quad z_0 = u_3^c - c_0.$$
 (4)

2. По заданным в первом приближении в качестве граничных условий перемещениям u_3^s

для выбранного массива точек (заведомо находящихся в контакте с поверхностью штампа) ищется решение контактной задачи в соответствии с постановкой работы [4] (блок 2 на рис. 1). Результатом является расчетное поле перемещений $u_3^t(x,y)$, которое и определяет действительный вид деформированной поверхности тела на данном этапе.

3. На следующем этапе (блок 3, рис. 1) производится сопоставление деформированной поверхности и поверхности штампа в зоне их контакта. В узлах сетки (обозначим их как s+1), непосредственно прилегающих к области s, проверяются условия отсутствия пересечения указанных поверхностей, а именно — перемещения точек деформированной поверхности не могут быть меньше перемещений соответствующих точек на поверхности жесткого штампа в направлении действующей нагрузки:

$$u_3^t(x,y) \ge u_3^{s+1}(x,y).$$
 (5)

В случае, если данное условие не выполняется для какого-либо из узлов области s+1, то перемещения в нем должны быть приведены в соответствие с перемещениями поверхности штампа (блок 3, рис. 1) (например, для поверхности эллипсоида – по формуле (3)):

$$u_3^t(x,y) = u_3^{s+1}(x,y).$$

Полученное таким образом в области s+1 поле перемещений составит граничные условия для следующего приближения.

4. После того, как достигнуто соответствие профилей контактирующих поверхностей в рассматриваемых точках рассчитывается равнодействующая F нормальных напряжений σ_{33} в зоне контакта (т.е. по области s, полученной в последнем из приближений):

$$F=\iint_{S}\sigma_{33}\ ds$$

Значение силы F необходимо сравнить с нагрузкой F_0 , действующей на штамп по условию. В случае, если они отличаются на величину, большую заданной погрешности, перемещение u_3^c в центре пятна контакта, назначенное в предыдущем приближении (например, в первом — u_3^c определялось приближенно из (1)), должно быть скорректировано. Для этого из соотношения сил F и F_0 устанавливается, насколько необходимо изменить площадь контакта (точнее — площадь проекции криволинейной поверхности контакта на горизонтальную плоскость, см. рис. 2) в следующем приближении:

$$A_{s+1} = A_s \cdot F_0 / F . \tag{6}$$

Затем исходя из уравнения поверхности и найденной площади ее сечения A_{s+1} устанавливается величина u_3^{c+1} :

$$u_3^{c+1} = f(A_{s+1}).$$

Для рассматриваемой рабочей поверхности штампа в форме эллипсоида сечение представляет собой эллипс с полуосями *а* и *b* (рис. 2). При этом отношение площадей подобных эллипсов, полученных сечением эллипсоида плоскостями, параллельными координатной плоскости *x*0*y*, определяется, как

$$A_{s+1}/A_s = \left(c_0^2 - h_{s+1}^2\right) / \left(c_0^2 - h_s^2\right), \tag{7}$$

где h_s , h_{s+1} — расстояния от центра эллипсоида до плоскости каждого из сечений (для s и s+1 приближения соответственно).

Учитывая, что для рассматриваемого случая $|h|=|z_0|$, а также выражения (4), (6) и (7), уравнение для определения перемещения центральной точки зоны контакта в новом приближении u_3^{c+1} может быть записано так:

$$\left(2 c_0 u_3^{c+1} - \left(u_3^{c+1}\right)^2\right) / \left(2 c_0 u_3^c - \left(u_3^c\right)^2\right) = F_0 / F. \quad (8)$$

По найденному из решения (8) значению u_3^{c+1} вычисляются (см. (3), (4)) поля перемещений u_3^{s+1} точек поверхности, необходимые для старта следующего приближения (блок I, рис. 1). Далее процедура расчета должна быть повторена, начиная с пункта 1, до тех пор, пока условие (5) не будет выполнено для всех точек в области контакта.

Результаты решения и их достоверность

Резкое различие свойств поверхностного слоя и основного металла (характерное, например, для упрочненных слоев или покрытий из труднодеформируемых материалов на поверхности стальных изделий) в условиях интенсивного температурно-силового нагружения сопровождается формированием существенно неоднородного и «жесткого» напряженно-деформированного состояния (НДС) в самом поверхностном слое, на границе раздела и близлежащих объемах материала. При последующих технологических и эксплуатационных воздействиях это может приводить к снижению прочностных характеристик изделия, образованию трещин, разрушению слоя (покрытия) и т. д. В связи с этим был проведен сравнительный анализ целесообразности учета особенностей локального термосилового воздействия, а также неоднородности и пластичности материала в зоне контакта.

Принятое в первом приближении допущение (1) о равномерном распределении давлений в зоне контакта может приводить к заметным искажениям картин НДС. При решении задачи с учетом действительных условий контакта тел и определением реальной эпюры напряжений под штампом наиболее существенные уточнения наблюдаются в распределении перемещений точек (рис. 3).

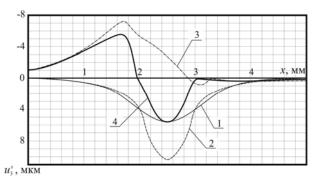


Рис. 3. Сопоставление эпюр максимальных вертикальных перемещений $u_3^{\,s}$ свободной поверхности тела

(продольное сечение):

1 – при действии равномерно распределенного по эллиптической области давления;
 2 – при действии эллипсоидного штампа;
 3 – при действии равномерно распределенного по эллиптической области давления и импульсного теплового источника;
 4 – при действии эллипсоидного штампа и импульсного теплового источника

При учете тепловых деформаций в области действия равномерного давления (зона контакта) могут возникать отрицательные перемещения, направленные по нормали к свободной поверхности тела (профиль 3, рис. 3). При уточненном решении перемещения внешней поверхности тела в зоне контакта соответствуют профилю рабочего контура штампа за исключением точек, не вошедших в соприкосновение. В этих точках также могут возникать отрицательные перемещения — вокруг области контакта образуется буртик вытесненного из зоны взаимодействия металла (профиль 4, рис. 3).

На рис. 4 показано изменение главных напряжений по глубине полупространства при упругом и упругопластическом решении для однородного и двухслойного полупространства (модуль Юнга слоев различается в 1,5 раза). Как видим, при упругопластическом решении происходит перераспределение значений главных напряжений: σ_1 , σ_2 увеличиваются на 10-15 %, тогда как оз, наоборот, уменьшаются в той же степени. Максимальные касательные напряжения также снижаются на 15-20 %. Подобные закономерности наблюдаются как в однородном, так и в многослойном материале. При этом учет неоднородности приводит к коррекции значений напряжений на величину около 10 %.

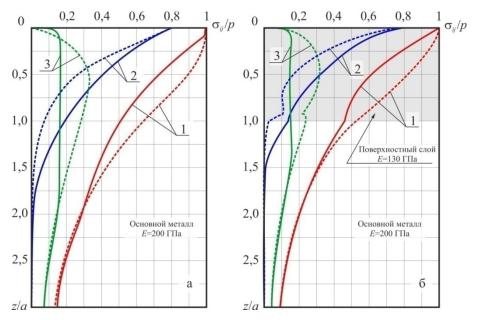


Рис. 4. Распределение относительных напряжений (I – главные σ_3/p ; $2 - \sigma_1/p$ и σ_2/p ; 3 – максимальные касательные τ_{max}/p) по глубинегоднородного (a) и кусочно-однородного (δ) полупространства при действии на его поверхности постоянного давления p в круговой области радиусом a (пунктир – упругое решение; сплошная – упругопластическое решение)

С увеличением модуля упругости поверхностного слоя значения напряжений σ_1 , σ_2 уве-

личиваются. В том случае, когда модуль упругости поверхностного слоя значительно мень-

ше, чем у подложки, величины σ_1 , σ_2 снижаются, а максимум на кривой касательного напряжения увеличивается. На поверхности в зоне контакта материал находится в состоянии трехосного сжатия, близкого к гидростатическому.

На рис. 5 показаны расчетные картины распределения интенсивности напряжений (в абсолютных и относительных (к пределу текучести σ_{τ}) единицах) в объеме поверхностного слоя материала в ходе ЭМО для момента времени, соответствующего максимуму теплового потока (7,5 мс). Сопоставляются результаты решения термоупругопластической задачи для однородного тела (рис. 5, a, a) и двухслойной композиции, моделирующей в первом приближении материал со сплошным (без учета отдельных фрагментов, треков и зон отпуска) упрочненным поверхностным слоем (рис. 5, a, a).

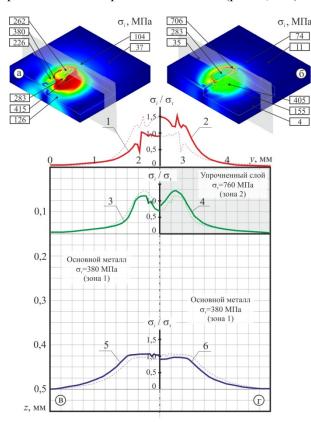


Рис. 5. Распределение интенсивностей напряжений в объеме расчетной области (a, δ) и их относительных (к пределу текучести $\sigma_{\rm T}$) величин (e, ϵ) в поперечном сечении через центр зоны контакта инструмента и детали для однородного (a, e; кривые 1, 3, 5) и неоднородного тела $(\delta, \epsilon;$ кривые $2, 4, \delta$): 1, 2 – на глубине z = 0 мм; 3, 4 - z = 0,15 мм; 5, 6 - z = 0,5 мм

В зоне обработки под действием контактной нагрузки возникают высокие сжимающие напряжения, максимальная интенсивность σ_i которых на поверхности тела достигает 300–400 МПа для однородного тела и около 700 МПа —

для неоднородного материала с упрочненным слоем на поверхности. При этом для инструмента в форме эллипсоидного штампа наибольшая интенсивность достигается на периферии зоны контакта (тогда как для равномерно распределенной нагрузки – в центре данной зоны). По мере удаления от области контакта интенсивность напряжений снижается (до 1,5-2 раз на глубине 0,15 мм, соответствующей границе упрочненного слоя с исходным материалом), а с достижением предела текучести $\sigma_{\rm r}$ в данной точке упругопластические деформации распространяются на соседние области (прежде всего – по глубине материала), где уро-вень σ_i также приближается к $\sigma_{\rm r}$.

Формирование тонкого высокопрочного поверхностного слоя в ходе контактного температурно-силового воздействия приводит к перераспределению напряжений в неоднородном теле — упрочненная поверхность воспринимает наибольшие напряжения и деформации, разгружая подложку. На границе слоя и подложки уровень σ_{ut} также несколько выше интенсивности напряжений в однородном теле на соответствующей глубине (0,15 мм) от поверхности (рис. 5, кривые 3 и 4).

Выволы

- 1. Для описания термосилового взаимодействияв ходе ЭМО твердосплавного электродаинструмента с поверхностью стальной детали разработана численная (в рамках МКР) итерационная процедура последовательных приближений расчетных перемещений и усилий к их действительным значениям в зоне контакта жесткого эллипсоидного штампа и полупространства.
- 2. Учет действительной формы поверхности контакта приводит к существенному количественному уточнению результатов расчета (для перемещений до 100 %) по сравнению с приближенными решениями на основе существующих моделей действия поверхностных нагрузок (давления) в областях простой формы.
- 3. Показано существенное количественное (более 100 %) и качественное влияние термических и структурных деформаций, возникающих в ходе воздействия инструмента при ЭМО стальной детали, на картины перемещений в зоне контакта.
- 4. При учете упругопластических деформаций материала детали, а также неоднородности его строения (полученной в ходе ЭМО) расчетные величины напряжений корректируется на 15–25 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. *Горшков, А. Г.* Динамические контактные задачи с подвижными границами / А. Г. Горшков, Д. В. Тарлаковский. М. : Наука, 1995. 352 с.
- 2. Механика контактных взаимодействий / под ред. И. И. Воровича и В. М. Александрова. М. : Физматлит, 2001.-672 с.
 - 3. Спектор, А. А. Вариационные методы в простран-

ственных задачах о нестационарном взаимодействии упругих тел с трением / А. А. Спектор // Прикладная математика и механика. – 1987. – Т. 51, № 1. – С. 76–83.

4. *Багмутюв, В. П.* Особенности решения связанных задач механики неоднородных тел с трансформирующейся структурой / В. П. Багмутов, И. Н. Захаров, Д. С. Денисевич // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. науч. ст. № 23 (150) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 10). – С. 95–98.

УДК 669.716:621.785

В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Д. А. Евстропов, А. А. Антонов, Ю. В. Миронова

ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ И ТВЕРДОСТЬ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ КУПРИДОВ ТИТАНА В РАБОЧЕМ ДИАПАЗОНЕ ТЕМПЕРАТУР МЕДНЫХ СТЕНОК КРИСТАЛЛИЗАТОРА МНЛЗ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Приведены результаты моделирования распределения тепла в стенке кристаллизатора МНЛЗ с интерметалидным покрытием из купридов титана различной толщины. Показано, что в рабочем диапазоне температур износостойкость медных стенок кристаллизатора МНЛЗ с покрытием из купридов титана в 2 раза выше износостойкости меди.

Ключевые слова: интерметаллиды, износостойкость, покрытия.

The results of modeling the distribution of heat in the wall of the crystallization - torus with casters intermetallic coated with different thicknesses. In shown that the operating temperature range wear copper walls crystallization MNLZ caster coated 2 times higher wear resistance of copper.

Keywords: intermetallic, wear resistance, coating.

Введение

Кристаллизатор машин непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) работает как теплообменник, задача которого состоит в быстром отводе тепла от стали, проходящей через него. К краю кристаллизатора корка отливки начинает утолщаться, изнашивая поверхность кристаллизатора. Износ медной стенки кристаллизатора и захват меди отливкой замедляют нанесением защитных покрытий на нижнюю часть кристаллизатора. В конце XX века для защиты применялись хромовые и никелевые покрытия [1]. В начале XXI века началось активное внедрение технологий газотермического напыления для защиты плит кристаллизаторов МНЛЗ с помощью керамических, металлокерамических покрытий, покрытий из сплавов [2,3,4]. Разработаны методы высокоскоростного газопламенного напыления покрытий, которые позволяют нанести металлокерамические материалы с хорошими противоэрозионными характеристиками и хорошей теплопередачей.

Конкурентом используемых в настоящее время покрытий могут стать покрытия на основе интерметаллидов. Они обладают высокой

твердостью (их микротвердость достигает 6000 ± 500 МПа и выше) и химической стойкостью, способны работать при высоких температурах и в условиях агрессивных сред [5], имеют неплохие показатели износостойкости и низкий коэффициент трения.

Целью настоящей работы являлось исследование износостойкости и твердости покрытия из купридов титана в рабочем диапазоне температур медных стенок кристаллизатора МНЛЗ со стороны жидкого металла.

Материалы и методы исследования

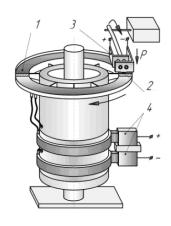
Получение покрытия на поверхности меди осуществляли по технологии, приведенной в работе [6].

При моделировании процессов распределения тепла в стенке кристаллизатора МНЛЗ использовали пакет программ *COMSOL Multiphysics*, обладающий необходимой гибкостью в постановке связанных мультифизических задач и в задании граничных условий для отдельных слоев композита.

Испытания на абразивное изнашивание проводили на установке, разработанной в ВолгГТУ [7].

[©] Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Евстропов Д. А., Антонов А. А., Миронова Ю. В., 2015

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



a



Рис. 1. Принципиальная схема установки (a) и образец (δ) для испытаний на изнашивание: I – контртело с нагревателем; 2 – образец для испытаний; 3 – токоподводящий держатель; 4 – скользящие токоподводы

Нагрузка на закрепленный в токоподводящим держателе неподвижный биметаллический образец (рис. 1) составляла 1,6 МПа. На поверхности вращающегося контртела находилась абразивная масса в виде железной окалины и корунда 50/50 % дисперсностью 100–250 мкм. Для постоянного контакта истираемой поверхности с абразивом на рабочей грани образца был выполнен скос под углом 15–35°. Путь трения составлял 30 м.

Относительную износостойкость покрытия оценивали по формуле:

$$E = \Delta G_{\mathfrak{I}} / \Delta G_{\mathfrak{I}}$$
,

где ΔG э — потеря массы эталона (медь М1 в отожженном состоянии), г; ΔG и — потеря массы образца с покрытием, г. Потерю массы замеряли с точностью до 0,001 на аналитических весах Shinko HTR — 220.

Для получения температурной зависимости микротвердости покрытия использовали уста-

новку Nanotest 600. Количество уколов пирамидкой по каждой серии составляло не менее 10.

Результаты и их обсуждение

На рис. 2 приведены поля распределения температур в стенке медного кристаллизатора МНЛЗ с каналами охлаждения (рис. 2, a) и кристаллизатора с покрытием из купридов титана толщиной 2, 3 и 4 мм (рис. 2, 6, 6, e).

Анализ полученных результатов показывает, что в кристаллизаторе без покрытия температурное поле неравномерное с максимальным значением температуры (на острой кромке уса) ~ 375 °C. В кристаллизаторе с покрытием температура поверхности выравнивается и увеличивается до ~ 460, 510 и 530 °C при его толщине 2, 3 и 4 мм, что обусловлено более низким коэффициентом теплопроводности покрытия [8]. Повышение температуры на поверхности кристаллизатора сопровождается ее выравниванием и понижением в поперечном сечении стенки кристаллизатора.

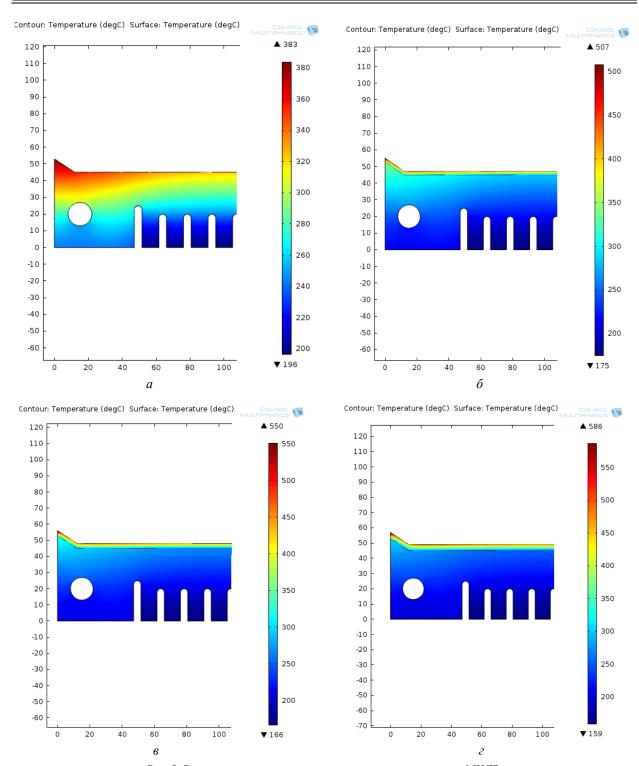


Рис. 2. Распределение температуры в стенке кристаллизатора МНЛЗ: a – без покрытия с системой каналов охлаждения [9]; δ , δ и ε – с покрытием толщиной 2, 3 и 4 мм соответственно

Динамика изменения микротвердости покрытия в рабочем диапазоне температур медных стенок кристаллизатора МНЛЗ (с учетом термического дрифта) представлена на рис. 3. Его анализ показывает, что в исследованном диапазоне температур зависимость имеет немонотонный характер. Микротвердость меди и покрытия в диапазоне 20–200 °C сначала плавно увеличивается, а затем, с увеличением температуры испытания, уменьшается. Выявленная немонотонность является результатом взаимодействия двух взаимно конкурирующих процессов: окисления поверхности исследуемых образцов с образованием более твердого

оксидного химического соединения и разупрочнения в результате нагрева. Очевидно, что до $200\,^{\circ}$ С преобладает первый процесс, результатом которого является увеличение средних значений микротвердости.

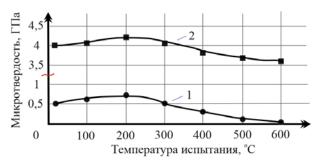


Рис. 3. Температурная зависимость микротвердости меди (I) и покрытия (2)

Проведенные испытания на абразивное изнашивание (результаты представлены в таблице) позволили установить, что в рабочем диапазоне температур медных стенок кристаллизатора МНЛЗ (400–600 °C) износостойкость образцов с покрытием на основе купритов титана почти в два раза выше, чем у медных.

Относительная износостойкость покрытия

Темпера- тура испыта- ния, °С	Потеря массы эталона, г.	Потеря массы образцов с покр., г.	Относитель- ная износо- стойкость
20	0,0095	0,0023	4,12
200	0,0127	0,0032	3,96
400	0,0394	0,0211	1,86
600	0,0305	0,0177	1,72

Выводы

1. Нанесение покрытия из купридов титана на рабочую поверхность кристаллизатора МНЛЗ, с одной стороны, способствует повышению ее температуры, а с другой, — уменьшает и выравнивает температуру в поперечном сечении его стенки. С ростом толщины покрытия от 1 до 4 мм температура рабочей поверхности повышается от 400 до 600 °C.

2. Износостойкость образцов с покрытиями на основе купридов титана в рабочем диапазоне температур медных стенок кристаллизатора МНЛЗ в 2 раза выше износостойкости меди.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. *Юхневич*, *Р*. Техника борьбы с коррозией / Р. Юхневич, Е. Валашковский, А. Видуховский, Г. Станкевич; пер. с польского В. И. Грибеля; под ред. А. М. Сухотина. Ленинград: Химия. Ленинградское отделение, 1978. 298 с.
- 2. Балдаев, Л. Х. Газотермическое напыление / Л. Х. Балдаев, В. Н. Борисов, В. А. Вахалин [и др.]. Маркет ДС, 2007. 344 с.
- 3. *Brower, K. J.* Advanced Alternative Coatings for Mold Copper Liner/ Brower K.J., Rapp K.D., Powers M.J. // Tech Paper Alt Coatings AIST Spring 2005. 15 p.
- 4. *Куклев, А. В.* Российский опыт применения покрытий на медных стенках слябовых кристаллизаторов / А. В. Куклев, Ю. М. Айзин, А. А. Макрушин [и др.] // Сталь. -2007. -№ 3. C. 17-18.
- 5. *Табаков, В. П.* Формирование износостойких ионно-плазменных покрытий режущего инструмента / В. П. Табаков. М. : Машиностроение, 2008. 311 с.
- 6. Структура и трибологические свойства покрытий на основе купридов титана / В. Г. Шморгун, А. А. Артемьев, А. А. Антонов, Д. А. Евстропов, Ю. И. Бондаренко // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. науч. ст. № 23 (150) / ВолгГТУ. Волгоград, 2014. (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 10). С. 30–32.
- 7. 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. Москва : Спутник+, 2014. С. 5—7.
- 8. Шморгун, В. Г. 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.
- 9. *Исхаков*, *P.* Ф. Результаты промышленных испытаний кристаллизаторов Mishima Kosan/ Р. Ф. Исхаков, А. Б. Котельников (ЗАО «НПП «Машпром», г.Екатеринбург, Россия), К. Ямасаки (Mishima Kosan Co.Ltd, Япония) [Электронный ресурс] // URL: http://www.mashprom.ru/press/publication/ aview b6/.

УДК [620.17+620.18.6]:[66.018.2 + 66.018.4]

В. Н. Мухин, И. А. Тришкина

О ЖАРОПРОЧНОСТИ МЕТАЛЛА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТРУБ, ПРИМЕНЯЕМЫХ В ПЕЧАХ НЕФТЕПЕРЕРАБОТКИ

ОАО «ВНИКТИнефтехимоборудование»

e-mail:info@vniktinho.ru

Исследована структура и жаропрочность металла сварных соединений хромомолибденовой стали после длительного воздействия эксплуатационных параметров.

Ключевые слова: нефтепереработка, трубы из стали 15X5M, сварные соединения, ползучесть, жаропрочность, микроструктура.

Structure and high-temperature strength of metal weld chrome-molybdenum steel after prolonged exposure to operating parameters were investigated.

Keywords: oil processing, 15Cr5Mo steel pipes, weld, creep, high-temperature strength, microstructure.

Печные змеевики нефтеперерабатывающих установок состоят из труб, соединенных посредством сварки. В процессе длительной эксплуатации возможно изменение физико-механических свойств и жаропрочности металла сварных соединений под действием повышенных температур, давлений и коррозионных сред. Поэтому в период ревизии или диагностирования технического состояния трубчатых печей предусмотрен контроль сварных соединений внешним осмотром и различными физическими неразрушающими методами, а механические свойства металла сварных соедине-

ний оцениваются в основном по результатам измерения твердости непосредственно на оборудовании.

Для определения реальных физико-механических свойств металла сварных соединений после длительной эксплуатации ОАО «ВНИК-ТИнефтехимоборудование» провело исследование вырезок восьми контрольных участков труб печных змеевиков из хромомолибденовых сталей со сварными соединениями, как однородными, так и разнородными, отличавшимися параметрами эксплуатации и сроками наработки (табл. 1).

Таблица 1 Эксплуатационные параметры сварных соединений печных змеевиков

Маркировка сварного соединения	Марка стали свариваемых труб	Температура эксплуатации, °C	Срок эксплуатации печного змеевика, тыс. ч	Требования РД 26-02-80-2004, СТО 38.17.003-2009, СТО 00220368-011-2007	Фактически примененные сварочные материалы
«1»	15X5M	580	240	240 Св-6Х5Г2СМФТЮЧ	
«2»	12X1MФ	580	140	-	Э-09Х15Н25М6Г2Ф
«3»	15X5M	570	410	Э-10Х5МФ (ЦЛ-17)	Э-10Х5МФ (ЦЛ-17)
«4»	15X5M	455	210	Э-06X25H40M7Г2 (АНЖР-2) Э-10X25H13Г2 (ОЗЛ-6)*	Э-10Х25Н13Г2 (ОЗЛ-6)
«5»	15X5M	555	87	Э-08X25H60M10Г2 (АНЖР-1), Э-06X25H40M7Г2 (АНЖР-2)*	Э-11X15H25M6AГ2 (ЭА-395/9)
«6»	15X5M	570	96	Э-10Х5МФ (ЦЛ-17)	Э-10Х5МФ (ЦЛ-17)
«7»	15X5M	400	104	Э-10Х5МФ (ЦЛ-17)	Э-10Х5МФ (ЦЛ-17)
«8»	15X5M	580	108	Э-08X25H60M10Г2 (АНЖР-1), Э-06X25H40M7Г2 (АНЖР-2)*	Э -09Х15Н25М6Г2Ф

^{* –} допускается применение при более коротком времени эксплуатации после ремонта по сравнению с основным технологическим вариантом.

[©] Мухин В. Н., Тришкина И. А., 2015

Исследование сварных соединений печных змеевиков включало: оценку химического и фазового состава основного и наплавленного металла; определение наличия макро- и микродефектов в поперечном сечении сварного соединения; исследование микроструктуры в зонах шва и термического влияния; измерение твердости по поперечному сечению сварного соединения; определение механических свойств при комнатной и рабочей температурах по результатам испытаний на растяжение и длительную прочность.

Результаты химического анализа, осуществленного методами аналитической химии, свидетельствовали о том (табл. 1), что четыре сварных соединения (маркировка «1», «2», «5», «8») были выполнены с применением основных или сварочных материалов, не предусмотренных нормативными документами для рассматриваемых условий эксплуатации. Это в ряде случаев ускорило структурную деградацию, привело к макрои микроповреждениям, отрицательно сказалось на характеристиках механических свойств.

На макрошлифах семи сварных соединений были выявлены различные дефекты изготовления, такие, как неполномерность шва, провисание корня, наплывы, недопустимое смещение кромок, подрезы, несплавления в сварном шве и трещины.

При этом все исследованные сварные соединения хромомолибденовых сталей имели твердость (табл. 2) не выше норм отбраковки, которые ограничивают только верхние пределы допустимых значений твердости для хромомолибденовых сталей, способных подкаливаться на воздухе. Так, в соответствии с [1] твердость сварных соединений печных змеевиков из стали 15Х5М при сварке однородными электродами типа ЦЛ-17 не должна превышать 270 НВ. Согласно документу [2], для труб из стали 15X5M с аустенитным швом твердость металла шва, измеренная на поперечных шлифах, должна быть ≤ 220 НВ, околошовной зоны при сварке с наплавкой кромок – ≤ 325 НВ, без наплавки кромок – ≤ 375 НВ, основного металла – \leq 270 HB.

Tаблица 2 Средние значения кратковременных характеристик прочности металла, работавшего в условиях ползучести

Маркировка Температура	Предел прочности $\sigma_{\scriptscriptstyle B},$ МПа		Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа			Твердость НВ		
образцов	испытаний на растяжение, °С	сварное соединение	основной металл	сварное соединение	основной металл	$/\Delta\sigma_{0,2}/$	Сварное соединение	Металл труб
«1»	580	240	312	160	174	14	120–196	137
«2»	580	283	295	259	247	12	122–220	137
«3»	570	562	562	256	256	0	130–143	143
«5»	555	332	337	278	308	30	165–185	163
«6»	570	297	266	172	202	30	131–216	156
«8»	580	219	211	174	166	8	93–191	114

Таблица 3 Характеристики длительной прочности и длительной пластичности металла, работавшего в условиях ползучести

Маркировка Температура образцов испытаний, °С		Предел длители на срок 35 тыс		Относительное удлинение после разрушения δ_{κ} , %	Относительное сужение после разрушения ψ_{κ} , %
		сварное соединение основной металл*		минимальные значения для сварных соединений	
«1»	580	42,5	50,5	10,07	17,18
«2»	580	58,0	73,5	1,18	1,99
«3»	570	52,5	44,5	6,31	32,53
«5»	555	45,5	52,5	6,27	17,18
«6»	570	46,0	54,5	13,36	55,1
«8»	580	50,5	45,0	29,09	82,37

^{* –} наименьшее из значений, определенных для металла двух сваренных труб.

Испытания на растяжение показали, что пределы прочности сварных соединений при комнатной температуре ни в одном из случаев не были ниже минимального предела прочности основного металла по нормативным документам, т. е. соответствовали требованиям стандартов на основной металл в состоянии поставки.

По результатам испытаний на длительную прочность шести контрольных вырезок, работавших при температурах ползучести (выше 550 °С), в четырех из них (маркировка «I», «2», «5», «6») пределы длительной прочности сварного соединения на срок последующей эксплуатации, равный межремонтному периоду 35 тыс. ч, оказались ниже пределов длительной прочности основного металла (табл. 3). Кроме того, при удовлетворительных значениях кратхарактеристик ковременных пластичности $\delta^{20^{\circ}} = 19,0-22,0 \%$, $\psi^{20^{\circ}} = 78,0 \%$ металл с маркировкой «2» имел ограниченный ресурс длительной пластичности δ_{κ} ниже 2 % (табл. 3). Для сварных соединений с пониженными пределами длительной прочности предел прочности или предел текучести при расчетных температурах также имели меньшие значения, чем соответствующие прочностные характеристики основного металла труб (табл. 2), а модули разности пределов текучести сварного соединения и основного металла были максимальными.

Таким образом, по результатам испытаний растяжение при расчетной температуре можно качественно оценить соотношение длительной прочности сварного соединения и основного металла. Оценка же жаропрочности сварных соединений печных змеевиков по результатам измерений твердости затруднительна. Отсутствие однозначной зависимости длительной прочности от твердости объясняется тем, что твердость зон сварных соединений определяется химическим составом и структурными составляющими, а длительная прочность зависит также от агрегатной прочности зон металла с различными свойствами, наличия контактного упрочнения, величины разупрочненных прослоек с низкими значениями предела текучести и предела ползучести, локальных зон с микроповреждениями, состояния границ зерен и степени их поврежденности.

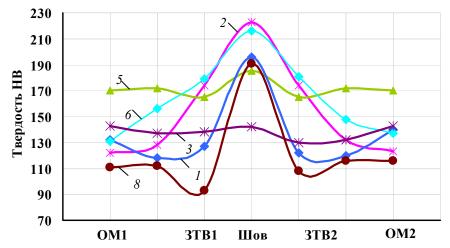


Рис. 1. Распределение твердости по зонам сварных соединений с длительной прочностью ниже (образцы «I», «2», «5», «6») и выше (образцы «3», «8») длительной прочности основного металла

Наименьший предел длительной прочности, прогнозируемый на 35 тыс. ч эксплуатации, имело сварное соединение «I» (см. табл. 1, 3) из стали 15Х5М, выполненное сварочным материалом с недостаточно высоким содержанием хрома (Св-6Х3Г2СМФТЮЧ вместо Св-6Х5Г2СМФТЮЧ), в результате чего твердость (рис. 1) и прочность металла околошовной зоны были понижены. Кроме того, после термической обработки и последующей эксплуатации в течение 240 тыс. ч в зоне отпуска сформировалась структура металла, представляю-

щая собой феррит и карбиды, которая отличалась от структуры основного металла свариваемых труб отсутствием карбидных колоний (рис. 2), значительным (до 7 мкм) размером карбидных частиц в виде пограничных прослоек, малой плотностью распределения карбидов по телу зерен, наличием по границам зерен отдельных микропор и микротрещин ползучести. Такие структуры типичны для стали 15Х5М с содержанием углерода менее 0,1 % после длительных экспозиций при температурах выше 700 °C с замедленным охлаждением в ре-

70 ИЗВЕСТИЯ ВОЛГГТУ

зультате локальных перегревов, соответствуют низким пределам текучести при повышенной

температуре испытаний на растяжение и низкой длительной прочности.

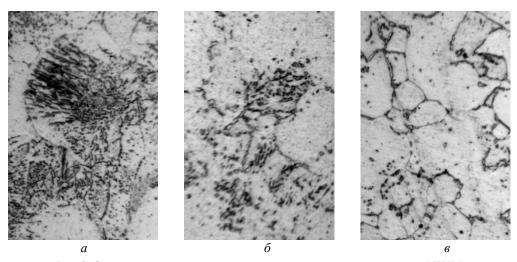


Рис. 2. Структура металла зон однородного сварного соединения стали 15X5M после 240 тыс. ч эксплуатации при 580 °C, \times 2000: a – основной металл трубы 1, 140 HB; δ – основной металл трубы 2, 132 HB; δ – разупрочненная прослойка 3TB, 120 HB

Другим примером негативных последствий неправильного подбора материалов для изготовления элементов печных змеевиков явилось образование микротрещин в металле труб и сварного соединения «2» (см. табл. 1). В соответствии с [3] перлитная сталь 12Х1МФ не должна работать в водородсодержащих средах при температуре 580 °C, так как карбид типа Ме₃С в этих условиях не является устойчивым к воздействию водорода. И действительно, после 140 тыс. ч эксплуатации в металле трубы произошло обезуглероживание внутренней поверхности на глубину до 14 % от фактической толщины стенки, снижение микротвердости в этом слое по сравнению с микротвердостью необезуглероженного металла на 22,5 % и образование в видоизмененном поверхностном слое микротрещин водородной коррозии по границам зерен. Кроме того, сварное соединение стали 12X1MФ было выполнено с применением электрода Э-09Х15Н25М6Г2Ф, не обеспечивающего содержание никеля, достаточное для работы при температуре 580 °C [4]. Никель как аустенитообразующий элемент повышает жаропрочность твердого раствора, ограничивает диффузионную подвижность углерода, препятствует образованию кристаллизационных и диффузионных прослоек. При малом содержании никеля в сварочном материале в околошовной зоне сварного соединения «2» у подрезов в корне шва сформировалась мелкозернистая диффузионная (обезуглероженная) прослойка, по границам зерен которой были обнаружены микроскопические

поры и микротрещины ползучести (рис. 3, а, б). В корне и вершине самого шва вблизи концентраторов напряжениий - подрезов - образовались трещины, распространявшиеся по границам дендритов (рис. 3, θ), а также транси интеркристаллитные микротрещины у выделений избыточных фаз (рис. 3, г). Образованию такого рода трещин способствовало выделение в сварном шве металла «2» карбидов у границ зерен, повышающих прочность и снижающих пластичность, наличие крупных зерен аустенита и высокие напряжения, соответствующие пределу текучести. Наличие микроповрежденности внесло вклад в снижение длительной прочности металла сварного соединения «2» до уровня ниже пределов длительной прочности основного металла труб, а длительной пластичности -до недопустимых значений (см. табл. 3): минимальное относительное удлинение δ_{κ} после разрушения образцов составило: при напряжении испытаний $140 \text{ M}\Pi a - 5,14 \%, 100 \text{ M}\Pi a - 2,03 \%, 75 \text{ M}\Pi a -$ 1,18 %, а относительное сужение ψ_{κ} соответственно 3,92 %, 1,99 %, 1,99 %.

Трещины и микротрещины (рис. 4) в зонах концентрации напряжений у дефектов изготовления (подрезы, смещение кромок, непровары) были обнаружены и в швах сварных соединений стали 15Х5М с маркировкой «5» и «8» (табл. 1), выполненных аустенитными электродами Э-11Х15Н25М6АГ2 (ЭА-395/9) и Э-09Х15Н25М6Г2Ф вместо предусмотренных нормативными документами Э-08Х25Н6ОМ10Г2 (АНЖР-1) или Э-06Х25Н4ОМ7Г2 (АНЖР-2).

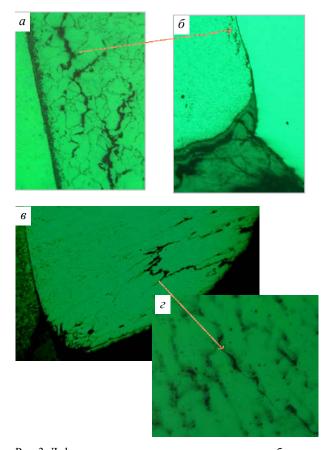


Рис. 3. Дефекты у подрезов сварного соединения труб из стали 12X1MФ, выполненного электродом Э-09X15H25M6Г2Ф, после 140 тыс. ч эксплуатации при 580 °C:

a, δ – микропоры и микротрещины ползучести в околошовной зоне $(a - \times 1000, \delta - \times 100); a$, c – микротрещины в шве $(a - \times 100; c - \times 2000)$

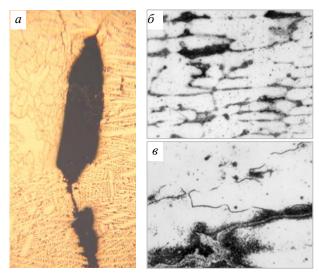


Рис. 4. Трещины и микротрещины у несплавления в шве сварного соединения труб из стали 15X5M, заваренного электродом Э-09X15H25M6Г2 Φ , после 108 тыс. ч эксплуатации при 580 °C: $a-\times 100; \ \delta-\times 1000; \ s-\times 2000$

Металл этих сварных швов проявил высокую склонность к образованию трещин повторного нагрева, которые возникают при после-

дующей за сваркой эксплуатации сварных соединений в интервале температур 500–700 °C в условиях ползучести [5]. Длительная прочность металла сварного соединения «5» оказалась ниже длительной прочности основного металла (табл. 3).

В то же время трещины в разнородном сварном соединении «4» (табл. 1) из стали 15Х5М с применением электрода Э-10Х25Н13Г2 (ОЗЛ-6) после 210 тыс. ч эксплуатации отсутствовали, так как оно не имело дефектов формы, размеров, сплошности, а значит, концентраторов напряжений, и работало при температуре 455 °C, которая находится ниже порога ползучести.

В однородных сварных соединениях труб из стали 15Х5М, выполненных без дефектов электродом, рекомендуемым нормативными документами - Э-10Х5МФ (ЦЛ-17), трещин обнаружено не было. Качественным, достаточно прочным и пластичным оказалось сварное соединение с маркировкой «З» (см. табл. 1). В сварном соединении «б» (табл. 1) дефекты изготовления, а также микро- и макроповрежденность отсутствовали. Разрушение после кратковременных и длительных испытаний произошло в зоне отпуска сварного соединения труб из стали 15Х5М с нестабильной исходной структурой. Разность пределов текучести при повышенной температуре основного металла и сварного соединения «б» оказалась максимальной (см. табл. 2), а длительная прочность – ниже длительной прочности основного металла.

Результаты проведенных исследований позволяют сделать следующие выводы:

- При оценке остаточного ресурса печных змеевиков нефтеперерабатывающих установок необходимо учитывать жаропрочность как основного металла труб, так и сварных соединений, работающих в условиях ползучести.
- Неправильный выбор сварочных материалов и отклонения от сварочной технологии при монтаже или ремонте печных змеевиков способствуют более интенсивному, чем в основном металле, протеканию процессов деградации структуры, развития макро- и микроповреждений, разупрочнения различных зон и снижения жаропрочности сварного соединения.
- Во время обследования печи целесообразно дополнить проверку твердости сварных соединений 100 %-ным контролем химического состава переносными приборами и неразрушающим контролем микроструктуры в зонах отпуска однородных сварных соединений труб из стали 15X5M.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. СТО-СА-03-004—2009. Трубчатые печи, резервуары, сосуды и аппараты нефтеперерабатывающих и нефтехимических производств. Требования к техническому надзору, ревизии и отбраковке. Волгоград: ОАО «ВНИК-ТИнефтехимоборудование». 2010.
- 2. СТО 38.17.003—2009. Стандарт организации. Сварка технологических трубопроводов и печных змеевиков при ремонте и реконструкции нефтеперерабатывающих и нефтехимических установок. Волгоград: ОАО «ВНИКТИнеф-
- техимоборудование». 2012.
- 3. Сухотин, А. М. Коррозия и защита химической аппаратуры, т. 9. Нефтеперерабатывающая и нефтехимическая промышленность / А. М. Сухотин; под ред. А. М. Сухотина, А. В. Шрейдера, Ю. И. Арчакова. М.: Химия, 1974. 576 с.
- 4. *Закс, И. А.* Сварка разнородных сталей / И. А. Закс. Л. : Машиностроение, 1973. 208 с.
- 5. *Хромченко, Ф. А.* Ресурс сварных соединений паропроводов / Ф. А. Хромченко. М. : Машиностроение, 2002. 352 с.

УДК 62-427.42:621.316.9

В. Ф. Даненко, Л. М. Гуревич, С. Ю. Шаталин, И. С. Кишечникова

ПОВЫШЕНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ И СЛУЖЕБНЫХ СВОЙСТВ ПЛАСТИЧЕСКИ ОБЖАТЫХ СТАЛЬНЫХ ПРЯДЕЙ И ИЗГОТОВЛЕННЫХ ИЗ НИХ КАНАТОВ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: omd@vstu.ru

Стальные пластически обжатые пряди и канаты, изготовленные из них, обладая высокой конструктивной плотностью, повышенной разрывной и усталостной прочностью, высоким сопротивлением износу, нашли широкое применение в различных отраслях народного хозяйства. Повышение физико-механических свойств стальных канатов одинарной свивки за счет высокой степени заполнения металлом поперечного сечения делает возможным применение их для молниезащиты воздушных линий (ВЛ) электропередачи.

Ключевые слова: проволока, прядь, волочение, канат, пластическое обжатие, степень обжатия, испытание, механические свойства, конструктивная плотность, разрывное усилие, модуль упругости, продольная жесткость, линии электропередачи, грозозащитный трос, служебные свойства.

Steel compacted strands and ropes are made of them, you are having a constructive sokoy-density, increased tensile and fatigue strength, high wear resistance are widely used in various industries, the native economy. Improving the physical and mechanical properties of steel ropes odinar-term lay due to high degree of filling of the metal cross-section makes it possible to use them for lightning protection of overhead lines (VL) power.

Keywords: wire, strand, wire drawing, rope, plastic compression, reduction ratio, testing, mechanical properties, structural density, tensile strength, elastic modulus, the longitudinal stiffness, power lines, ground wire, office properties.

Круговое (радиальное) пластическое обжатие – один из способов нейтрализации свивочных напряжений в проволоках прядей и спиральных канатов [1–3], осуществляется волочением в монолитных или роликовых волоках и применимо только при линейном касании (ЛК) проволок – при точечном касании (ТК) проволоки будут деформироваться в местах контакта, что снижает их надежность при эксплуатации. В результате пластического обжатия круглое поперечное сечение проволок пряди становится фасонным (трапециевидным, пяти-, шестигранным) (рис. 1), а линейное касание заменяется касанием по плоскости (ПК).

По сравнению со стандартными, пластически обжатые пряди и свитые из них канаты обладают следующими преимуществами [2, 4]: высокая степень заполнения металлом поперечного сечения; увеличение сопротивления

контактным напряжениям при обегании ими шкива, блока или барабана; повышение гибкости, усталостной прочности; повышение производительности прядевьющего оборудования на 8–10 %.

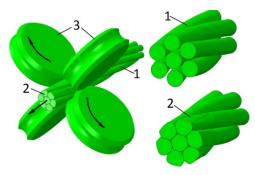


Рис. 1. Круговое пластическое обжатие пряди волочением через роликовую волоку: 1 — прядь до волочения; 2 — прядь после волочения; 3 — роликовая волока

[©] Даненко В. Ф., Гуревич Л. М., Шаталин С. Ю., Кишечникова И. С., 2015

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

Важным технологическим параметром процесса обжатия является степень обжатия прядей, характеризуемая линейным показателем n_{π} [5], представляющим собой относительное уменьшение диаметра пряди. Решающее значение при назначении степени обжатия имеют условия эксплуатации каната. В работах [1, 6] предлагается следующее деление величины обжатий для канатов различного назначения:

- калибровка прядей (n_{π} < 3 %), рекомендуется для канатов массового назначения в связи с повышением точности по диаметру и уменьшением контактных напряжений при работе каната;
- средние обжатия (n_{π} = 3–4 %), обеспечивают максимальную долговечность крановых канатов;
- глубокие обжатия ($n_{\rm л} > 8$ %), обеспечивают работу канатов в условиях абразивного износа за счет высокой степени заполнения металлом поперечного сечения.

В приведенной классификации не указан диапазон повышенных обжатий $n_{\pi} = 4-8$ %. Однако именно в этой области обжатий установлено [7] достижение максимальной продольной жесткости прядей различной конструкции, что необходимо учитывать при проектировании канатов, применяемых в качестве ваеров, арматуры, грозозащитных тросов. Следует отметить, что применение значительных пластических обжатий приводит к ухудшению некоторых механических свойств канатов в связи с большой пластической деформацией (вытяжкой) проволок.

Результаты комплексных механических испытаний проволок и прядей, изготовленных с повышенной степенью обжатия, показывают:

- некоторое снижение пластических свойств проволок наружного слоя пряди с увеличением степени обжатия, связанное с их поверхностным упрочнением. Так, при степени обжатия $n_{\pi} = 4.9$ % снижение числа перегибов пряди конструкции 1+5+5/5+10 составляет 5.2-11.7 % [6], а при увеличении обжатия до значений $n_{\pi} = 6.6-8.3$ % число перегибов пряди конструкции 1+6+6/6 снижается до 10-15 % [8] по сравнению с первоначальным;
- повышение разрывной прочности обжатых прядей на 15–18 % при степени обжатия $n_{\pi} = 4,3-6,3$ % по сравнению с прядями равного диаметра и аналогичной конструкции [4] за счет увеличения прочности проволок и связанную с этим повышенную стойкость к износу

между составными элементами пряди, прядей в канате при работе на шкиве;

– повышение усталостной прочности от 20 до 30 % при глубоком обжатии, связанное с большей контактной прочностью и поперечной жесткостью [9].

Повышение работоспособности пластически обжатых прядей и канатов из них объясняется, среди прочего, более равномерным распределением нагрузки между составными элементами пряди [9] и ограничивается величиной степени обжатия, вызывающей уменьшение площади сечения пряди за счет вытяжки металла.

В нашей стране обжатие прядей из стальных проволок впервые было произведено в 1963 году на Белорецком металлургическом комбинате. В дальнейшем работы были продолжены учеными Одесского политехнического института. Технология изготовления обжатых прядей путем волочения их в процессе свивки на прядевьющих машинах была разработана и внедрена на Магнитогорском калибровочном, Одесском, Харцызском и Волгоградском сталепроволочноканатном заводах. Изготовленные ООО «Стальканат» (Одесса) многопрядные канаты из пластически обжатых прядей показали повышение технического ресурса при работе в морских и речных портах, рыбопромысловом флоте, на мобильных кранах с большой высотой подъема и шахтных наклонных подъемах [10].

На Волгоградском заводе ОАО «Северсталь-метиз» (ныне филиал «Волгоградский» АО «Редаелли ССМ») изготовление стальных канатов двойной свивки из пластически обжатых прядей было начато в 2006 г. Рекомендации по применению канатов, изготовленных на филиале «Волгоградский» АО «Редаелли ССМ», для основных групп механизмов приведены в табл. 1.

Приведенные в табл. 1 данные подтверждают полученные ранее результаты об увеличении работоспособности канатов из пластически обжатых прядей в среднем в 1,3–1,6 раза [10].

Повышение механических и служебных свойств пластически обжатых прядей и канатов из них открывает широкие перспективы для расширения области их применения. Увеличение конструктивной плотности канатов ведет к улучшению теплопроводности, в тесной связи с которой находится электропроводность. Специалистами ООО «Энергосервис» (Москва), ОАО «Северсталь-метиз» (Волгоград) и НТЦ ОАО ФСК (Москва) были разработаны новые конструкции

канатов ПК [11, 12] для воздушных линий (ВЛ) электропередачи. Изготовление опытных образ-

цов таких канатов на филиале «Волгоградский» АО «Редаелли ССМ» было начато в 2009 г.

Конструкция каната	Сечение	Типы механизмов	Технический эффект	Техническая документация
6x36(1+7+7/7+14)+ +6x7(1+6)+1x7(1+6)		Экскава-торы, шахтные подъемные установки	Увеличение технического ресурса в 1,5–1,8 раза	СТО 71915393- ТУ 090–2010
6x36(1+7+7/7+14)+ +1o.c.		Экскава-торы, шахтные подъемные установки	Увеличение технического ресурса в 1,5–1,8 раза	СТО 71915393- ТУ 040–2007
8x37(1+6.6+12+12)+ +8x7(1+6)+ +6x7(1+6)+1x7(1+6)		Экскава-торы	Уменьшение износа и абразивного разрушения, повышенное сопротивление усилиям скручивания; сердечник всегда остается смазанным. Увеличение технического ресурса в 1,1–1,3 раза	СТО 71915393- ТУ 043–2007
8x36(1+7+7/7+714)+ +7x19(1+9+9)		Шахтные подъемные установки	Увеличение технического ресурса в 1,5–2,0 раза	ТУ 14-4-496-74
18x7+5x7/5x7+ +5x7+1x7		Краны башенные, автокраны	Некрутимость, стабильность работы механизма	СТО 71915393- ТУ 061–2008
8x26(1+5+5/5+10)+ +6x17(1+8+8)+ +1x17(1+8+8)		Краны мостового типа	Стабильность работы механизма, увеличение технического ресурса в 1,5–2,0 раза	СТО 71915393- ТУ 051–2007
6x26(1+5+5/5+10)+ 6x7(1+6)+1x7(1+6)		Буровые установки	Увеличение технического ресурса в 1,4–1,6 раза	СТО 71915393- ТУ 068–2008
6x26(1+5+5/5+10)+ +1o.c.				
6x26(1+5+5/5+10)+ +3x19(1+6+6/6)+3o.3.		Буровые установки	Увеличение технического ресурса в 1,3–1,5 раза	CTO 71915393- TY 049–2007

В работе [13] исследована возможность применения пластически обжатого стального каната (троса) типа ЛК по СТО 71915393-ТУ 062–2008 конструкции 1+7+7/7+14 для защиты ВЛ от прямых ударов молнии вместо применяемого для этой цели стального каната типа ТК по ГОСТ 3063 конструкции 1+6+12. Относительное линейное обжатие при изготовлении

троса составляло $n_{\pi}=4,0-4,5$ %. Статические испытания на растяжение образцов канатов по ГОСТ 3063 и ТУ 062 (маркировочная группа проволок 1970 МПа) проводили на разрывной машине Quasar-600 фирмы «Галдабини» (Италия) с предельной нагрузкой 600 кН. Суммарное разрывное усилие образцов канатов определяли по формуле

$$P_{\Sigma}\sum_{i=1}^{i}n_{i}A_{i}\sigma_{_{\mathrm{B}}},$$

где i — число слоев в пряди; n_i — число проволок в данном слое; A_i — площадь поперечного сечения проволоки в данном слое; $\sigma_{\rm B}$ — временное сопротивление разрыву проволок (маркировочная группа).

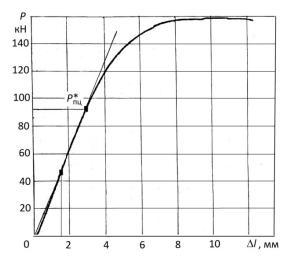


Рис. 2. Кривая растяжения до разрыва образца каната по ТУ 062

Реальное (агрегатное) разрывное усилие образцов канатов определяли при растяжении до разрыва. На рис. 2 показана кривая растяжения $P = f(\Delta l)$ образца каната по ТУ 062 диаметром 11 мм. Длина образца между захватами составляла $L_0 = 300$ мм. Максимальная нагрузка P_{max} соответствует разрывному усилию каната $P_{\text{агр}}$. Из-за значительного удлинения образца невоз-

можно определить стандартный предел пропорциональности и модуль упругости, как в случае с одиночной проволокой. Из графика возможно определить нагрузку $P_{\Pi \Pi}^* = 92$ кH, до которой имеет место почти линейная зависимость между нагрузкой и удлинением. В связи со значительным остаточным удлинением исходного каната при нагрузке модуль упругости каната определяли [13] при повторном нагружении.

анализ Сравнительный механических свойств канатов по ГОСТ 3063 и ТУ 062 диаметром 11 мм приведен в табл. 2. Из таблицы следует, что степень заполнения металлом поперечного сечения, характеризуемая коэффициентом конструктивной плотности $K_{\mbox{\tiny KII}}$ каната по ТУ 062, выше, чем каната по ГОСТ 3063. Повышение конструктивной плотности обеспечивает хорошую теплопроводность и, как следствие, высокую стойкость к воздействию прямых ударов молнии (образцы канатов по ТУ 062 показали абсолютную стойкость к ударам молнии, по ГОСТ 3063 - полную потерю работоспособности при действии разрядов в диапазоне 40–85 Кл [13]).

Повышенное значение конструктивной плотности предполагает, при прочих равных условиях, более высокую прочность. Экспериментальное значение агрегатного разрывного усилия каната по ТУ 062 выше аналогичной характеристики каната по ГОСТ 3063. Снижение суммарного разрывного усилия $K_{\Pi} = (P_{\Sigma} - P_{\text{arp}})/P_{\Sigma}$ (потеря прочности каната от свивки) составляет 1,07 и 1,76 % соответственно.

Таблица 2 Сравнительные характеристики канатов по ГОСТ 3063 и ТУ 062

Канат	Сечение	Конструктивная плотность K_{KII}	Суммарное разрывное усилие P_{Σ} , кН	Агрегатное разрывное усилие $P_{\text{arp.}}$, кН	Модуль упругости E_K , ГПа
ГОСТ 3063 конструкции 1+6+12		0,77 (100 %)	131,0 (100 %)	128,7 (100 %)	160 (100 %)
ТУ 062 конструкции 1+7+7/7+14		0,88 (114 %)	160,6 (122 %)	158,9 (123 %)	185 (115 %)

Экспериментальное значение модуля упругости каната по ТУ 062 выше принимаемых в соответствии с [14] значений $E_K = 150-170$ ГПа предварительно вытянутых канатов, а также

каната по ГОСТ 3063 (см. табл. 2). Для сравнительной оценки способности каната сопротивляться деформации удлинения подсчитывали продольную жесткость канатов $D_{\rm np} = E_K A$, зна-

чение которой для каната по ТУ 062 выше, чем для каната по ГОСТ 3063. Увеличение продольной жесткости каната приводит при эксплуатации к уменьшению деформации растяжения под нагрузкой. Исключение конструктивного удлинения в процессе эксплуатации в рассмотренном случае возможно без такой силовой обработки, как предварительная вытяжка (обтяжка) канатов.

Таким образом, повышение физико-механических свойств канатов одинарной свивки в результате кругового пластического обжатия позволит успешно использовать их в качестве грозозащитных тросов на ВЛ электропередачи при воздействии всего спектра эксплуатационных нагрузок: ветровых, грозовых и гололедных.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- $1.\ Manuhosckuй,\ B.\ A.\$ Стальные канаты. Ч. $1.\$ Некоторые вопросы технологии, расчета и проектирования / В. А. Малиновский. Одесса : Астропринт, 2001.-188 с.
- 2. *Мольнар, В. Г.* Технологические основы производства стальных канатов / В. Г. Мольнар, Ю. В. Владимиров. М. : Металлургия, 1975. 200 с.
- 3. *Мамаев, Ю. Д.* Производство и эксплуатация стальных канатов / Ю. Д. Мамаев, В. Ф. Даненко. Волгоград : ИУНЛ ВолгГТУ, 2010. 212 с.
- 4. *Глушко*, *М.* Ф. Эволюция и перспективы развития технологии производства стальных канатов / М. Ф. Глушко, В. К. Скалацкий, И. А. Шилин // Сб. труд. «Стальные канаты». Вып. 5. Киев: Техника, 1968. С. 94–101.
- 5. Скалацкий, В. К. Оценка степени деформации при пластическом обжатии круглых прядей / В. К. Скалацкий //

- Стальные канаты: сб. науч. тр. Вып. 6. Киев: Техника, 1969. С. 170–173.
- 6. *Харитонов, В. А.* Выбор режимов деформации при обжатии многослойных канатов в трехроликовых волоках / В. А. Харитонов, Т. А. Лаптева // Производство проката, 2013. № 8. C. 18–25.
- 7. *Малиновский, В. А.* Продольная жесткость обжатых прядей / В. А. Малиновский, Ю. В. Кобяков // Повышение эффективности и качества метизных изделий : сб. науч. тр. М. : Металлургия, 1981. С. 41–43.
- 8. Скалацкий, В. К. Повышение технического ресурса канатов из пластически обжатых прядей / В. К. Скалацкий, В. Г. Емельянов // Стальные канаты: сб. науч. тр. Вып. 9. Киев: Техника, 1972. С. 171–179.
- 9. *Глушко, М. Ф.* Вопросы расчета, механические испытания и сравнительная оценка круглых обжатых прядей / М. Ф. Глушко, В. К. Скалацкий // Стальные канаты: сб. науч. тр. Вып. 2. Киев: Техника, 1965. С. 172–180.
- 10. *Малиновский, В. А.* Ваерные и некоторые другие канаты типа ПК / В. А. Малиновский, Л. Д. Соломкин // Стальные канаты : сб. науч. тр. Вып. 3. Одесса: Астро-Принт, 2003. С. 243—250.
- 11. Пат. 2361304 С1 РФ. Грозозащитный трос / Петрович В. В., Фокин В. А., Власов А. К., Фролов В. И., Звягинцев А. В., Жулев А. Н. Опубл. 10.07.2009, Бюл. № 19.
- 12. П.м. 132241 РФ. Сталеалюминиевый провод для воздушной линии электропередачи / Фокин В. А., Власов А. К., Петрович В. В., Звягинцев А. В., Фролов В. И. Опубл.: 10.09.2013, Бюл. № 25.
- 13. О повышении служебных свойств канатов для молниезащиты воздушных линий электропередачи / А. К. Власов, В. А. Фокин, В. В. Петрович, В. И. Фролов, В. Ф. Даненко // Сталь. -2011.-N 7. -C. 78–81.
- 14. Руководство по применению стальных канатов и анкерных устройств в конструкциях зданий и сооружений / НИИ строит. конструкций Госстроя СССР. М.: Стройиздат, 1978. 94 с.

УДК 621.73

Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. Н. Гурулев

ВЛИЯНИЕ ВНЕЦЕНТРЕННОГО ИЗГИБА НА ФОРМИРОВАНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ МИКРОТВЕРДОСТИ В СВАРЕННОМ ВЗРЫВОМ И ПРОКАТАННОМ ТИТАНО-АЛЮМИНИЕВОМ КОМПОЗИЦИОННОМ МАТЕРИАЛЕ АМГ6–АД1–ВТ1-0*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

В работе проведено моделирование методом конечных элементов с помощью пакета *SIMULIA/Abaqus* поведения при внецентренном изгибе образцов титаноалюминиевого композита AMr6–AД1–BT1-0 после прокатки. Показано влияние упругопластического внецентренного деформирования на изменение микромеханических характеристик прокатанного титаноалюминиевого слоистого композита.

Ключевые слова: титаноалюминиевый композит, прокатка, моделирование, изгиб.

In this work modeling by finite element method with the help of the package SIMULIA/Abaqus behavior with off-center bending samples of titanium-aluminum composite AMg6–AD1–VT1-0 after rolling was carried out. The influence of elastic-plastic deformation with off-center bending on the changing of the micromechanical characteristics of the laminated titanium-aluminum composite is shown.

Keywords: titanium-aluminum composite, rolling, modeling, bending.

[©] Трыков Ю. П., Гуревич Л. М., Гурулев Д. Н., 2015

^{*} Исследование выполнено за счет гранта РФФИ (проект № 13-08-00066 а).

Применение слоистых композиционных материалов в конструкциях ответственного назначения (химических сосудах, атомных реакторах и др.) в виде плакированных листов, переходников различной формы и др. позволяет снизить металлоемкость и себестоимость продукции при одновременном улучшении их технических характеристик [1, 2].

Влияние энергетических условий сварки взрывом, различных видов химической, физической и механической неоднородности, технологических нагревов и других факторов на служебные свойства сваренных взрывом титаноалюминиевых композиционных материалов и сварных соединений достаточно хорошо изучено [3]. Однако поведение титаноалюминиевых СКМ после технологических переделов, связанных с холодным пластическим деформированием при прокатке, вальцовке, штамповке, гибке, оставалось слабоисследованным. Кроме того, работа композиционных элементов под нагрузкой может быть сопряжена с возникновением в различных участках конструкции упругих или пластических деформаций. Поэтому учет влияния последних на структуру и свойства композиционных материалов является важным аспектом при расчете и проектировании конструкционных деталей и узлов.

Целью настоящей работы являлось исследование влияния упругой деформации изгиба на микромеханические свойства сваренного взрывом и прокатанного композита АМг6— АД1–ВТ1-0.

Для изучения влияния деформации внецентренного изгиба на характер упрочнения ОШЗ полученного СВ и последующей неполной горячей прокаткой композита АМг6–АД1–ВТ1-0 дугообразные образцы подвергали изгибу в приспособлении (рис. 1), позволяющем получать заданную величину относительной деформации образца

$$\xi = \frac{\Delta L}{L} \times 100\%, \tag{1}$$

где ΔL — деформация в направлении приложения усилия, мм. На продольном шлифе в характерных сечениях A, B и C были нанесены реперные линии с базой 10 мм, по изменению расстояния между которыми оценивали распределение упругопластической деформации

$$\varphi = \frac{\Delta l}{l} \times 100\% \,. \tag{2}$$

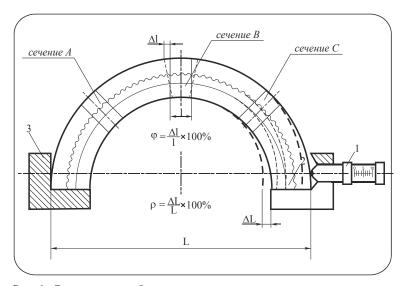


Рис. 1. Схема приспособления для исследования влияния упругопластической деформации внецентренного изгиба на эволюцию микромеханических характеристик титаноалюминиевого композиционного материала

Проведенный отжиг образца приводил к снятию полученного после неполной горячей прокатки упрочнения, и, как следствие, уменьшению микротвердости слоев композита.

Измерение деформаций проводили на инструментальном микроскопе БМИ-2 с погрешностью $\pm 0{,}005$ мм. После каждого измерения

твердости H и деформации ϕ образец освобождали и вновь производили измерения, затем цикл повторялся при постепенно возрастающей величине ξ вплоть до появления трещин в алюминиевом сплаве АМг6 при $\phi_{\rm kp} = 20$ %.

Распределение напряжений в различных участках изгибаемого образца оценивали с ис-

пользованием пакета компьютерных программ SIMULIA/Abaqus, основанного на методе конечных элементов с использованием модели пластичности Мизеса. Хотя предполагалось, что во всех участках изгибаемого элемента должны быть только упругие деформации, предусматривался расчет возможного упрочнения материалов в результате пластического деформирования с использованием модели Джонсона—Кука [4]. При задании свойств материала учитывали его упрочнение в ходе неполной горячей прокатки.

Распределение напряжений Мизеса по площади образца при деформациях $\xi = 2,5, 4,5$ и 6,5 % приведены на рис. 2. Характер распределения в выбранных сечениях A, B и C близок: максимальные напряжения на внутренней поверхности ВТ1-0, а минимальные — в алюминиевой прослойке, имеющей наименьший предел текучести и расположенной вблизи оси образца. Максимальные напряжения при выбранных значениях величины деформирования изменялись от 170 МПа при $\xi = 2,5 \%$ до 260 МПа в избранном сечении B, что несколько ниже предела текучести деформированного при прокатке ВТ1-0, а следовательно, в соответствии с критерием Мизеса, пластическая деформация не должна наблюдаться. Сечения A и C находятся на границе зоны максимальных напряжений Мизеса.

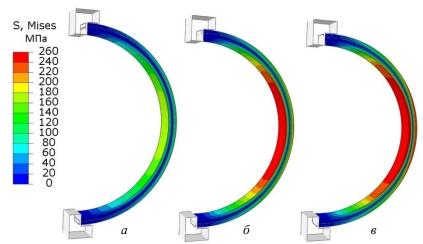


Рис. 2. Изменение распределения напряжений Мизеса по мере увеличения изгиба дугообразного образца: $a-\xi=2.5\%;\ \delta-\xi=4.5\%;\ s-\xi=6.5\%$

Распределение деформаций и микротвердости в слоях прокатанного композита под нагрузкой в исследуемом сечении В показано на рис. 3. С повышением ξ до 2,5 % выявлялась деформация только слоев АД1 и АМг6, причем в АМг6 действовали растягивающие напряжения, а в АД1, через который проходила нейтральная линия, растягивающие и сжимающие напряжения. При $\xi < 2.5$ % вследствие различного сопротивления деформации материалов отмечены две точки с нулевой деформацией: в центральной части алюминия и на границе ВТ1-0+АД1. Увеличение ξ до 6,5 % приводило к смещению нейтральной линии к границе с титаном, росту в алюминиевом сплаве деформации растяжения до 18 % вблизи свободной поверхности и реализации сжатия до 5 % в тита-

Распределение микротвердости в КМ под нагрузкой (рис. 3) носило сложный характер,

обусловленный различием физико-механических свойств металлов и влиянием предварительной «истории» нагружения. В алюминии, через который проходила нейтральная линия, характер твердости изменялся неоднозначно. В сечении, где действовали растягивающие напряжения, происходило разупрочнение металла до 320 МПа, а в зоне сжимающих напряжений — упрочнение до 380 МПа. В непосредственной близости от ОШЗ независимо от знака деформации микротвердость алюминия на границе с АМг6 возрастала до 390 МПа, что, возможно, связано с прохождением локализованных микропластических деформаций в этой области.

Разупрочнение предварительно деформированного металла вблизи ОШЗ уже отмечалось при описании влияния изгиба на сваренный взрывом титаноалюминиевый композит [5], а также прокатки титаноалюминиевого композита [6] и объяснялось с позиций дислокацион-

ной теории перераспределением и аннигиляцией дислокаций, перемещающихся при деформации $\xi \le 2,5$ % из-за больших различий упругих и пластических характеристик составляющих СМК.

Дальнейшее повышение степени изгиба вызывало рост твердости слоев во всех исследованных сечениях за исключением ОШЗ в титане, где твердость сохранялась на уровне 2,7 ГПа.

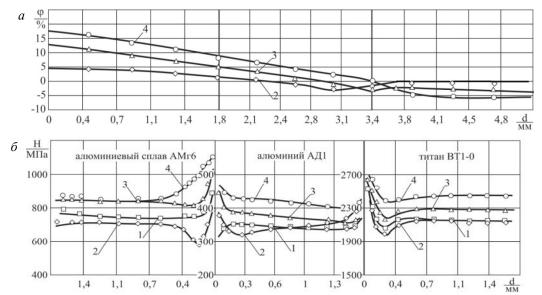


Рис. 3. Распределение деформации φ (a) и микротвердости (δ) в слоях изгибаемого СМК АМг6–АД1–ВТ1-0 после прокатки с обжатием 20 %: I – исходное состояние; 2 – ξ = 2,5 %; 3 – ξ = 4,5 %; 4 – ξ = 6,5 %

При реализации максимальной деформации $\xi = 6,5$ % твердость титана на некотором расстоянии от ОШЗ увеличивалась до 2,5 ГПа, а алюминия — до 0,43 ГПа равномерно по всей толщине и до 0,47 и 0,42 ГПа вблизи околошовной зоны на границах с АМг6 и ВТ1-0 соответственно. Деформация в интервале 4,5—6,5 % изменяла микротвердость АМг6 только на расстоянии 0,1—0,6 мм от границы с АД1, максимальное значение кото-

рой составляло 1,1 ГПа. Эффект разупрочнения титана и АМг6 на расстоянии 0,2–0,3 мм от границы соединения с увеличением деформаций растяжения и сжатия уменьшался и при достижении максимальной деформации практически отсутствовал. Повышение твердости с увеличением степени деформирования легко объяснимо формированием новых дислокационных структур и ростом их плотности.

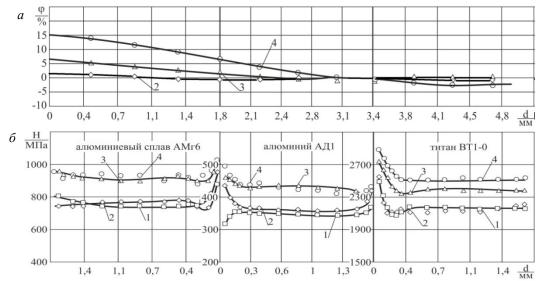


Рис. 4. Распределение деформации ϕ (*a*) и микротвердости (*б*) в слоях СМК АМг6—АД1—ВТ1-0 после прокатки с обжатием 20 %, изгиба и снятия нагрузки: I – исходное состояние; 2 – ξ = 2,5 %; 3 – ξ = 4,5 %; 4 – ξ = 6,5 %

После снятия нагрузки при деформации ξ до 2,5 % (рис. 4) наблюдалось восстановление первоначальной формы находящегося в упругой области композита. Увеличение деформации ξ с 2,5 до 6,5 приводило к возникновению и росту доли пластической деформации, причем в титановом слое из-за разницы пределов текучести и модулей упругости с алюминием пластическая деформация значительно меньше, чем в АМг6. Для сравнения: доли пластической деформации у свободных поверхностей составляли соответственно 85 % в АМг6 и 55 % в ВТ1-0.

После деформации $\xi = 2,5$ % и освобождения образца микротвердость всех слоев композита соответствовала ее значениям после неполной горячей прокатки. Разгрузка после деформации $\xi > 2,5$ % не приводила к существенным изменениям твердости, которая оставалась на уровне 0,91; 0,43 и 2,53 ГПа для АМг6, АД1 и ВТ1-0 соответственно, за исключением ОШ3, где после снятия нагрузки в АМг6 наблюдалось падение твердости до 1,0 ГПа, а в титане – упрочнение до 2,9 ГПа.

Вывод

Показано влияние упругого внецентренного деформирования на изменение микромеханических характеристик прокатанного титаноалюминиевого слоистого композита. При неболь-

ших упругих деформациях наблюдалось разупрочнение предварительно деформированного металла вблизи ОШЗ, которое ранее отмечалась при изгибе и прокатке сваренного взрывом титаноалюминиевого композита и объяснялось с позиций дислокационной теории.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Производство металлических слоистых композиционных материалов : монография / А. Г. Кобелев, В. И. Лысак, В. Н. Чернышев [и др.]. М. : Интермет Инжиниринг, 2002.-496 с.
- 2. Some economic and technical advantages of clod materials / Oliveira C.G., Sequeira F., Santos Oliveira J.F., Valente R.P. // Annu. Assem. Publ. Sess.: Weld and Allied Process, Energy and Econ. Ljubljana, 1982. S.1. P. 1 16.
- 3. *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.
- 4. *Johnson G. R., Cook W. H.* A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures // Proceedings of the 7th Int. Symp. on Ballistics. 1983. P. 541–547.
- 5. *Трыков*, *Ю*. *П*. Влияние пластической деформации на структуру и свойства слоистых композиционных материалов / Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, А. Ф. Трудов, Д. Н. Гурулев, С. А. Волобуев // Сварочное производство. 2002. N2 6. С. 11–14.
- 6. *Трыков, Ю. П.* Особенности деформирования сваренного взрывом титан алюминиевого композита / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. Н. Гурулев // Сварочное производство. 1999. № 1. С. 11–15.

УДК 621.01:539.431

А. Н. Савкин, А. В. Андроник, К. А. Бадиков, Е. С. Леготин, Д. С. Рыльцов

КИНЕТИКА РОСТА УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН ПРИ БЛОЧНОМ НАГРУЖЕНИИ И ЭФФЕКТЫ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ПЕРЕМЕННЫХ АМПЛИТУД НАПРЯЖЕНИЙ В НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: tfpic@vstu.ru

Приведены данные оценки усталостной трещиностойкости в низколегированной стали при простых блочных нагружениях. Полученные данные показывают, что в зависимости от комбинации параметров нагрузки могут наблюдаться задержка или ускорение роста усталостной трещины. Полученные характеристики роста трещин сравнивали с интенсивностью развития усталостных полос на фрактографии разрушения металла.

Ключевые слова: рост трещины усталости, переменные блоки нагружения, усталостные полосы в структуре металла.

Estimations of fatigue crack resistance are given for low alloy steel under simple block loading. Obtained results demonstrated that effects of arrest or acceleration of fatigue crack growth depends on load parameters combination. Results of crack growth and fractography analysis of fatigue striations generation correlate well with each other.

Keywords: fatigue crack growth, variable amplitude block, fatigue striations.

Введение

Наряду с прогнозированием усталостной долговечности материалов и конструкций на

стадии рассеянных повреждений [1,2] большое внимание в инженерной практике уделяется оценке распространения макротрещин в различ-

ных элементах при переменном нагружении [3,4]. Структура сплава представляет собой верхний бейнит. В ферритной матрице имеются включения легированного цементита (Fe,Cr,Mn,Mo)₃ С с размерами 0,3–0,5 мкм.

Материалы и методы исследования

На рис. 1 показана структура исследуемой стали с локальной трещиной, распространяющейся в перпендикулярном направлении к плоскости разрушения. Испытания на трещиностойкость проводились на сервогидравлической машине Biss Nano-25 кN на стандартных компактных образцах, геометрические размеры соответствовали стандарту ASTM 647. Испытывали сталь AiSi-4030 (российский аналог стали 40XHM).

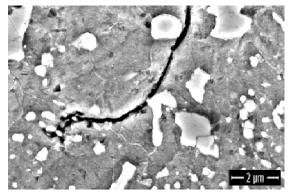


Рис. 1. Структура стали AiSi 4030 с локальной трещиной, распространяющейся в перпендикулярном направлении к плоскости разрушения

Характеристики трещиностойкости показаны в табл. 1. Механические свойства стали AiSi 4030: предел прочности $\sigma_{\scriptscriptstyle B}=870$ МПа, предел текучести $\sigma_{\scriptscriptstyle T}=690$ МПа, относительное удлинение равно 13 %, предел выносливости $\sigma_{\scriptscriptstyle -1}=420$ МПа.

Из рис. 1 следует, что усталостные трещины продвигаются в монолите ферритного зерна, пересекая их границы, т. е. межзеренного разрушения не наблюдается. При исчерпании энергии на продвижение трещины вглубь материала она останавливается.

Таблица 1 Характеристики кинетической диаграммы усталостного разрушения исследуемой стали Aisi 4030

Коэффициенты кинетического уравнения		Критическая величина КИН	Пороговая величина КИН	
C n		K_{fC} , МПа $\sqrt{_{\rm MM}}$	K_{th} , МПа $\sqrt{_{\rm MM}}$	
5,6·10 ⁻¹³	2,47	2165	537	

Блочное нагружение проводилось по схемам, показанным на рис. 2, где a,b – однократные перегрузки и недогрузки; c,d – пятикратные перегрузки и недогрузки; e,f – трехступенчатые блоки нагружения; БСМ – большая, средняя, малая нагрузка; МСБ – малая, средняя, большая нагрузка. $\sigma_{\max} = 200 M\Pi a$, $\sigma_{\max} = 125 M\Pi a$ для перегрузочных и недогрузочных режимов нагружения $\sigma_{\max} = 200 \ M\Pi a$, $\sigma_{cp} = 125 \ M\Pi a$, $\sigma_{\min} = 63 \ M\Pi a$. Блок нагружения составлял 100 циклов, для трехступенчатого блока нагружения каждая ступень нагружения составляла 33 цикла нагружения.

Прекрэкинг по выращиванию усталостной трещины проводился до значения 17 мм при стационарной циклической нагрузке от 7–10 кH, R=0. В процессе испытания записывалась кинетика роста трещин в зависимости от числа циклов. По меткам: 19, 21, 23, 25, 27, 30 мм фиксировалась длина трещины и число циклов нагружения для изучения фрактографии разрушения на электронном микроскопе Versa 3D при увеличении от 5000 до 200000 раз и оценки скорости роста за цикл нагружения.

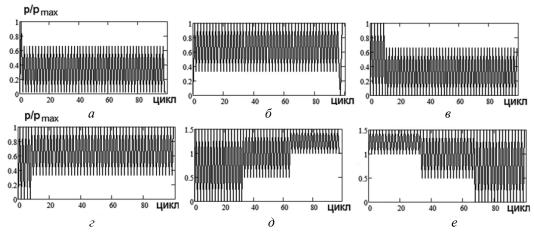


Рис. 2. Схемы нагружения компактного образца

Результаты оценки кинетики развития усталостных трещин по представленным выше программам показаны на рис. 3 и 4.

Кинетика развития усталостной трещины при стационарном циклическом нагружении представлена на рис. З слева, где $I-\sigma_{\max}=125M\Pi a$ R=0; $3-\sigma_{\max}=200M\Pi a$, $\sigma_{\min}=75M\Pi a$, R=0,375 и блочном: 2-(5 перегрузок $-\sigma_{\max}=200M\Pi a$, $\sigma_{\max}=125M\Pi a$, R=0, N=100u), A=0, недогрузок $\sigma_{\max}=200M\Pi a$, $\sigma_{\min}=0$, R=0, $\sigma_{\max}=200M\Pi a$, $\sigma_{\min}=75M\Pi a$, R=0,375, N=100u). На рис. З слева показаны значения роста усталостных трещин a (мм) при 5 перегрузках (кривая 2) и 5 нещин 20 м.

догрузках (кривая 4). Для сравнения проведены испытания по росту трещин при стационарных режимах нагружения - кривые 1 и 3. Для режимов перегрузки и недогрузки были одинакомаксимальные значения напряжения $\sigma_{\rm max} = 200 M\Pi a$, но с разными асимметриями циклов. Для перегрузки R = 0, а для недогрузки R = 0.375. Кинетика развития усталостной трещины при 3-ступенчатом нагружении также показаны на рис. 3 справа, где 1 - МСБ $(\sigma_{\min} = 62M\Pi a \;,\;\; \sigma_{cp} = 125M\Pi a \;,\;\; \sigma_{\max} = 200M\Pi a \;, \label{eq:sigma_max}$ 2 – БСМ $(\sigma_{\text{max}} = 200M\Pi a,$ $N_i = 33u$); $\sigma_{cn} = 125M\Pi a$, $\sigma_{min} = 62M\Pi a$, $N_i = 33\mu$).

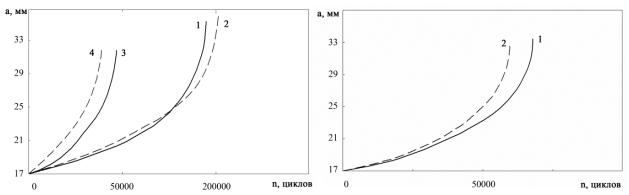


Рис. 3. Кинетика развития усталостной трещины при стационарном циклическом нагружении (слева) и при 3-ступенчатом нагружении (справа)

Полученные результаты и их обсуждение

Повышение коэффициента асимметрии увеличивает темп роста трещины. Размах напряжения в обоих случаях был одинаковым. При перегрузочном режиме наблюдается увеличение долговечности на 8240 цикла по сравнению со стационарным, а для недогрузки наоборот, умень-

шение на 13500 циклов, что отвечает известным литературным данным по этому вопросу [5,6]. Испытания стали на трещиностойкость при 3-ступенчатом нагружении (БСМ) и (МСБ), представленные на рис. 4, показали значение долговечности для режима МСБ большим на 7500 циклов по сравнению с режимом БСМ.

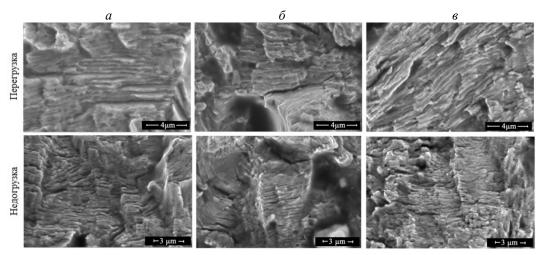


Рис. 4. Усталостные полосы, определяющие локальную скорость усталостной трещины стали AiSi 4030 при испытании компактного образца с одной перегрузкой и одной недогрузкой: a – трещина 19 мм; δ – трещина 21 мм; ϵ – трещина 23 мм

Было проведено изучение структуры разрушения стали на электронном микроскопе Versa 3D, позволяющем получать рельефную картину разрушения в виде усталостных полосок, характеризующих продвижение усталостной трещины за цикл нагружения, т. е. ее скорость за цикл нагружения.

Следует заметить, что характер разрушения исследуемого материала сопровождается изменением направления фронта продвижения трещины в различных фрагментах сплава. На рис. 5 показаны фрагменты развития усталостных полосок в стали, полученные с увеличением 25000 для одноперегрузочного (рис. 2, a) и однонедогрузочного (рис. 2, a) режима нагружения для различных значений усталостных трещин. Усталостное разрушение стали в поперечном по отношению к прикладываемой нагрузке направлении сопровождается развитием продольных разгрузочных трещин, одна из которых показана на рис. 1.

По мере роста трещины ширина усталостных полосок увеличивается, что отвечает росту ее скорости. На рис. 6 показано изменение локальной скорости развития трещины, определяемой как средняя величина пяти замеров ширины полосок в исследуемом фрагменте, соответствующем характерной величине развития трещины. На этом же рисунке показано изменение интегральной скорости развития трещины, полученной по показанию датчика раскры-

тия трещины. Отмечено, что характер изменения интегральной и локальной трещины усталости идентичны. Однако интенсивность развития локальной трещины выше, чем ее значение в интегральной зависимости. Скорость развития трещины посредине образца при плоской деформации выше, чем по краям.

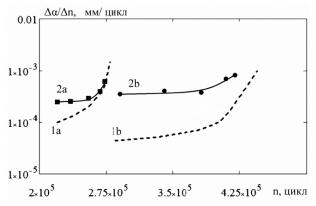


Рис. 5. Сравнение интегральной (1) и локальной (2) скорости развития усталостной трещины стали AiSi 4030 на среднеам-плитудном участке КДУР при недогрузочном (а) и перегрузочном (b) режиме циклического нагружения (блок нагружения 100 циклов, недогрузка и перегрузка по 5 циклов)

Поэтому показанная локальная скорость роста трещины может быть выше, чем интегральная скорость, являющейся средней скоростью продвижения трещины. Как отмечалось выше, направленность развития усталостной трещины весьма разнообразна.

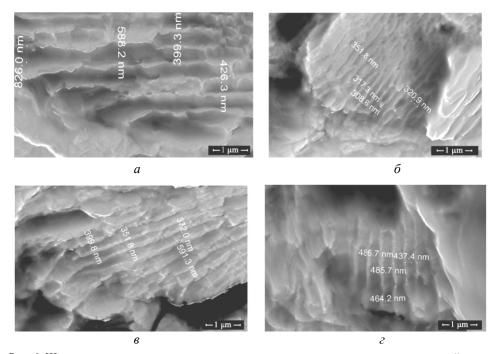


Рис. 6. Ширина усталостных полосок, определяющих локальную скорость усталостной трещины стали Aisi 4030 при испытании компактного образца на трещиностойкость для зерен с различной ориентацией минимальной прочности по отношению к интегральному ее продвижению (a-0; $\delta-28$; s-65; $s-90^\circ$, длина трещины 30 мм)

Это показано на рис. 6, где на одном фрагменте структуры разрушения сплава наблюдается различная направленность усталостных полос, определяющих локальную скорость развития трещины от 0 до 90°. Здесь же для различно ориентированных трещин был проведен их замер при одинаковом увеличении (50000 раз).

На рис. 7 показаны изменения локальной скорости роста усталостной трещины при длине 30 мм и различных видах нагружения в зависимости от их ориентации по сравнению с интегральным направлением движения трещины. Это может быть связано с различной прочностной ориентацией фрагментов структуры сплава. Из проведенного исследования следует, что в пределах от 20 до 80° по отношению к интегральному направлению развития трещины значения ширины усталостных полосок примерно одинаковы. Изменения наблюдаются в пределах от 0 до 20°, когда трещина ускоряется в направлении интегрального ее развития. При совпадении направленности развития трещины с интегральной направленностью ее развития увеличивается скорость ее продвижения (кривые 2 и 3). Для недогрузочного режима нагружения таких особенностей не выявлено.

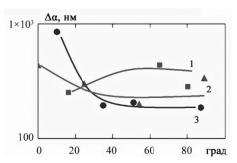


Рис. 7. Изменение ширины усталостных полосок при нагружении компактного образца в зависимости от их наклона: 1 – недогрузка 5 циклов; 2 – БСМ; 3 – стационарное нагружение. Длина усталостной трещины 30 мм

На рис. 8 показаны кинетические диаграммы усталостного разрушения (КДУР) исследуемой стали при блочном нагружении. Они представлены двумя группами кривых.

Ниже расположены кривые, связанные с недогрузочными режимами нагружения (кривые 2, 3, 5) и с испытаниями с трехблочными нагружениями БСМ и МСБ (кривые 7, 8). Для этой группы кривых режимы нагружения проведены с положительными значениями асимметрии цикла R больше нуля. Ниже расположена группа кривых, связанных с перегрузками (кривые 1, 4, 6). Эти испытания соответствовали отнулевому нагружению R = 0. Таким образом, на-

гружения с положительной асимметрии цикла R смещают кинетические диаграммы усталостного разрушения вверх.

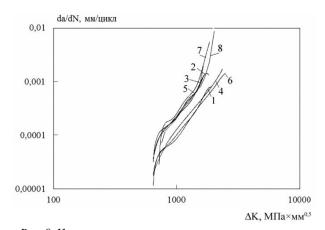


Рис. 8. Кинетические кривые усталостного разрушения стали при блочном нагружении: I — стационарное нагружение (для перегрузочного режима); 2 — стационарное нагружение (для недогрузочного режима); 3 — одна недогрузок; 4 — одна перегрузок; 5 — пять недогрузок; 6 — пять перегрузок; 7 — режим БСМ; 8 — режим МСБ

Характерной особенностью для этих диаграмм является тенденция сосредоточенности значений порогового коэффициента интенсивности напряжений K_{th} для обеих групп кривых в диапазоне 650 МПа $\sqrt{\text{мм}}$, кроме кривых для

в диапазоне озо мпта \sqrt{m} м, кроме кривых для БСМ и МСБ (кривые 7, 8). Значение порогового коэффициента для исследуемой стали при стационарном циклическом нагружении, представленное в табл. 3, несколько меньше и составляет 537 МПа \sqrt{m} м. Для этих режимов трехблочного нагружения можно отметить и повышенное значение критического коэффициента интенсивности напряжений K_{fc} , где он пре-

вышает значение 2300 МПа $\sqrt{\text{мм}}$. Сравнение полученных кинетических диаграмм, полученных при блочном нагружении и при стационарном циклическом нагружении, показало, что кинетическая диаграмма при стационарном нагружении представляет среднюю кривую в первой группе кривых (2-8).

Значения коэффициентов уравнения Пэриса, пороговое и критическое значение коэффициентов интенсивности напряжений представлены в табл. 3. Был проведен расчет продолжительности роста трещины по схеме алгоритма «цикл за цикл» без учета взаимодействия амплитуд напряжений.

В табл. 2 показан сравнительный анализ продолжительности роста трещины для различных видов нагружения, представленных в дан-

ИЗВЕСТИЯ ВОЛГГТУ 85

ном исследовании. Для перегрузочных режимов нагружения расхождение расчетных и экспери-

ментальных данных не превышало 10 %, а с недогрузочными режимами нагружения – 25–27 %.

Таблица 2 Сравнительный анализ продолжительности роста трещины для различных видов нагружения

№	Вид блочного	Напряжения (МПа)			a 101	Долговечность (цикл)		%	
п.п	нагружения	σ_{max}	σ_m	σ_{min}	$a_{\rm KP}$, MM	$N_{ m эксп}$	$N_{ m pac}$	/0	
1	Стационарное	200	-	-	35,5	52000	59000	14	
2	1 перегрузка	200	125	ı	33,5	198000	208700	5	
3	5 перегрузок	200	125	ı	36,7	202573	192600	4,5	
4	1 недогрузка	200	_	75	33,5	90225	66440	27	
5	5 недогрузок	200	_	75	32,1	77131	69090	10	
6	МСБ	200	125	62	33,5	68053	70000	28	
7	БСМ	200	125	62	32,5	59682	70000	14,7	

Выводы

Таким образом, на основании проведенного исследования можно сделать выводы: 1) для высокопрочной низколегированной стали Aisi 4030 характерно разновекторное распространение усталостной трещины, связанное с микронеоднородной зеренной структурой. Продольные трещины, возникающие по мере продвижения поперечной трещины, способствуют разгрузке жесткости напряженного состояния структурных элементов; 2) сравнение локальной, связанной с изменением ширины усталостных полос в структуре сплава, и интегральной, определяемой по датчику раскрытия трещины скорости трещины показали, что характер изменения скоростей распространения в обоих случаях идентичен. Различие в ее значениях определяется видом напряженного состояния, при котором оценивали локальную скорость ее распространения. Скорость трещины при плоской деформации выше, чем при плоском напряженном состоянии; 3) влияние на долговечность распространения трещин различных недогрузочных и перегрузочных блочных нагружений для исследуемой стали показало их зависимость от вида нагружения, хотя эти изменения и незначительны для используемых в исследовании нагрузок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. *Трощенко, В. Т.* Рассеянное усталостное повреждение металлов и сплавов. Сообщ. 1. Неупругость, методы и результаты исследования / В. Т. Трощенко // Проблемы прочности. -2005. -№ 4. C. 5–33.
- 2. *Савкин, А. Н.* Прогнозирование усталостной долговечности высоконагруженных конструкций / А. Н. Савкин, В. П. Багмутов// ВолгГТУ. Волгоград, 2013. 364 с.
- 3. Механика разрушения и прочности материалов; справочное пособие / под ред. В. В. Панасюка. В 4 т. Киев: Наукова думка, 1988–1990. Т. 1. Основы механики разрушения. 488 с.; Т. 2. Коэффициенты интенсивности напряжений в телах с трещинами. 620 с.; Т. 3. Характеристики кратковременной трещиностойкости материалов и методы их наблюдения. 436 с.; Т. 4. Усталость и циклическая трещиностойкость конструкционных материалов. 680 с.
- 4. *Sunder*, *R*. Unraveling the Science of Variable Amplitude Fatigue. Journal of ASTM International, Vol. 9, № 1, pp. 2–32.
- 5. Skorupa, M. Load interaction effects during fatigue crack growth under variable amplitude loading a literature review. Part 1: empirical trends, Fatigue & Fracture of Engineering Material & Structures 1998; 21: pp.987–1006.
- 6. Sunder R., Prakash R. V., Mitchenko E. I. Fractographic Study of Notch Fatigue Crack Closure and Growth Rates, ASTM Spec. Tech. Publ., J. E. Masters and L. N. Gilbertson, Eds., Vol. 1203, 1993, pp. 113–131.

УДК 620.18: 669-419:621.771 621.785.532

А. И. Плохих, Чан Юэ, С. Д. Карпухин

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МЕЖСЛОЙНОГО ДИФФУЗИОННОГО ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЯ УГЛЕРОДА НА УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ МНОГОСЛОЙНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Московский государственный технический университет им. Н. Э. Баумана e-mail: plokhikh@bmstu.ru

В работе приведены результаты исследований по установлению влияния структурных изменений, обусловленных протеканием выравнивающей диффузии углерода в многослойном материале на основе сталей У8 и 08кп. Исследуемые образцы состояли из 100 чередующихся между собой слоев сталей, которые были прокатаны при температурах 800, 900 и 1000 °С. Были использованы металлографический, калориметрический (ДСК) и фрактографический методы анализа, а также испытания по определению ударной вязкости. На основании анализа термограмм по изменению положения критических точек сделано заключение о высокой скорости протекания межслойной диффузии углерода, которая завершается к моменту окончания прокатки исследуемых образцов. Показано, что дополнительная циклическая аустенитизация приводит к нарушению слоистого строения многослойного материала путем образования общих для нескольких слоев перлитных зерен. Фрактографический анализ межслойных изломов специальным образом изготовленных ударных образцов показал, что наибольший вклад в энергоемкость разрушения вносит пластическая деформация, происходящая в процессе вырывания фрагментов металла из соседних слоев.

Ключевые слова: слоистые композиты, многослойные металлические материалы, горячая прокатка, микроструктура, диффузия, фазовые превращения, структурная стабильность.

Decreasing weight and dimensional parameters of structural parts and members is a relevant objective of today's machine building. Operational parameters of a whole product can be improved substantially by solving this problem. Practice shows that use of anisotropic materials characterized by gradient macro- or microstructure is still quite efficient in designing advances items of modern machinery. Multilayer materials structures and mechanical properties were studied on samples obtained from primary workpieces including 100 interlacing layers 0.5 mm thick of 08kp+U8 steels (50 layers of each grade). It was established that such structure formation and its "heritance" during further processing is defined by a number of factors. The main factor is initial workpiece components strain capacity and rolling process technological parameters. On the other hand, laminar structure distortion associated with alloying components diffusion and thus structural recrystallization at layers border shall occur in high-temperature zone under thermal distortion impact. Therefore, the problem of interlayer borders stability provision during multilayer materials cyclic high-temperature heating is relevant.

Keywords: layered composites, multilayer metal materials, hot rolling, microstructure, phase transformations, structural stability.

Использование в машиностроении многослойных металлических материалов позволяет значительным образом повысить ресурс деталей и конструкций, работающих в условиях высоких нагрузок, при одновременной экономии дорогостоящих легирующих элементов [1]. Наряду с известным применением би-, три- и других металлов перспективным может оказаться использование многослойных материалов, состоящих из сотен слоев, однородных по своему составу [2]. Стабильность такой многослойной структуры зависит, в первую очередь, от диффузионной подвижности легирующих элементов, а также ряда технологических факторов, способных вызвать перекристаллизацию на межслойных границах и тем самым нарушить слоистое строение. Проведенные ранее исследования показали, что между слоями таких многослойных материалов наблюдается выравнивающая диффузия легирующих элементов замещения [3]. Для оценки влияния диффузии атомов внедрения, в частности, углерода, было проведено исследование на модельной композиции многослойного материала, состоящей из углеродистых сталей, имеющих составы, которые бы обеспечили значительный градиент концентрации между отдельными слоями.

В качестве основных объектов исследования были использованы образцы многослойного материала, которые состояли из 100 чередующихся между собой слоев сталей У8 и 08кп с начальной толщиной листов 0,5 мм, по 50 каждой марки. По экспериментальному технологическому маршруту [4], при разных температурах многопроходной горячей пакетной прокатки (800, 900 и 1000 °C), с дробной деформацией, не превышающей 10 %, были получены заготовки листового сортамента толщиной 10 мм. Из заготовок многослойного материала с толщиной слоев 100 мкм были изготовлены образцы для проведения исследований.

Выбор температуры горячей прокатки был сделан исходя из условия фактического (по результатам ДСК) существования чередующихся слоев исходной композитной заготовки в следующих структурных состояниях:

при температуре прокатки 800 °C сталь У8 имеет аустенитную, а сталь 08кп — ферритную структуру, т. е. прокатка ведется в γ + α -состоянии;

при 900 °C сталь У8 также находится в аустенитном состоянии, а сталь 08кп — в γ +(α + γ)-состоянии;

при 1000 °C обе стали находятся в аустенитном состоянии – γ + γ . Учитывая различную растворимость свободного углерода в аустените и феррите, мы посчитали выбор температур и структурных сочетаний оптимальными для оценки влияния диффузионной подвижности углерода на структуру и свойства многослойного материала.

Исследование показало, что микроструктура многослойного материала, полученного прокаткой при температуре 800 °С, имеет мелкокристаллическое строение, как в слоях, бывших изначально сталью У8, так и в слоях, бывших ранее сталью 08кп. Структурная картина меняется с повышением температуры прокатки, однако различие в строении слоев сохраняется, как наследуется и мелкокристаллическое строение в слоях стали 08кп.

Другой характерной особенностью строения является светлая полоса, расположенная вдоль межслойных границ многослойного материала (рис. 1, а). Учитывая наличие градиента концентрации углерода в исходных слоях материала, можно принять, что причиной появления этой «обезуглероженной» прослойки, является направленная диффузия углерода из слоя, бывшего изначально сталью У8, в слой, бывший ранее сталью 08кп (стрелки на рисунке).

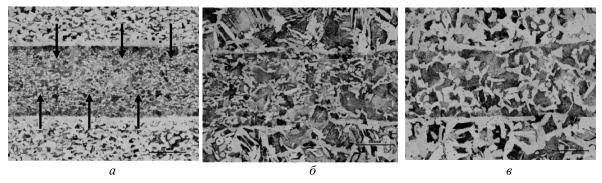


Рис. 1. Микроструктура образцов многослойного материала У8+08кп в исходном состоянии (x500), $T_{\rm np}$: $a-800~^{\circ}\mathrm{C}; \delta-900~^{\circ}\mathrm{C}; \epsilon-1000~^{\circ}\mathrm{C}$

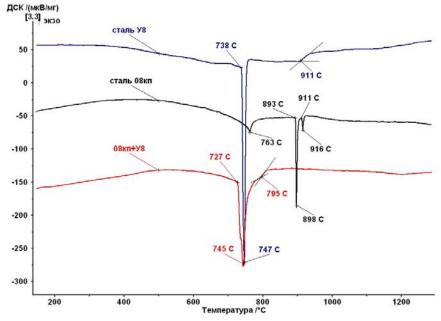


Рис. 2. Термограмма (ДСК) нагрева сталей 08кп, У8 и многослойного материала 08кп+У8 (T_{np} = 800 o C)

Подтверждением этому предположению может служить анализ термограмм (ДСК), проведенный на образцах исследуемой композиции. Можно видеть, что термограмма нагрева многослойного материала, по сравнению с термограммами исходных сталей 08кп и У8, существенным образом отличается (рис. 2). Положение критических точек в многослойном материале соответствует среднеуглеродистой стали с примерным содержанием углерода около 0,45 %.

При этом начало $\alpha \rightarrow \gamma$ -перехода в образцах, полученных прокаткой при температурах 800, 900 и 1000 °С, практически совпадает. Это может говорить о том, что диффузия углерода идет с очень высокой скоростью и его перераспределение между слоями завершается в заготовке толщиной 10 мм даже при температуре 800 °С (рис. 3).

Для создания дополнительных условий перекристаллизации на межслойных границах образцы были подвергнуты циклическим нагревам до температуры 1000 °С с последующим охлаждением до комнатной температуры в количестве 5 и 10 циклов. На микрофотографии можно видеть, что наиболее сильное влияние термоциклическая обработка оказывает на структуру образцов, полученных прокаткой при температуре 1000 °С (рис. 4, в). Так структура слоев, бывших ранее слоями стали 08кп, до проведения термоциклической обработки имела мелкокристаллическое строение с размерами зерен не более 10–12 мкм.

После 5 циклов нагрева и охлаждения в этих слоях можно наблюдать нарушение мелкокристаллического строения с образованием крупных перлитных участков со средним размером 100x200 мкм.

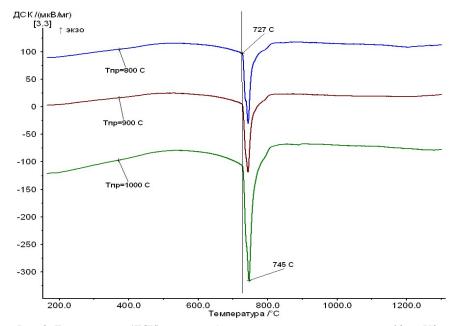


Рис. 3. Термограммы (ДСК) нагрева образцов многослойного материала 08кп+У8, полученных при разных температурах прокатки

При этом в слоях, бывших ранее слоями стали У8, перлитные зерна остаются крупнозернистыми, имея величину, соизмеримую с толщиной слоя.

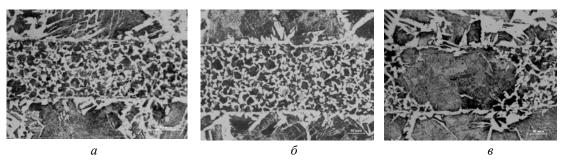
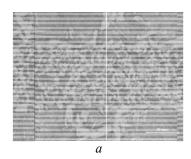
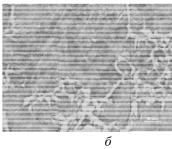


Рис. 4. Микроструктура образцов многослойного материала У8+08кп после 5 циклов нагрева и охлаждения (х500), T_{np} : $a-800\,^{\circ}\mathrm{C};\ \sigma-900\,^{\circ}\mathrm{C};\ s-1000\,^{\circ}\mathrm{C}$

Иная динамика наблюдается в образцах, полученных прокаткой при 800 и 900 °C. Так, различие в строении слоев и видимая межслойная граница полностью сохраняется после 10-кратной циклической обработки в образцах, прокатанных при 800 °C (рис. 5, *a*). Аналогичным образом сохраняется структура после 5 циклов в образцах, прокатанных при 900 °C (рис. 4, б). Однако с увеличением количества циклов до 10 в структуре

наблюдаются изменения, аналогичные изменениям в образцах, прокатанных при 1000 °С. Общую картину нарушения многослойной структуры можно характеризовать как размытие межслойной границы за счет образования крупных перлитных зерен, которые, увеличиваясь в размере, становятся общими для нескольких слоев (рис. 5, б). При этом центром этого роста являются слои, бывшие ранее сталью 08кп.





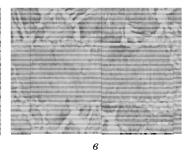


Рис. 5. Микроструктура образцов многослойного материала У8+08кп после 10 циклов нагрева и охлаждения (х500), T_{np} : a-800 °C; $\delta-900$ °C; $\epsilon-1000$ °C

Для оценки влияния 5-кратной термоциклической обработки было проведено исследование по определению ударной вязкости на образцах с U-образным концентратором. Образцы были получены путем вырезания столбика размером 10х10 мм из многослойного проката, имеющего толщину 10 мм, с последующей аргонодуговой сваркой с частями аналогичного сечения, таким образом, чтобы суммарная длина образца была равна стандартной длине 55 мм (рис. 6).

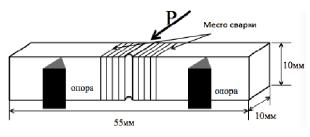


Рис. 6. Схема испытания на ударный изгиб

Проведенные испытания показали, что максимальное значение ударной вязкости в исходном состоянии имеют образцы многослойных материалов, прокатанные при температуре 900 °C. Однако дополнительная термоциклическая обработка приводит к снижению значений ударной вязкости этих образцов и к увеличению, практически в два раза, значений КСU образцов, прокатанных при температуре 800 °C (таблица).

Ударная вязкость многослойного материала 08кп+У8

Температура прокатки, °С	Состояние образца	КСU, Дж/см ²
900	исх., горячий прокат	7,9
800	5 циклов, нагрев до 1000 °C	15,0
900	исх., горячий прокат	13,7
900	5 циклов, нагрев до 1000 °C	8,5
1000	исх., горячий прокат	8,2
1000	5 циклов, нагрев до 1000 °C	9,2

Фрактографическое исследование поверхности изломов показало, что энергоемкость разрушения многослойного материала композиции 08кп+У8 в исходном состоянии зависит от нескольких факторов. В первую очередь, от того, как часто магистральная трещина меняет свое направление при движении по выбранному слою. На рис. 7, а видно, что для образца, полученного прокаткой при температуре 800 °C, этого практически не происходит, вплоть до момента долома образца. Более рельефной поверхностью обладают образцы после прокатки при 900 °C. Хорошо видно, что разделение образца сопровождается вырыванием фрагментов металла из соседних слоев (рис. 7, б). Это может свидетельствовать либо о хорошей адгезионной связи между слоями, либо о наличии общих зерен между ними, чего, однако, в микроструктуре (рис. 4, б) не наблюдается. Похожим рельефом

обладает и поверхность образца, полученного прокаткой при 1000 °C, однако, значение КСU в этом случае оказывается весьма близким к значениям образца, прокатанного при 800 °C.

Детальное изучение изломов показало, что характер разрушения является общим для образцов, прокатанных при температуре 800 и 1000 °С, и представляет собой внутризеренный хрупкий излом, наблюдаемый обычно в сталях с перлитной структурой (рис. 7, г, е). При этом наиболее крупные фасетки скола наблюдаются в образце, полученном прокаткой при 1000 °С (рис. 7, е), а наиболее мелкие – в образце, полученом прокаткой при 1000 °С (рис. 7, е), а наиболее мелкие – в образце, полу-

ченном прокаткой при 800 °C (рис. 7, г), что, однако, не оказывает существенного влияния на энергоемкость разрушения многослойного материала исследуемого состава в этом случае.

Учитывая сказанное, можно предположить, что наибольший вклад в энергоемкость разрушения вносит пластическая деформация, происходящая в процессе вырывания фрагментов металла из соседних слоев. Это, в свою очередь, приводит к формированию своеобразных «гребней отрыва» (рис. 7, θ), что и объясняет высокие значения ударной вязкости образцов, прокатанных при $900\ ^{\circ}$ C.

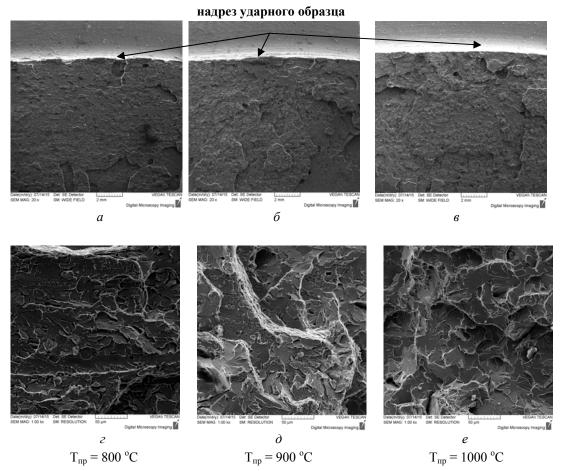
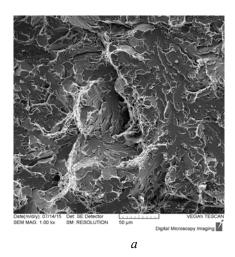


Рис. 7. Электронное изображение поверхности характерных изломов ударных образцов в исходном состоянии

Проведенная термоциклическая обработка оказала существенное влияние на вид изломов образцов, полученных прокаткой при 800 и 900 °С (рис. 8). Так излом образца, прокатанного при 900 °С, трансформировался в излом, имеющий крупные фасетки скола с ориентировкой параллельной плоскости слоя многослойного материала и перпендикулярной направлению роста перлитных колоний, которые оказываются полностью оформленными при завершении 10 циклов

обработки (рис. 5, δ). В то же время излом образца, полученного прокаткой при $800\,^{\circ}$ С, также претерпел изменения и стал во многом походить на излом образца, прокатанного при $900\,^{\circ}$ С в исходном состоянии. Общим для обоих образцов в этом случае является механизм квазихрупкого внутризеренного разрушения со слабыми признаками пластической деформации и присутствие значительного количества фрагментов металла, вырванных из соседних слоев.



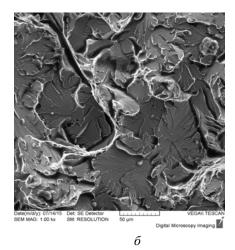


Рис. 8. Электронное изображение поверхности характерных изломов ударных образцов после 5 циклов нагрева и охлаждения, T_{np} : $a-800\,^{\circ}\mathrm{C}; \, \delta-900\,^{\circ}\mathrm{C}$

Таким образом, проведенное исследование позволило установить следующее:

- 1. Скорость межслойной диффузии углерода в многослойном материале 08кп+У8 является значительной. Его перераспределение между слоями завершается к моменту прокатки заготовок от исходной толщины 50 мм до конечной толщины 10 мм.
- 2. Несмотря на близкий химический состав структура слоев имеет существенное различие, как после завершения прокатки, так и после дополнительной термоциклической обработки, при этом мелкокристаллическое строение наследуется слоями, бывшими ранее слоями стали 08кп.
- 3. Максимальной устойчивостью к термоциклическому воздействию обладает структура образцов, полученных прокаткой при 800 °C, при условии существования слоев в разных кристаллографических модификациях α + γ .
- 4. Нарушение многослойного строения в образцах, прокатанных в межкритическом интервале при 900 °C и в изоморфном аустенитном состоянии при 1000 °C, происходит путем

образования общих для нескольких слоев перлитных зерен. При этом рост перлита, судя по фасеткам скола, идет ориентированно, с расположением плоскостей скола параллельно слоям многослойного материала.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. *Трыков, Ю. П.* Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов : монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун. М. : Металлургиздат, 2004. 230 с.
- 2. Колесников, А. Г. Исследование возможности получения субмикро- и наноразмерной структуры в многослойных материалах методом горячей прокатки / А. Г. Колесников, А. И. Плохих, И. Ю. Михальцевич // Производство проката. 2010. № 3. С. 25–31.
- 3. Плохих, А. И. Исследование влияния диффузионной подвижности легирующих элементов на стабильность структуры многослойных металлических материалов / А. И. Плохих, Д. В. Власова, О. М. Ховова, В. М. Полянский // Наука и образование: электронное научно-техническое издание. − 2011. − № 11, страница размещения: http://technomag.edu.ru/ doc/262116.html
- 4. *Табатичкова, Т. И.* Структура и свойства многослоного материала на основе сталей, полученного методом горячей пакетной прокатки / Т. И. Табатчикова, А. И. Плохих, И. Л. Яковлева, С. Ю. Клюева // Физика металлов и металловедение. -2013. -T. 114. -№ 7. -C. 633 -646.

УДК 621.77.014: 519.876.5

C. B. Путырский¹, A. И. Плохих²

МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНИЗМА РАЗРУШЕНИЯ МНОГОСЛОЙНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ ОДНООСНОГО СТАТИЧЕСКОГО РАСТЯЖЕНИЯ

 1 ФГУП Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов 2 Московский государственный технический университет им. Н. Э. Баумана

e-mail: s.putirskiy@gmail.com, plokhikh@bmstu.ru

В работе методом конечно-элементного анализа изучен механизм разрушения многослойного материала на основе сталей. Для этой цели была разработана модель растяжения многослойного материала и поэтапно вводились граничные условия. При помощи моделирования показано, что разрушение, происходящее путем формирования внутренних шеек в слоях многослойного материала, возможно только с локальным нарушением межслойной связи. Локализация деформации, вызванная отсутствием магистрального расслоения вблизи очага разрушения, приводит к низким значениям общего удлинения многослойного образца при одноосном растяжении.

Ключевые слова: сталь, многослойный композит, прокатка, моделирование, метод конечных элементов, деформация.

In this research the mechanism of multilayer material on base of steels destruction is studied by finite element modeling method. For this aim the model of multilayer material tension is developed with boundary conditions added step by step. Modeling shows that destruction with formation of internal necks is possible only after local delamination of layers boundaries. Localization of deformation is the result of long distance delamination absence and lead to low elongation of multilayer material sample during uniaxial tension.

Keywords: multilayer material, tension test, finite element modeling, hot rolling, material destruction

Перспективным подходом в решении получения многослойных материалов конструкционного назначения является реализация схемы многоцикловой пакетной прокатки композитных заготовок, созданных на основе сплавов, обладающих различным кристаллическим строением при температуре деформации [1]. Применение разработанного технологического маршрута позволяет получать заготовки полосового сортамента шириной 100 мм, толщиной от 2 до 10 мм, с суммарным количеством слоев от 100 до 2500.

Микроструктура материала имеет ламинарное строение (рис. 1), которое можно характеризовать как попеременно чередующиеся между собой слои как в продольном, так и поперечном сечении заготовки, имеющие близкий химический состав и разделенные между собой большими угловыми границами, с толщинами слоев от 100 до 0,8 мкм. Дополнительное использование холодной пластической деформации позволяет получать в ламинарных материалах некоторых составов слои толщиной 100–200 нм [2].

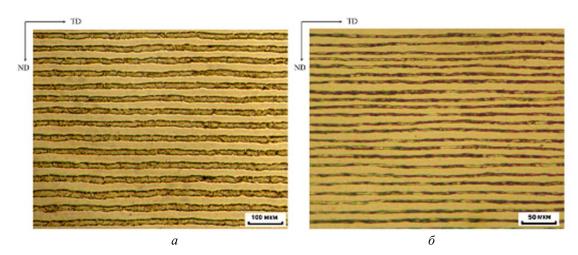


Рис. 1. Микроструктура поперечного сечения многослойного образца композиции 08X18H10+У8: а – 1-й технологический цикл, толщина заготовки 2 мм; б – 2-й технологический цикл, толщина заготовки 10 мм

[©] Путырский С. В., Плохих А. И., 2015

При этом, если на первом цикле изготовления в толщине отдельного слоя может находиться несколько зерен, то на заключительной стадии второго технологического цикла это чаще всего одно зерно, имеющее одну кристаллографическую ориентировку. Слои отделены друг от друга большими угловыми границами с разориентировкой не менее 15°, и в пределах каждого слоя кристаллографическая ориентировка практически не изменяется и не превышает 5°.

Исследования механических свойств многослойных материалов различного состава показали [2], что наблюдается устойчивое сохранение пониженных значений модуля упругости в направлении прокатки по сравнению со значениями исходных составляющих многослойной композиции как после первого, так и после второго технологических циклов. Особо обращает на себя внимание резкое снижение характеристик пластичности многослойного материала при проведении испытаний на растяжение образцов (табл. 1). Причиной этому, по нашему мнению, является реализация разрушения по механизму формирования внутренних шеек в слоях материала, что подтверждают результаты фрактографического анализа (рис. 2).

Таблица 1 Механические свойства сталей и многослойного материала композиции У8+08Х18Н10

Материал	Е, ГПа	σ _{0,2} , ΜΠα	$σ_B$, ΜΠ a	δ, %	ψ, %	НВ
Многослойный образец У8+08X18H10 горячая прокатка при 1000 °C, 1-й цикл	150	560	960	7	44	110
Многослойный образец У8+08X18H10 горячая прокатка при 1000 °C, 2-й цикл	180	880	1470	4	18	450
У8 закалка от 780 °C, отпуск при 400 °C	209	1230	1420	10	37	470
08X18H10 закалка от 1020–1100 °C	196	205	510	40	70	170

Можно видеть, что на границе слоев наблюдаются следы значительной пластической деформации, которая развивается перпендикулярно плоскости межслойной границы, что приводит к образованию пор. В то же время хорошо известен эффект повышения энергоемкости разрушения в сталях с особой слоистой структурой, полученной методами ТМО [3–5]. Считается, что аномальное повышение ударной вязкости происходит за счет образования трещин расслоения в слоистой структуре, содержащей ослабленные поверхности, параллельные плоскости прокатки. Что, по мнению авторов работы [5], является следствием развития пластической деформации в приповерхностном слое основной трещины. С учетом этого, а также характера разрушения при растяжении, полученного в наших экспериментах, было проведено моделирование с целью установления условий расслоения по границам многослойных материалов.

С целью проверки адекватности предложенной модели разрушения и выявления причин, приводящих к показанным значениям предела пластичности, было решено использовать метод конечно-элементного моделирования.

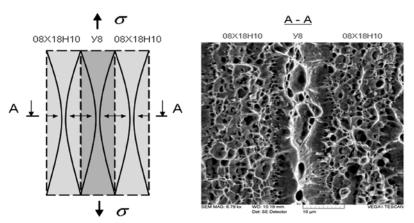


Рис. 2. Схема механизма разрушения многослойного материала и вид излома композиции 08X18H10+У8

При создании модели отправной точкой являлся подход, описанный в работе [6]. Была разработана многослойная модель, подобная образцу, используемому для проведения испытаний на растяжение. Разрабатываемый материал на разных этапах структуризации состоит из сотен или тысяч слоев. Создать модель подобного материала при помощи метода конечных элементов довольно проблематично, а главное, на наш взгляд, не имеет смысла. Такая модель будет включать огромное количество очень мелких расчетных элементов, что будет требовать соответствующих вычислительных мощностей. Представляется целесообразным ограничиться моделированием заготовки, состоящей из нескольких слоев, например семи. Такой подход не позволит оценить прочностные характеристики реальной многослойной композиции, но даст возможность сделать выводы об общих закономерностях разрушения многослойного материала, полученного по показанному технологическому маршруту. Можно сказать, что вместо реального образца рассматривается его центральный фрагмент.

Для создания расчетной модели и построения конечно-элементной сетки использовались средства среды ANSYS Workbench модуль Explicit Dynamics (LS-Dyna export). Модуль Explicit Dynamics (LS-Dyna export) позволяет создать командный текстовый файл, содержащий информацию о модели для запуска расчета в решателе LS-Dyna. Модель создавалась послойно, после чего разбивалась на сетку SOLID элементов. Учитывая, что в результате многократной прокатки формируется прочная связь между ее слоями, эту связь было решено считать неразрывной. Связь моделировалась за счет создания расчетных узлов, одновременно принадлежащих соседним слоям композиции. Общий вид модели показан на рис. 3. На узлы, принадлежащие одному торцу, было наложено ограничение на перемещение в направлении приложения нагрузки. Узлам, принадлежащим другому торцу, сообщалось перемещение с постоянной скоростью.

Возможны четыре варианта соотношений механических свойств слоев:

1) $\sigma_{B1} > \sigma_{B2}$, $\delta_1 = \delta_2$; 2) $\sigma_{B1} > \sigma_{B2}$, $\delta_1 < \delta_2$; 3) $\sigma_{B1} = \sigma_{B2}$, $\delta_1 = \delta_2$; 4) $\sigma_{B1} = \sigma_{B2}$, $\delta_1 > \delta_2$.

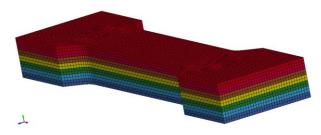


Рис. 3. Общий вид модели растягиваемого образца

Изначально составляющие композиции имеют различный химический состав, различные механические свойства. В работе [7] при помощи метода микрорентгеноспектрального анализа показано, что присутствует явная тенденция к выравниванию химического состава слоев по сечению пакета, без нарушения ламинарности структуры образца. После первого технологического цикла полного выравнивания химического состава не происходит. На основании сказанного предположим, что сохраняетпервоначальное соотношение значений прочностных характеристик материалов слоев. Для композиции У8+08X18H10 принимаем, что после первого технологического цикла сохраняется соотношение $\sigma_{B1} > \sigma_{B2}$, $\delta_1 < \delta_2$.

Для расчета использовалась модель материала mat_plastic_kinematic, включающая возможность моделирования разрушения. Разрушение в данной модели материала реализуется путем удаления элементов, в которых превышается заданное значение пластической деформации. На рис. 4 представлены результаты расчета описанной выше модели.

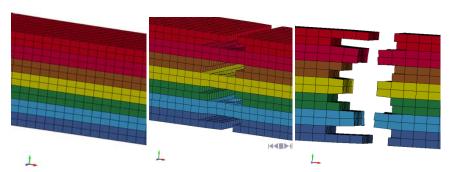


Рис. 4. Стадии разрушения модели с неразрывной связью между слоями

Каждый слой стремится к образованию собственной шейки, но этому препятствует связь с соседними слоями. Образование шейки в мягком материале происходит только после разрушения твердых слоев и возникновения свободной от связи поверхности.

Было решено создать модель, включающую возможность расслоения. Создание связи за счет общих узлов соседних слоев в таком случае неприменимо. Слои создавались независи-

мо, а связь задавалась при помощи контактного алгоритма tied_surface_to_surface_failure, предусматривающего возможность нарушения связи при достижении заданных критических значений нормальных и касательных напряжений. Анализ разрушения реальных образцов показывает отсутствие магистрального расслоения, что говорит о высокой прочности связи между слоями. Результаты расчета модели представлены на рис. 5.

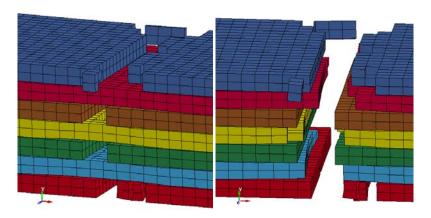


Рис. 5. Разрушение многослойного образца с нарушаемой межслойной связью

Высокая прочность связи приводит к тому, что расслоение наблюдается только в участках, близких непосредственно к месту разрушения более прочных слоев. В случае возникновения магистрального расслоения должно происходить вытягивание из пакета пластичных слоев. Это приводило бы к увеличению зоны разрушения с вытянутыми более пластичными слоями, что не соответствует разрушению реальных образцов.

Из рис. 6 можно наблюдать физическую неточность — происходит сужение слоев в поперечном направлении при образовании шейки

в пластичном материале. Ранее было сказано, что для упрощения расчетов вместо реального образца рассматривается его центральный фрагмент. Поскольку после первого технологического цикла слои имеют толщину порядка $20\,$ мкм, то отношение толщины слоя к его ширине является очень малой величиной. В этом случае формирование шейки преимущественно за счет уменьшения ширины слоя невозможно, поскольку этому мешает материал слоя, не включенный в рассмотрение. Его воздействие можно смоделировать за счет ограничения деформации по ширине образца, вдоль оси Oz модели.

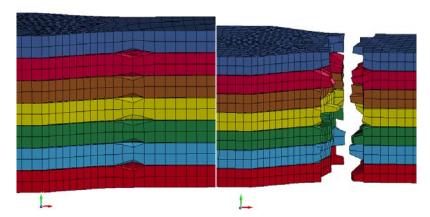


Рис. 6. Нарушение межслойной связи и последующие разрушение многослойного материала

Для показанной модели характерно значительное удлинение перед разрушением, связанное с возможностью рабочей части образца деформироваться по толщине. Это приводит к значительной деформации материала перед разрушением и не согласуется с результатами испытаний на растяжение многослойного материала. В реальном материале деформация по толщине каждого слоя, в том числе образование шейки, сдерживается связью с соседними слоями. Это выполняется для центральных слоев модели, но не для внешних поверхностей верхнего и нижнего слоев. Поскольку мы рассматриваем центральный фрагмент образца, необходимо наложить ограничение на перемещение свободных поверхностей верхнего и нижнего слоев, моделируя тем самым их взаимодействие с соседними слоями, не включенными в рассмотрение. Результат расчета уточненной модели представлен на рис. 7.

Видно, что из-за наложенных граничных условий началу деформации предшествует разрыв межслойной связи, необходимый для того, чтобы слои получили степень свободы, достаточную для деформации и образования шеек в слоях. Расслоение не распространяется вдоль образца, что приводит к локализации разрушения материала. Более пластичный слой разрушается незначительно позже более твердого, поскольку из-за локализации области деформации шейки малое количество материала участвует в этом процессе, что приводит к быстрому достижению в нем предела пластичности. Разрушение происходит при незначительном удлинении пакета, что согласуется с низкими пластическими характеристиками, полученными при испытаниях многослойного материала на растяжение.

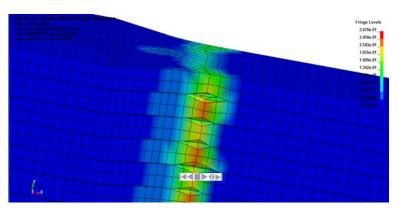


Рис. 7. Локализация пластической деформации слоев в области нарушения межслойных связей

Таким образом, реальное разрушение, происходящее путем формированием внутренних шеек в слоях многослойного материала, возможно только с локальным нарушением межслойной связи, т. е. с образованием трещин расслоения. Без этого условия материал слоев не будет иметь достаточной свободы для пластического течения, и можно предположить, что в предельном случае будет разрушаться только путем образования скола в плоскости, перпендикулярной направлению проката. Дополнительно можно сказать, что именно локализация деформации, вызванная наличием ненарушенных связей с соседними слоями вблизи очага разрушения, приводит к низким значениям общего удлинения многослойного образца при одноосном растяжении. Результаты, полученные при моделировании, согласуются с результатами механических испытаний и фрактографического анализа.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Колесников, А. Г. Исследование особенностей формирования субмикро- и наноразмерной структуры в многослойных материалах методом горячей прокатки / А. Г. Колесников, А. И. Плохих, Ю. С. Комиссарчук, И. Ю. Михальцевич // МиТОМ. 2010. С. 44–49.
- 2. *Табатчикова, Т. И.* Структура и свойства многослойного материала на основе сталей, полученного методом горячей пакетной прокатки / Т. И. Табатчикова, А. И. Плохих, И. Л. Яковлева, С. Ю. Клюева // ФММ. -2013. T. 114. № 7. C. 633–646.
- 3. *Одесский, П. Д.* Предотвращение хрупких разрушений металлических конструкцийю / П. Д. Одесский, И. И. Ведяков, В. М. Горпинченко. М. : СП Интермет инжиниринт, 1998. 219 с.
- 4. *Гладитейн, Л. И.* Структура и свойства аустенита горячекатаной стали / Л. И. Гладштейн, Д. А. Литвиненко, Л. Г. Онучин. М.: Металлургия, 1983. 11 с.
- 5. Счастливцев В.М., Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л., Терещенко Н.А., Табатчикова Т.И.//ДАН. 2010. Т. 433. № 1. С. 42–45.
- 6. Моделирование процесса пластической деформации многослойных металлических материалов / А. И. Плохих,

ИЗВЕСТИЯ ВОЛГГТУ 97

С. В. Путырский / Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. науч. ст. № 9 (136) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 9). – С. 25–30.

7. Исследование влияния диффузионной подвижно-

сти легирующих элементов на стабильность структуры многослойных металлических материалов / А. И. Плохих, Д. В. Власова, О. М. Ховова, В. М. Полянский // Наука и образование : науч. уздание МГТУ им. Н. Э. Баумана № 11, ноябрь 2011.

УДК 621.315.1:519.876.5

Л. М. Гуревич, В. Ф. Даненко, Д. В. Проничев, М. Д. Трунов

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРИ ПРОЕКТИРОВАНИИ ПРОЦЕССА КРУГОВОГО ОБЖАТИЯ ГРОЗОЗАЩИТНОГО ТРОСА С ОПТИЧЕСКИМ МОДУЛЕМ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Проведено моделирование деформирования элементов грозозащитного троса с оптическим модулем при круговом пластическом обжатии, позволившее уточнить геометрические параметры стальных проволок и оптического модуля. Компьютерное моделирование позволяет снизить трудоемкость экспериментальных работ на промышленном оборудовании при переходе на выпуск новых типоразмеров.

Ключевые слова: грозозащитный трос, оптический модуль, проволока, моделирование, деформирование.

The simulation of deformation elements of grounding wire with an optical module will clarify the geometric parameters of the steel wires and the optical module. Computer modeling can reduce the complexity of the experimental work on the industrial equipment in the transition to the production of new sizes.

Keywords: ground wire, optical module, wire, modeling, deformation.

Введение

В последние годы широкое применение получил грозозащитный трос с встроенным оптическим модулем (ОКГТ), представляющий собой трос из стальных проволок с коррозионностойким покрытием и трубчатый корпус из алюминия или нержавеющей стали (центральный или в повиве), заполненный гидрофобным гелем и оптическими волокнами (ОВ). ОКГТ обеспечивает защиту линий электропередачи от ударов молнии и позволяет организовать волоконно-оптические линии связи (ВОЛС) на линиях электропередачи напряжением 35 кВ и выше. Конструкция и свойства ОКГТ должны соответствовать ряду европейских стандартов [1, 2], ГОСТ 52266-2004 [3] и стандарту организации ОАО «ФСК ЕЭС» СТО 56947007-33.180.10.174–2014 [4].

В соответствии с СТО 56947007-33.180.10.174—2014 элементы конструкции ОКГТ должны защищать ОВ от воздействия внешних факторов: раздавливания, изгиба, кручения, растяжения, длительного и кратковременного термического воздействия, а также выдерживать эоловую вибрацию и пляску. ОКГТ должен быть термически устойчив к воздействию допустимого тока короткого замыкания (КЗ), возникающего в процессе эксплуатации ОКГТ при однофазных и двухфазных замыканиях на землю [4]. Максимально допустимая температура нагрева

ОКГТ при термическом воздействии тока КЗ не может превышать 200 °С при начальной температуре термического воздействия выше 25 °С. ОКГТ должны быть устойчивы к воздействию импульса грозового разряда молнии с переносимым зарядом постоянной составляющей тока молнии величиной не менее 50 Кл.

В соответствии с [5] на 31 июля 2015 г. в перечень первичного оборудования, допущенного к применению на объектах ОАО «Россети», введены только ОКГТ производства компаний А.О. «PRYSMIAN SPAIN, S.A.» (Испания), «nkt cables CmbH» (Германия), Jiangsu Zhongtain Technology Co., Ltd. (ZTT), (КНР) и филиала «Волгоградский» АО «Редаелли ССМ», входящего в состав ОАО «Северсталь – Метиз» (по СТО 71915393-ТУ 113–2013).

Особенностью конструкций единственного отечественного сертифицированного запатентованного [6] ОКГТ с центральным оптическим модулем является выполнение всех повивов с одинаковым шагом свивки в одном направлении с линейным касанием проволок соседних повивов. В процессе производства ОКГТ подвергается круговому пластическому деформированию, что позволяет улучшить электрические контакты между проволоками как внутри повива, так и с соседним повивом, а следовательно, повысить устойчивость к воздействию импульса грозового разряда молнии. В работе [7]

[©] Гуревич Л. М., Даненко В. Ф., Проничев В. Д., Трунов М. Д., 2015

^{*}Исследование выполнено за счет гранта РФФИ (проект № 13-08-00066_а).

показано, что увеличение степени преформации проволок при свивке и пластическое обжатие канатов линейного касания обеспечивает, помимо высокой стойкости к воздействию прямых ударов молнии, еще и механическую прочность, снижение относительного удлинения при эксплуатационных нагрузках, а также стойкость к эоловой вибрации, галопированию и токам КЗ по сравнению с традиционно используемыми для молниезащиты ЛЭП стальными канатами точечного касания. В результате кругового пластического обжатия каната круглое поперечное сечение проволок каната становится фасонным, а линейное касание заменяется касанием по плоскости.

Использование в технологическом процессе производства ОКГТ операции пластического деформирования системы, состоящей из значительного количества элементов с сильно различающимися механическими характеристиками, требует уточнения методов расчета конструктивно-геометрических параметров прядей (количества и диаметра проволок в каждом повиве) и прогнозирования локализации деформации в ее элементах. Неудачный выбор геометрических или технологических параметров может привести к значительной деформации оптического модуля и в результате к недопустимому увеличению коэффициента затухания оптического волокна. Поэтому при переходе на выпуск новых типоразмеров ОКГТ приходится проводить трудоемкие экспериментальные работы на промышленном оборудовании, связанные с подбором оптимальных диаметров проволок и оптического модуля, а также параметров деформирования, что значительно повышает длительность этапа постановки продукции на производство и увеличивает его стоимость. В последние два десятилетия в связи ростом быстродействия компьютерной техники появилась возможность использовать универсальные и специализированные программные пакеты конечноэлементного анализа, позволяющие наряду с другими возможностями моделировать процессы деформирования разнородных систем.

Цель исследования

Целью настоящей статьи является моделирование методом конечных элементов с использованием программного комплекса *SIMULIA* Abaqus процесса кругового обжатия ОКГТ по СТО 71915393—ТУ 113—2013, разработанного в ООО «Энергосервис» (г. Москва) и производимого филиалом «Волгоградский» АО «Редаелли ССМ».

Методика исследования

Исследуемый трос ОКГТ состоит из центрального оптического модуля и двух повивов из девяти высокопрочных стальных проволок в каждом. Использование традиционных методов расчета [12] показало, что для ОКГТ конструкции 1+9+9 с наружным диаметром 11,0-11,3 мм можно предварительно рекомендовать следу-ющие размеры (диаметры) элементов: центральный оптический модуль $\delta_{\rm u} = 3.2$ мм, проволоки первого повива $\delta_1 = 1,6$ мм, второго повива $\delta_2 = 2.8$ мм. Моделирование процесса пластического деформирования проводилось с использованием модуля Abaqus/Explicit программного комплекса SIMULIA/Abagus компании Abaqus, Inc. (USA), использующего явную схему интегрирования для сильно нелинейных переходных быстротекущих динамических процессов. Расчет проводился с использованием модели Мизеса. Материалы элементов деформируемой системы задавались изотропными с повышающимися пределами текучести $\sigma_{0,2}$ при росте локальной пластической деформации. Для расчета упрочнения материалов в результате пластического деформирования использовали модель пластичности Джонсона-Кука [8]. В соответствии с методикой, принятой при отработке технологии на предприятии АО «Редаелли ССМ», при моделировании вместо центрального оптического модуля сложной конструкции вводили проволоку из алюминия, что позволяет уменьшить расход дорогостоящего оптического модуля.

Значения параметров модели пластичности Джонсона–Кука для выбранных материалов, взятые из работ [9, 10], приведены в таблице. Влияние скорости деформирования в связи с низким значением (менее $0,0025\ c^{-1}$) не учитывалось.

Для снижения времени расчета без потери точности использовалось варьирование размеров параллелепипедных ячеек в различных направлениях: по длине проволок – 0,5 мм; в поперечном сечении – 1 % от периметра внешнего контура. Пластическое деформирование моделировали протягиванием системы свитых проволок через жесткую волоку с углом конуса 2° (рис. 1). Для оценки степени деформации при обжатии использовался линейный показатель $q_{\pi} = (d_{\circ} - d) / d_{\circ}$, где d_{\circ} и d – диаметры троса до и после деформации, учитывающий дискретность строения обжимаемого ОКГТ и наличие между проволоками технологических зазоров.

Коэффициенты для модели пластичности Джонсона-Кука [4						–Кука [4]	
Материал	A, МПа	В, МПа	m	n	$\dot{\epsilon}_{_0},c^{-l}$	T_m , K	T_r, K
Алюминий	60,0	6,4	0,859	0,62	1	933	293
Сталь, HRC 43	1140	1140	1,04	0,36	1	1943	293

Коэффициенты для модели пластичности Джонсона-Кука

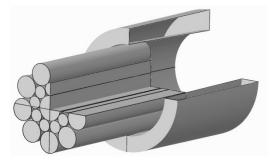


Рис. 1. Схема моделирования пластического обжатия ОКГТ (четверть системы условно удалена)

Результаты исследования и их обсуждение

Моделирование деформирования системы с расчетными размерами стальных проволок и центральной алюминиевой проволоки, имитирующей оптический модуль, показало, что после достижения плотной укладки системы (диаметр 11,3 мм) до начала пластической деформации элементов боковой контакт между стальными

проволоками первого и второго повивов отсутствует (рис. 2, а), и в результате при прохождении системы через волоку первоначально происходит деформирование центральной алюминиевой проволоки. Пластическая деформация в зонах контакта проволок первого повива началась только после уменьшения диаметра моделируемого ОКГТ на 0,37 мм (q_{π} = 3,3 %), при этом пластическая деформация на поверхности алюминиевой проволоки в отдельных участках достигала 34 % (рис. 2, б). Даже при уменьшении наружного диаметра моделируемого ОКГТ на 0,7 мм $(q_{\pi} = 6.2 \%)$ проволоки второго повива не касаются друг друга (рис. 2, в), при этом вследствие пластической деформации (на поверхности в отдельных участках достигает 73 %) алюминиевый сердечник имеет зубчатый профиль поперечного сечения. Максимальные эквивалентные напряжения при степени обжатия $q_{\pi} = 6.2 \%$ составляют 1930 МПа и локализуются в зонах контактов

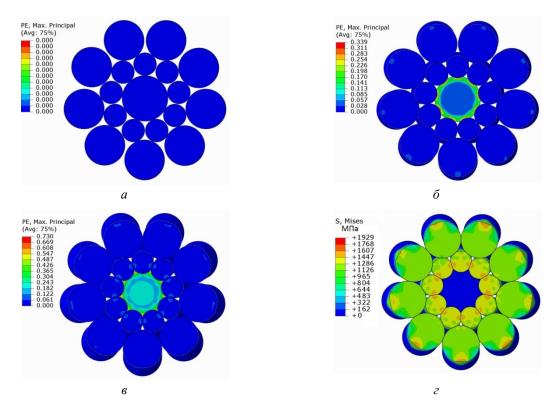
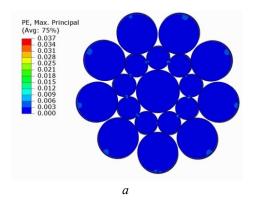


Рис. 2. Локализация пластической деформации $(a, \delta$ и s) и напряжений Мизеса (z) на различных стадиях обжатия ОКГТ (диаметры элементов: центральный оптический модуль $\delta_u = 3.2$ мм, проволоки первого повива $\delta_1 = 1.6$ мм, второго повива $-\delta_2 = 2.8$ мм): a – плотная укладка без пластической деформации; δ – степень обжатия $q_s = 3.3$ %; s и z – степень обжатия $q_s = 6.2$ %

проволок второго повива с волокой и проволок первого повива друг с другом (рис. 2, г). Проведенное моделирование показало, что для конструкции ОКГТ из элементов с рассчитанными традиционным способом размерами характерна зна-чительная деформация алюминиевой проволоки, имитирующей оптический модуль. Это может быть связано с его слишком большим диаметром, приводящим к деформации до начала формирования «арочного эффекта» — бокового контакта между стальными проволоками первого и второго повивов.

Для проверки этой гипотезы было проведено моделирование обжатия ОКГТ с диаметром алюминиевой проволоки $\delta_{\rm u}=3.0$ мм, размеры остальных элементов не менялись. Моделирова-

ние пластического обжатия ОКГТ измененной конструкции показало, что боковое касание проволок первого повива произошло в тот момент, когда еще имелся зазор между ними и центральной алюминиевой проволокой (рис. 3, a). Пластическая деформация алюминиевой проволоки произошла после уменьшения диаметра ОКГТ на 0,1 мм (q_{π} = 0,9 %) с момента бокового касания проволок первого повива. Уменьшение диаметра ОКГТ на 0,5 мм (q_{π} = 4,4 %) так и не привело к формированию площадок бокового контакта между проволоками второго повива, а локальная эквивалентная пластическая деформация на наружной поверхности алюминиевой проволоки достигала 40 % (рис. 3, δ).



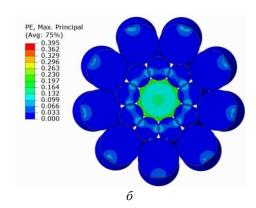


Рис. 3. Локализация пластической деформации на различных стадиях обжатия ОКГТ (диаметры элементов: центральный оптический модуль $\delta_{\rm u}=3,2$ мм, проволоки первого повива $\delta_{\rm 1}=1,6$ мм, второго повива $-\delta_{\rm 2}=2,8$ мм): a – момент начала пластической деформации на боковых контактах стальных проволок первого повива; δ – степень обжатия $q_{\rm a}=4,4$ %

Отсутствие бокового контакта между проволоками второго повива на всех ступенях моделирования обжатия ОКГТ свидетельствует о неудачно подобранном их диаметре, поэтому на третьем и четвертом этапах моделирования диаметр был увеличен до значений $\delta_2 = 2.9$ и $\delta_2 = 3.0$ мм соответственно. Моделирование показало, что увеличение диаметра проволок до $\delta_2 = 2,9$ мм не позволяет получить надежный боковой контакт между ними при допустимых величинах обжатия. При диаметре проволок $\delta_2 = 3.0$ мм в процессе обжатия системы первоначально возникали боковые контакты между проволоками второго повива (рис. 4, а), при уменьшении диаметра ОКГТ в процессе обжатия на 0,1 мм ($q_{\pi} = 0,9$ %) начинали формироваться пластически деформированные площадки боковых контактов в первом повиве (рис. 4, δ). Деформация алюминиевой проволоки начиналась после уменьшения диаметра ОКГТ на 0,07 мм $(q_{\pi} = 1, 1 \%)$ с момента образования пластически деформированных площадок боковых контактов во втором повиве. На рис. 4, ε и ε показано распределение пластической деформации и напряжений Мизеса в ОКГТ при уменьшении наружного диаметра на 0,45 мм ($q_{\pi} = 4,5$ %) с момента образования боковых контактов между проволоками второго повива.

Из рис. 4, г видно, что максимальные эквивалентные напряжения составляют 1870 МПа и локализуются в зонах контактов проволок второго повива с волокой и проволок первого повива друг с другом. По данным [13, 14], применение степеней обжатия $q_{\scriptscriptstyle \rm I}$ = 4,0–8,0 % для прядей различных конструкций способствует повышению продольной и поперечной жесткости, что обеспечит стойкость к эоловой вибрации и галопированию при использовании их в качестве грозозащитного троса. Зоны максимальной пластической деформации стальных проволок (до 10 %) расположены на наружной поверхности ОКГТ, где проволоки второго повива контактировали с внутренней поверхностью волоки, а также на боковых поверхностях контактов проволок первого и вто-

рого повивов (рис. 4, *в*). Ширина и форма межпроволочных контактов исключает возникновение межпроволочных концентраторов напряжений. Благодаря формированию «арочного эффекта» в первом и втором повивах стальных проволок локальная эквивалентная пластическая деформация на наружной поверхности алюминиевой проволоки не превышала 34 %.

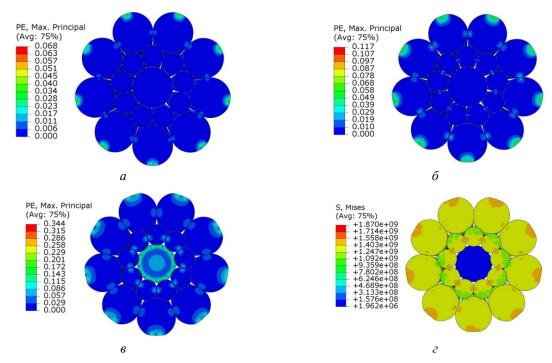


Рис. 4. Локализация пластической деформации $(a, \delta \ u \ B)$ и напряжений Мизеса (z) на различных стадиях обжатия ОКГТ (диаметры элементов: центральный оптический модуль $\delta_u = 3.0$ мм, проволоки первого повива $\delta_1 = 1.6$ мм, второго повива $-\delta_2 = 3.0$ мм): a, δ – возникновение боковых контактов между проволоками второго $(q_n = 0.5\%)$ и первого $(q_n = 0.9\%)$ повива, соответственно; a, c – степень обжатия $a_n = 4.5\%$

Рассмотренные варианты моделирования обжатия осуществлены для ОКГТ с повивами из непокрытой канатной проволоки. ОКГТ по СТО 71915393-ТУ 113-2013 конструкции ООО «Энергосервис» (г. Москва) производится филиалом «Волгоградский» АО «Редаелли ССМ» из проволоки стальной канатной по ГОСТ 7372-79 с цинковым покрытием группы ОЖ (особо жесткая). Поверхностная плотность цинка для проволоки диаметром 1,6 мм не менее 180 г/м^2 (толщина более 25 мкм), а для проволоки диаметром 3,0 мм -230 г/м^2 (толщина более 32 мкм). Высокие напряжения, формирующиеся в зонах контакта, могут привести к повреждению цинкового покрытия, поэтому дополнительно моделировалось контактное взаимодействие двух проволок при различных величинах сближения их центров. Свойства нанесенного гальванического покрытия принимали в соответствии с [11].

Более мягкое, чем стальная основа, цинковое покрытие при моделировании частично выдавливалось из зоны контакта с образованием

валиков наплыва (рис. 5). Первоначально суммарная толщина цинкового покрытия в зоне контакта достаточно быстро уменьшается при сближении центров проволок за счет выдавливания (рис. 6), а затем толщина покрытия, удерживаемого прочной связью со стальной основой, стабилизируется.

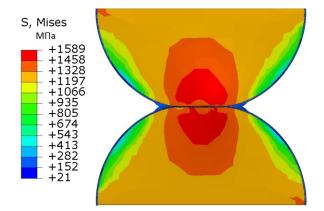


Рис. 5. Выдавливание цинка с образованием наплывов и распределение напряжений Мизеса в зоне контакта при сближении центров проволок на 0,19 мм

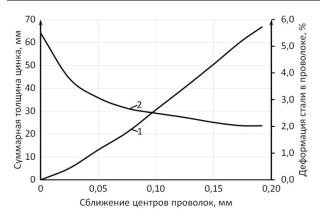


Рис. 6. Изменение пластической деформации стальной основы проволок (I) и суммарной толщины цинкового покрытия (2) при сближении центров проволок диаметром 3,0 мм

Выводы

1. Проведено моделирование деформирования элементов ОКГТ диаметром 11 мм по СТО 71915393-ТУ 113–2013 производства филиала «Волгоградский» АО «Редаелли ССМ» при круговом пластическом обжатии, позволившее уточнить необходимые геометрические параметры стальных проволок и оптического модуля, а также установить величину обжатий для обеспечения благоприятной геометрии межпроволочных контактов.

Методами моделирования показано изменение толщины деформирующегося цинкового покрытия группы ОЖ при различных величинах пластического обжатия ОКГТ.

Компьютерное моделирование позволяет существенно снизить трудоемкость экспериментальных работ на промышленном оборудовании, связанных с подбором оптимальных диаметров элементов ОКГТ и параметров деформирования при переходе на выпуск новых типоразмеров.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. IEEE 1138-2009. IEEE Standard for Testing and Performance for Optical Ground Wire (OPGW) for Use on Electric Utility Power Lines.
- 2. МЭК 60794-4–2003. Кабели волоконно-оптические. Часть 4. Оптические кабели для применения на воздушных линиях электропередачи. (IEC 60794-4–2003. Optical

- fiber cables Part 4: Sectional specification Aerial optical cables along electrical power lines).
- 3. ГОСТ Р 52266–2004. Кабельные изделия. Кабели оптические. Общие технические условия. Утвержден и введен в действие приказом Федерального агентства по техническому регулированию и метрологии от 11 ноября 2004 г. № 70-ст.
- 4. СТО 56947007-33.180.10.174—2014 «Оптический кабель, встроенный в грозозащитный трос, натяжные и поддерживающие зажимы, муфты для организации ВОЛС-ВЛ на линиях электропередачи напряжением 35 кВ и выше. Общие технические условия. Утвержден и введен в действие приказом ОАО «ФСК ЕЭС» от 21.05.2014 № 237.
- 5. Оборудование, материалы и системы, допущенные к применению на объектах ОАО «Россети» (раздел 1. Первичное оборудование) на 31.07.2015, утвержденный Первым заместителем генерального директора по инвестиционной деятельности ОАО «Россети» Д. М. Беленьким (http://www.rosseti.ru/media/zakupki/razdel 1 31.07.2015.pdf).
- 6. Пат. 2441293 С1 РФ, МПК Н01В 11/22. Грозозащитный трос с оптическим кабелем связи / Власов А. К., Фокин В. А., Петрович В. В., Фролов В. И. заявлено 03.11.2010, опубл. 27.01.2012. Бюл. № 3.
- 7. *Власов, А. К.* О повышении служебных свойств канатов для молниезащиты воздушных линий электропередачи / А. К. Власов, В. А. Фокин, В. В. Петрович, В. И. Фролов, В. Ф. Даненко // Сталь, 2011. № 7. С. 78–81.
- 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. Степанов, Г. В. Обобщенная кривая деформирования высокопрочной стали в широком диапазоне скоростей деформации / Г. В. Степанов, В. И. Зубов // Проблемы прочности, 2004, № 2. С. 77–86.
- 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. *Проскуркин, Е. В.* Цинкование : справ. изд. / Е. В. Проскуркин, В. А. Попович, А. Т. Мороз. М. : Металлургия, 1988. 528 с.
- 12. *Королев, В. Д.* Сборник задач и решения по технологии и оборудованию для изготовления стальных канатов: учеб. пособие / В. Д. Королев. Магнитогорск: МГТУ, 2003. 141 с.
- 13. *Харитонов, В. А.* Выбор режимов деформации при обжатии многослойных канатов в трехроликовых волоках / В. А. Харитонов, Т. А. Лаптева // Производство проката, 2013. № 8. C. 18–25.
- 14. А.с. 867976 СССР. Способ изготовления проволочного каната / D 07 В 7/02 / М. Ф. Глушко, В. А. Малиновский, Ю. В. Кобяков [и др.] // Открытия. Изобретения. 1981, Бюл. № 36. С. 101.

УДК УДК 621.771: 519.876.5

Д. Б. Фрункин 1 , Л. М. Гуревич 2 , И. Л. Пермяков 1 , А. С. Христофоров 1 , П. П. Титаренко 1

ПРИМЕНЕНИЕ СИСТЕМЫ САЕ-МОДЕЛИРОВАНИЯ MSC.MARC ДЛЯ ОПТИМИЗАЦИИ ТЕХНОЛОГИИ ФОРМООБРАЗУЮЩИХ ОПЕРАЦИЙ НА ПРОИЗВОДСТВЕ СВАРНЫХ ПРЯМОШОВНЫХ ТРУБ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА АО «ВОЛЖСКИЙ ТРУБНЫЙ ЗАВОД»

¹AO «Волжский трубный завод» ²Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Проведено сравнительное моделирование с использованием системы САЕ моделирования MSC.Магс догибки кромок крупногабаритных труб с применением различных вариантов инструмента, позволившее оптимизировать технологические параметры. Результаты моделирования подтверждены при изготовлении опытных партий труб из металла разных производителей.

Ключевые слова: сварные прямошовные трубы, формовка, кромка, деформация, напряжение, моделирование, инструмент.

A comparative simulation using CAE simulation system MSC.Marc of bending edges of large pipes with different tools will optimize the process parameters. The simulation results confirmed the production of pilot batches of metal tubes from different manufacturers.

Keywords: welded pipes, forming, edge, deformation, stress, simulation, tool.

Введение

Применяющиеся на сегодняшний день технологии изготовления сварных прямошовных труб диаметром от 508 до 1422 мм (20-56 дюймов) схожи между собой и включают формовку труб (сгибание листа в цилиндрическую заготовку с предварительно отфрезерованными кромками под сварку с Х-образной разделкой), сборку стыка, сварку технологического шва в среде защитных газов и двухстороннюю сварку продольного шва под флюсом [1]. Завершает процесс формообразования калибровка для придания трубе цилиндрической формы. В большинстве случаев используется экспандирование - пошаговая раздача трубы в требуемый размер с увеличением ее периметра на 0,8-1,5 %. Поэтому исходная листовая заготовка фрезеруется в размер, меньший номинального среднего периметра трубы. Общей проблемой для всех вариантов подобных технологий является проявление краевого эффекта на всех технологических операциях, связанных с деформированием металла.

На сегодняшний день объемы производства труб большого диаметра в России составляют не менее 4,5–5,0 млн. т в год, и в ближайшей, и в среднесрочной перспективе этот объем снижаться не будет. Речь идет только о трубах высокого качества, предназначенных для магистральных газо- и нефтепроводов. Это обусловлено, в том числе, и сложившейся на сего-

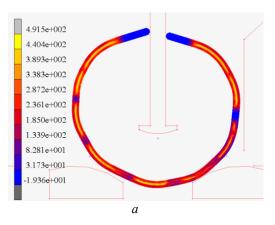
дняшний день ситуацией на мировом рынке энергоносителей. В связи с резким падением цен на нефть и газ становится актуальным вопрос о снижении затрат на транспортировку энергоносителей из глубины территории России к границам и далее к конечному потребителю за рубежом. В результате строятся новые линии, а также оптимизируются существующие. Необходимость снижения затрат в совокупности с возросшим объемом строительства новых линий обусловили необходимость удешевления монтажа трубопроводов, одним из основных путей снижения которых является повышение требований к качеству геометрии труб.

Целью настоящей статьи является рассмотрение некоторых аспектов повышения качества геометрии труб.

Особенности технологии изготовления труб трехвалковой формовкой

Процесс валковой формовки труб большого диаметра от альтернативных процессов (шаговая формовка или JCOE-процесс; прессовая формовка или UOE-процесс) отличается высокой равномерностью распределения остаточных напряжений и деформаций по периметру трубы. Исключением являются краевые участки, остающиеся во всех случаях прямыми и нуждающиеся в дальнейшей (или предварительной) обработке (рис. 1, *a*, *б*).

[©] Фрункин Д. Б., Гуревич Л. М., Пермяков И. Л., Христофоров А. С., Титаренко П. П., 2015



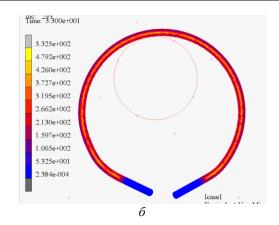
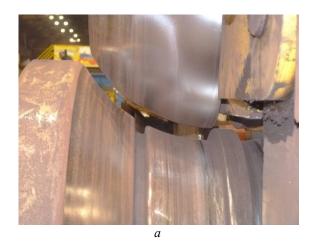


Рис. 1. Сравнительное распределение эквивалентных напряжений Мизеса по периметру зоны формовки: a – шаговая формовка; δ – валковая формовка

Здесь и далее анализ проводился с применением САЕ-системы Marc (предпроцессор Mentat) версии 2014.1. Результаты сравнительного 2D-моделирования показывают, что трехвалковая формовка труб обеспечивает более высокую равномерность распределения остаточных напряжений и деформаций, чем шаговая. Визуальное сравнение формы трубных заготовок также показывает более благоприятную форму с валковой формовки, где имеет место однорадиусный про-

филь. Сравнительное моделирование проводилось для одних и тех же сортамента, прочностных и пластических свойств металла по упругопластической изотропной модели.

После формовки следует операция догибки кромок, т. е. доформовки краевых участков листа, не попавших в зону формовки. Догибка кромок осуществляется продольной прокаткой между роликами, профили которых определяются сортаментом трубы (рис. 2).



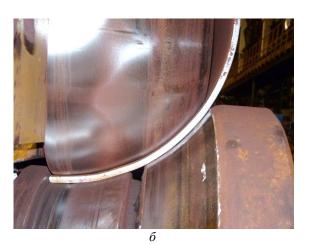


Рис. 2. Инструмент для догибки кромок: a – калибр; δ – трубная заготовка в калибре

Профили инструмента для догибки кромок (нижнего валка и верхнего ролика – два свободно вращающихся на валах траверсы рабочих тела) представляют собой дуги окружностей (рис. 2, а). Радиусы кривизны этих дуг, хотя и зависят от размеров трубы, в частности, от толщины стенки и наружного диаметра, оказывают на результат догибки кромок только косвенное влияние и совместно с горизон-

тальным смещением центра. Это связано с тем, что в рассматриваемом случае мы имеем дело с изгибом двухопорного стержня (рис. 3), где имеет место в идеальном случае три точки приложения сил, а реальные размеры пуансона таковы, что параболический профиль изгибаемой поверхности будет незначительно отличаться от дуги окружности [2].

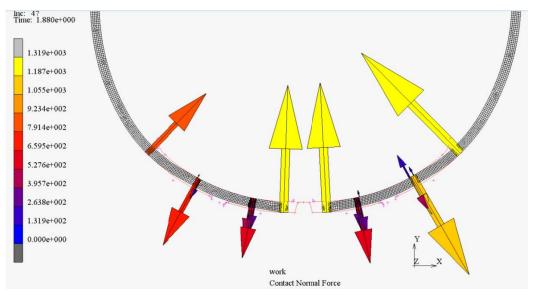


Рис. 3. Контактные усилия догибки кромок (2D-модель)

Характерными дефектами геометрии труб большого диаметра являются отклонения профиля трубы от теоретической окружности (на рис. 4 показан характерный вид поперечного сечения трубы в исходном положении модели перед экспандированием с начальным положением инструмента экспандера, профиль которого близок по форме к окружности). Как было указано выше, профиль заготовки после вальцовой формовки представляет собой кривую одного радиуса с весьма равномерным распределением деформации. Только догибка кромок, профиль инструмента которой определяет форму кромок, является источником всех дефектов геометрии трубы. К числу этих дефектов относятся:

- овальность разность максимальной и минимальной длины осей. На рис. 4 отчетливо видно, что хотя профиль трубы вытянут по вертикали, наиболее длинная ось расположена не вертикально, а под некоторым углом к вертикали и совпадает с самым глубоким перегибом, а самая короткая ось имеет горизонтальное направление. Упомянутый самый глубокий перегиб, являясь по техническим условиям отдельно определяемым дефектом, находится на месте перехода между зонами вальцевой формовки и догибки. Возможность устранения на экспандере данного дефекта, порождающего высокую овальность, зависит от среднего радиуса кривизны перегиба;
- отклонение от теоретической окружности в зоне сварного шва (так называемая «крыша»). Этот дефект, хорошо заметный на рис. 4, где «крыша» имеет отрицательное значение,

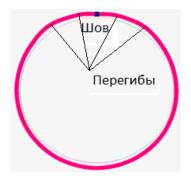


Рис. 4. Поперечное сечение трубы перед экспандированием

с одной стороны, служит еще одним источником высокой овальности, с другой, — имея положительный знак, оказывает влияние на потребительские свойства трубы в целом, поскольку, образуя угловатость шва, создает при работе изделия при гидростатическом давлении условия для возникновения дополнительных локальных напряжений. Отрицательная «крыша» создается на догибке кромок для компенсации сварочных деформаций внутреннего рабочего шва, и геометрия трубы после экспандирования тем лучше, чем более точно подобрано значение отрицательной «крыши»;

• накат на кромке, образующийся в результате действия контактных усилий в определенный момент процесса гибки (схематично показан на рис. 5 и характерен для труб с толщиной стенки более 20 мм). Рабочий цикл догибки кромок состоит из двух этапов: погружение верхнего (двигающегося по вертикали) инструмента и вращение нижнего (прокатка). На плоской модели показано завершение первого эта-

па, когда у центра калибра к точке приложено усилие ≈1320 КН. При дальнейшем погружении данное усилие снижается, но в процессе прокатки каждая точка на наружных кромках проходит первый этап, связанный с резким скачком контактного усилия, и последующим плавным его спадом. Дополнительным фактором, влияющим на образование наката, является угловое перемещение кромки в процессе гибки и, соответственно, сдвиговые напряжения. Результатом наката является показанный на рис. 5 профиль кромки, не всегда благоприятный для формирования конечной геометрии околошовной зоны и самого сварного шва.

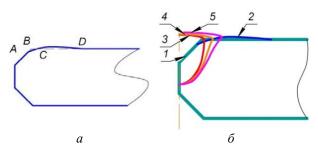


Рис. 5. Накат на кромке и варианты его перекрытия швом: a – профиль; δ – перекрытие наката наружным швом: l и d – отсутствие наката и шов нормальной ширины; l и d – накат без утолщения и шов увеличенной ширины (в пределах допуска); d и d накат с утолщением и шов шириной более допуска

Как видно из схем, наиболее критичным фактором здесь является снижение толщины в точке B, т. е. уменьшение расстояния между вершинами разделок кромок под наружный и внутренний швы, что является следствием «перетекания треугольника АВС в утолщение на участке CD. Таким образом, изменение расстояния между вершинами разделок является критерием образования наката на кромках.

Проведение САЕ-моделирования

Технологическая задача, связанная с оптимизацией догибки кромок, состоит в выборе оптимального взаимного расположения рабочих тел инструмента и трубной заготовки (по горизонтали), обеспечивающего минимизацию деформации наружной поверхности трубной заготовки у центра калибра, а также равномерный изгиб прямых прикромочных участков трубной заготовки, с целью уменьшения дефектов.

Исходные данные для моделирования: отношение диаметр/толщина стенки — 39,32;

класс прочности X70 (предел текучести $520 \text{ M}\Pi a$);

исходные радиус и горизонтальное смещение центра кривизны нижнего валка – 573 и 37 мм;

то же для верхнего ролика – 533,5 и 38,3 мм; модуль упругости $E = 210 \ \Gamma\Pi a$;

коэффициент трения сталь по стали -0.17; сталь по чугуну -0.1.

Требования к моделированию:

тип анализа – высоконелинейный статический [3];

размерность задачи – объемная (3D).

При моделировании использовались следующие контактные тела:

нижний валок (внутренние бочки): тип – недеформируемое тело; вращение – по частоте;

нижний валок (наружные бочки – чугун): тип – недеформируемое тело; вращение – по нагрузке;

верхний ролик: тип – недеформируемое тело; вращение – по нагрузке;

прямые участки профиля трубной заготовки: тип — деформируемое тело; класс элементов — гексагональные восьмиузловые длиной (вдоль оси трубной заготовки) 20 мм;

зона формовки с переходными участками: тип – деформируемое тело; класс элементов – гексагональные восьмиузловые длиной (вдоль оси трубной заготовки) 400 мм;

соединение прямых участков с зоной формовки – клеевое.

Проверялись следующие варианты смещения инструментов:

дополнительное смещение верхнего и нижнего инструмента 2 мм (далее называемое «малым смещением»);

дополнительное смещение нижнего инструмента 4 мм и верхнего -2 мм (далее - «промежуточный вариант»);

дополнительное смещение верхнего и нижнего инструмента 4 мм (далее – «большое смещение»);

Расчет моделей производился до максимального инкремента 1–2 с. Исходное и конечное состояние моделей показано на рис. 6.

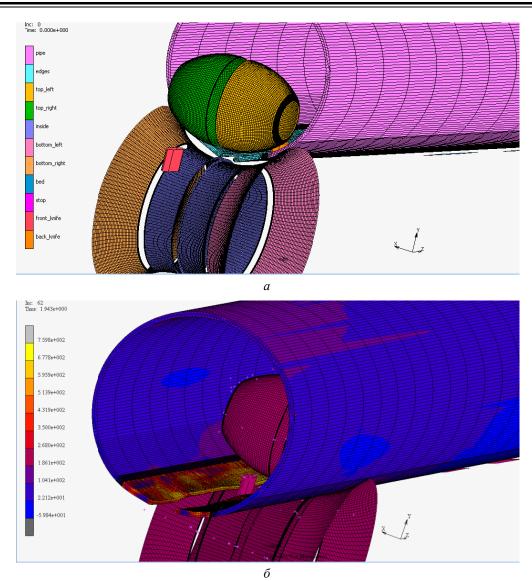


Рис. 6. Исходное (a) и конечное (δ) положение модели

Анализ результатов, постпроцессинг

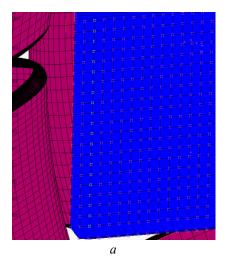
Для исследования равномерности распределения напряжений было использовано построение графика по выделенным узлам. На каждом варианте расчета были использованы одни и те же узлы в 40 мм от переднего торца трубной заготовки - см. рис. 7, а. Диаграммы, приведенные на рис. 8, a, δ , θ , показывают напряжения в момент возникновения максимальных значений в указанных узлах. Как видно из диаграмм, все три варианта имеют примерно одинаковый уровень напряжений со схожей равномерностью распределения, однако вариант малого смещения на кромке имеет уровень нормальных напряжений на 100-120 МПа ниже, чем остальные варианты. И наоборот, «большое смещение» характеризуется существенным снижением касательных напряжений

по сравнению с другими вариантами, и если абсолютное значение разности не так велико — $\sim 100~\rm M\Pi a$ для большого смещения и 150 МПа для промежуточного варианта, — то в процентном отношении такая разница достаточно существенна.

Сравнение распределения напряжений показало, что «малое смещение» характеризуется более низким по сравнению с остальными вариантами уровнем нормальных напряжений на кромке, а «большое смещение» дает более низкие касательные напряжения.

Как было ранее отмечено, основной целью рассматриваемого сравнительного анализа является подбор такого взаимного расположения рабочих тел инструмента для догибки кромок, при котором накат на кромке будет минимальным, или будет отсутствовать совсем. Сравнительный

анализ уровня напряжений не позволил выявить варианта, существенно отличающегося от других в лучшую сторону. Поэтому приводился анализ снижения толщины металла у кромки.



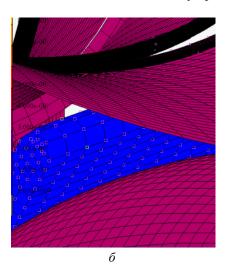
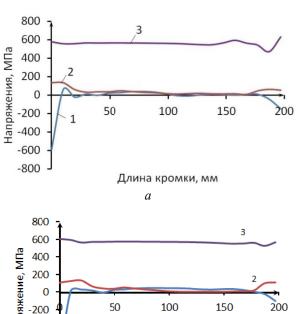
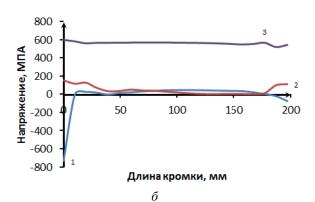


Рис. 7. Узлы, выбранные для сравнительного анализа распределения напряжений (a) и перемещений (δ)





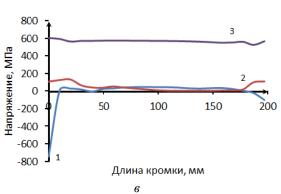
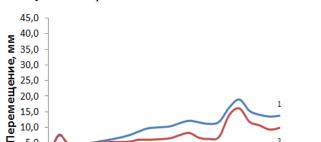


Рис. 8. Распределение напряжений по длине кромки: a – малое смещение; δ – промежуточный вариант; ϵ – большое смещение: 1 – нормальные, 2 – касательные, 3 – эквивалентные

Возможности постпроцессора Mentat позволяют анализировать перемещение (как и остальных параметров) отдельных узлов модели по времени. Если взять две точки, как показано на рис. 7, 6, и отследить их перемещения во времени, имея в виду, что в реальных условиях обе точки испытывают как линейные, так и угловые перемещения по всем трем осям, то сравнительное результирующее их перемещение по вертикали и горизонтали покажет изменение расстояния между ними (продольное перемещение вдоль оси прокатки не рассматривалось). В таком случае синхронность их перемещений укажет на отсутствие или наличие изменения расстояния между ними. Суммарное перемещение можно рассчитать по формуле:

$$\Delta s = \sqrt{(\Delta x^2 + \Delta y^2)}.$$



0,6

Время, сек

0,8

1,0

1,2

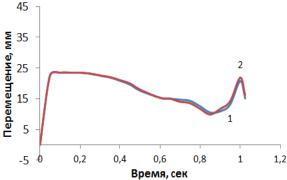
5.0

0,0 0,0

0,2

0,4

Результаты сравнительного анализа показаны на рис. 9.



б

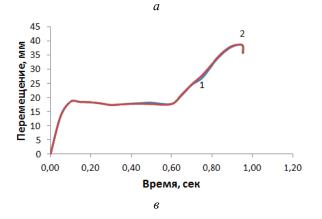


Рис. 9. Анализ перемещений кромок: a – малое смещение; δ – промежуточный вариант; ϵ – большое смещение: 1 – результирующее перемещение по внутренней поверхности, 2 – результирующее перемещение по наружной поверхности

Как видно из рис. 9, в, наилучший вариант получен при «большом смещении», где кромки перемещались практически синхронно. При «малом смещении» (рис. 9, a) наблюдаются слишком большие расхождения между суммарными перемещениями кромок, но следует иметь в виду, что разность перемещений в данном случае не может быть приравнена напрямую к потере толщины металла, поскольку на данную величину влияют еще и угловые перемещения кромок, когда осуществляется поворот обеих точек вокруг какого-то центра. Но в случаях, когда перемещения равны между собой или имеют незначительную (сотые доли миллиметра) разницу, это однозначно свидетельствует об отсутствии утонения на кромках.

В сентябре текущего года на АО ВТЗ была изготовлена экспериментальная партия труб с отношением D/s 39,32 из 24 листов номинальной толщины. Догибка кромок производилась инструментом с «большим смещением». Замеры толщины у кромки после догибки кромок производились по обеим кромкам по всей длине трубных заготовок с применением ультразвукового толщиномера на четырех установочных трубах. За исключением ряда выпадов, максимальное утонение составило 0,2 мм. Далее было изготовлено 38 труб аналогичного сортамента. При этом толщина металла была на плюсовом допуске. Догибку кромок производили другим вариантом инструмента, близким к «промежуточному варианту». Потеря толщины у кромки была в интервале 0,6-1 мм. Таким образом, экспериментальная проверка подтвердила результаты моделирования.

Выводы

- 1. Сравнительное моделирование с использованием системы CAE-моделирования MSC. Магс догибки кромок с применением различных вариантов инструмента позволило однозначно выбрать наилучший вариант исходя из выполнения заранее заданных условий.
- 2. Результаты моделирования в целом совпали с результатами натурного эксперимента на AO BT3 при изготовлении экспериментальных партий труб из листов производства компании SALZGITTER и АО ММК (Россия).
- 3. Дальнейшие исследования с применением САЕ-моделирования будут направлены на выяснение природы образования наката на кромках и влияния геометрии инструмента на результаты догибки кромок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Технология и оборудование трубного производства / В. Я. Осадчий, А. С. Вавилин, В. Г. Зимовец, А. П. Коликов. – М. : Интермет Инжиринг. – 2001. – 608 с.

- 2. Φ еодосьев, В. И. Сопротивление материалов / В. И. Феодосьев. М. : Наука, 1974. 556 с.
- 3. Жилкин, В. А. Азбука инженерных расчетов в MSC. \Patran-Nastran-Marc / В. А. Жилкин. — СПб. : Проспект Науки, 2013. — 576 с.

УДК 621. 837.4

А. В. Попов

АНАЛИЗ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ НАПРЯЖЕНИЙ В МЕХАНИЗМЕ СВОБОДНОГО ХОДА КЛИНОВОГО ТИПА ПОВЫШЕННОЙ НАГРУЗОЧНОЙ СПОСОБНОСТИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: apopov34@rambler.ru

Представлена конструктивная схема механизма свободного хода клинового типа с наклонными рабочими поверхностями. Проведен анализ распределения внутренних напряжений в клине. Обосновано повышение нагрузочной способности и надежности новой конструкции. Составлены схема лабораторной установки с измерительным комплексом, план экспериментальных исследований и модель бесступенчатого привода с учетом характеристик механизма свободного хода.

Ключевые слова: механизм свободного хода, обгонная муфта.

Presented constructive scheme overrunning clutch wedge type with inclined working surfaces. The analysis of distribution of internal stresses in the wedge. Reasonably high load capacity and reliability of the new design. Charting test machine with a measuring complex plan for experimental research and stepless drive model, taking into account the characteristics of overrunning clutch.

Keywords: one way clutch, overrunning clutch.

В современной технике, имеющей чередующиеся режимы движения и остановок, широко используются механизмы свободного хода (МСХ), или обгонные муфты. В частности, это трансмиссии транспортных средств, приводы производственных и технологических машин и т. п., а рост передаваемых мощностей, повышение скоростей движения механизмов и машин ставит задачу повышения надежности и для механизмов свободного хода.

Используемые фрикционные МСХ (роликовые, клиновые) находятся на пределе своей несущей способности. Особые требования к МСХ предъявляются в бесступенчатых импульсных передачах, развитие которых ограничивается невысоким ресурсом этого узла.

Работа механизмов свободного хода состоит из четырех периодов: замыкания, замкнутого состояния (заклинивания), размыкания (расклинивания) и свободного хода. Наиболее важным для проектирования являются первые два [1], так как оценка надежности и работоспособности, как правило, проводится по максимальным усилиям, что определяет нагрузочную способность механизма.

Большинство современных конструкций MCX клинового типа основаны на взаимодейст-

вии по цилиндрическим поверхностям основных составляющих элементов: клина и двух обойм (ведущей и ведомой). Анализ моделей напряженно-деформированного состояния таких МСХ показал, что наибольшие напряжения наблюдаются в клине, особенно в узкой его части под действием радиальных нагрузок [1]. С учетом этого разработана новая конструктивная схема клинового МСХ [2], где клин взаимодействует с двумя коническими поверхностями ведомой обоймы, что снижает внутренние напряжения в клине и позволяет повысить нагрузочную способность механизма в целом.

Разработанный клиновой механизм свободного хода (рис. 1) содержит ведущий вал I с эксцентриком 2, на котором подвижно установлена ведущая обойма 3. Она кинематически связана с ведомой обоймой, которая, в свою очередь, состоит из двух частей -4 и 5.

Последние соединены между собой через упругую связь 6 так, что зубчатый венец 7 одной части 4 является продолжением зубчатого венца 8 другой части 5, а их плоскость сопряжения совпадает с плоскостью симметрии ведущей обоймы 3 и взаимодействующего с ней клина 9. В свою очередь клин 9 имеет наклонные рабочие поверхности, которые согласованы

с наклонными к той же плоскости рабочими поверхностями частей 4 и 5 ведомой обоймы, причем угол ψ наклона не меньше, чем двойное значение угла трения между материалами указанных деталей, т. е. клина 9 и частями ведомой обоймы 4 и 5.

Принцип работы такой конструкции клинового механизма свободного хода следующий. При вращении ведущего вала I с эксцентриком 2 по часовой стрелке ведущая обойма 3 затягивает клин 9 в клиновое пространство.

При этом наружные рабочие поверхности клина 9 взаимодействуют с равным усилием с рабочими поверхностями сразу обеих частей 4 и 5 ведомой обоймы, что приводит к заклиниванию. Дальнейшее движение возможно только совместно с частями 4 и 5, которые через зубчатые венцы 7 и 8 передают вращение далее. Вращение ведущего вала 1 с эксцентриком 2 против часовой стрелки приводит к уменьшению давления ведущей обоймы 3 на клин 9, а кинематическая связь с частями 4 и 5 обоймы обеспечивает перемещение клина 9 вслед за ведущим валом по наклонным рабочим поверхностям, причем высвобождение клина гаранти-

ровано углом ψ наклона рабочих поверхностей, что обеспечивает мгновенное расклинивание. При смене направления вращения ведущего вала I выборка зазоров осуществляется посредством относительного поворота частей 4 и 5 ведомой обоймы за счет упругой связи 6.

Силовой анализ такой конструкции показал, что усилия, воспринимаемые клином и обоймами, меньше, чем при аналогичном взаимодействии по цилиндрическим поверхностям [3].

Для исследования нагрузочной способности механизма свободного хода разработанной конструкции создана виртуальная пространственная параметрическая модель. Геометрические параметры модели механизма приняты следующие: эксцентриситет ведущего вала и эксцентрика $e=28\,$ мм, радиус ведущей обоймы $r=60\,$ мм, меньший радиус ведомой обоймы $R_{\rm M}=88\,$ мм, больший радиус ведомой обоймы $R_{\rm G}=92,6\,$ мм, угол наклона рабочей поверхности в поперечном сечении клина $\psi=30...45^{\circ}$, модуль упругости первого рода для материалов деталей механизма $E=2,1\cdot10^{11}\,{\rm H/m^2}.$ Модель успешно прошла проверку по условиям сборки и компоновки, а также была проведена разбивка на конечные элементы.

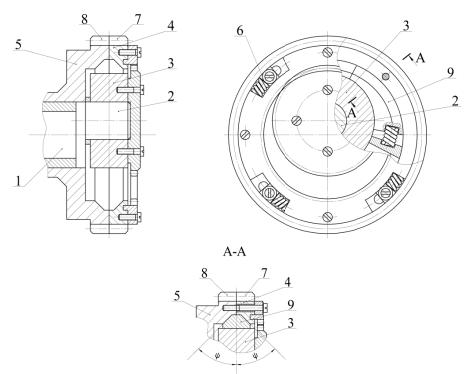


Рис. 1. Конструктивная схема механизма свободного хода

С использованием известных критериев прочности конструкционных материалов с помощью программного обеспечения SolidWorks Simulation проведено исследование напряжен-

но-деформированного состояния элементов MCX, а также статических эквивалентных деформаций элементов конструкции для обеспечения достаточной жесткости.

Фрагменты семейства эпюр напряжений элементов конструкции для вращающего момента на ведущем звене $T=50~{\rm H}\cdot{\rm M}$ и $\psi=45^\circ$ изображены на рис. 2.

Варьируя углом наклона ψ рабочих поверхностей и величиной передаваемого вращающего момента T, выявлено снижение напряжений

в средней части клина как в продольном, так и в поперечных направлениях. Это обеспечено благодаря встречному направлению наклона рабочих поверхностей, так как часть нагрузки компенсируется внутри клина, что благоприятно скажется на качестве заклинивания механизма.

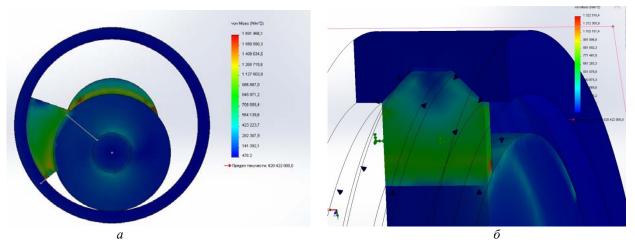


Рис. 2. Распределение напряжений в элементах МСХ: a – вид спереди; δ – в поперечном сечении клина (узкая часть) при ψ = 45°

Также проведена разработка экспериментальной установки с уникальным измерительным комплексом для опытного исследования характеристик механизма свободного хода новой конструкции и составлен план исследования для шестифакторного эксперимента [4], позволяющий детально изучить предположения, следующие из теоретических изысканий.

Данное исследование позволило смоделировать нагрузочные характеристики нового механизма свободного хода в составе бесступенчато регулируемого привода. На их основе создана программа моделирования [5], которая обеспечивает расчет динамических показателей движения и определение положений элементов бесступенчатого механического привода со сферическим преобразующим механизмом на основе математической модели движения четырехмассовой системы с учетом особенностей срабатывания механизма свободного хода.

Таким образом, в новой конструкции достигается: увеличение нагрузочной способности за счет уменьшения внутренних напряжений в клине, более равномерного их распределения как в продольном, так и в поперечном сечении, уменьшение мертвого хода механизма за счет применения составной ведомой обоймы и как результат повышение стабильности работы механизма в целом. Это позволяет сделать вывод о повышении надежности разработанной конструкции механизма свободного хода.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Гончаров, А. А. Самотормозящиеся клиновые механизмы свободного хода: монография / А. А. Гончаров; ВолгГТУ. Волгоград, 2015. 200 с.
- 2. Пат. № 2204750 РФ, МПК7 F16 D 41/06. Клиновой механизм свободного хода / Матлин М. М., Попов А. В., Ханин Д. М. Опубл. 20.08.2013. Бюл. 23.
- 3. *Попов, А. В.* Анализ силового взаимодействия клина шестиугольного сечения в механизме свободного хода / А. В. Попов, Д. М. Ханин // Техника и технология. -2012. -№ 5. -C. 7-9.
- 4. *Попов, А. В.* Установка для исследования клинового механизма свободного хода и основы планирования эксперимента / А. В. Попов, Д. М. Ханин // Техника и технология. -2012. -№ 6. C. 7-9.
- 5. Свид. о гос. регистрации программы для ЭВМ № 2012617649 от 24 августа 2012 г. РФ. Моделирование с учетом характеристик механизма свободного хода движения четырехмассового механического бесступенчатого привода со сферическим преобразующим механизмом / А. В. Попов, М. М. Матлин; ВолгГТУ. 2012.

УДК 620.171.34:621.791:519.876.5

Л. М. Гуревич 1 , В. М. Букин 2 , А. А. Григорян 1 , Д. В. Проничев

МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ*

¹Волгоградский государственный технический университет ²ООО «ДИЦ "МОСТ"» (г. Волгоград)²

e-mail: mv@vstu.ru

Проведено моделирование методом конечных элементов с помощью пакета *SIMULIA/Abaqus* поведения при осевом растяжении плоского образца сварного соединения с различными видами дефектов сварного шва, определена его прочность при варьировании формы и положения дефекта.

Ключевые слова: сталь, сварной шов, дефект, деформация, разрушение, моделирование, метод конечных элементов.

The simulation by finite element package using SIMULIA/Abaqus behavior under axial tensile flat sample welded joints with different types of weld defects, determined by its strength by varying the shape and position of the defect.

Keywords: steel, weld defect, deformation, destruction, simulation, finite element method.

Для того, чтобы осуществить качественную и всестороннюю оценку работоспособности различных систем и конструкций на промышленных предприятиях, обязательно проводят контроль сварных швов. Экономически выгодно начинать контроль сварного шва с самого простого метода – визуально-измерительного контроля (ВИК), который может проводиться невооруженным глазом и при помощи различных технических приспособлений для выявления мелких дефектов, не поддающихся первоначальной визуализации, а также с использованием преобразователей визуальной информации в телеметрическую. В соответствии с РД03-606-03 «Инструкция по визуальному и измерительному контролю» ВИК сварных соединений (конструкций, узлов) проводят с целью выявления деформаций, поверхностных трещин, подрезов, прожогов, наплывов, кратеров, свищей, пор, раковин и других несплошностей и дефектов формы швов; проверки геометрических размеров сварных швов и допустимости выявленных дефектов. Недостатками ВИК являются субъективность подбора методик измерения, сравнительных шаблонов и оценки результатов измерения. Так европейский стандарт EN 970:1997 требует при оценке формы и размеров сварного шва, чтобы сторона корня при одностороннем сварном шве и поверхность облицовочного слоя сварного шва по отклонениям размеров соответствовали стандарту; ширина шва по всей его длине должна быть одинаковой и при этом соответствовать стандарту; любые неровности из-за проплавления не выходили за допустимые нормы; любые дефекты наружной поверхности шва или в зоне термиче-

ского влияния соответствовали критериям приемки. Положенные в основу НТД обозначения и классификация различных поверхностных дефектов сварных швов широко известны и не изменились с середины XX века [1]. Существующая НТД регламентирует дефекты формы сварного шва и критерии их оценки дифференцированно, вне связи с формой поверхности сварного шва, не учитывая то обстоятельство, что геометрические размеры и поверхностные дефекты являются неотъемлемой частью его формы.

В последние годы все шире применяют автоматизированные системы измерения формы и размеров сварных швов с помощью различных физических методов. Например, в [2] и [3] предложено для оценки квалификации сварщика и качества полученного им сварного шва проводить 3D лазерное сканирование с помощью разработанной авторами технологии и оборудования, дающими возможность получать объемную реплику формы поверхности реального сварного шва в цифровом формате и выполнять его оценку. В качестве эталона авторы предлагают использовать поверхность, которую при данных граничных условиях самостоятельно принимает расплав под действием сил поверхностного натяжения. Однако близость формы сварного шва к этой физически определенной поверхности еще не гарантирует необходимую прочность сварного соединения при различных вариантах напряженно-деформиро-ванного состояния.

Целью настоящей работы являлось исследование влияния различной формы дефектов на прочность сварного соединения с помощью компьютерного 2D-моделирования с использованием пакета SIMULIA/Abaqus.

[©] Гуревич Л. М., Букин В. М., Григорян А. А., Проничев Д. В., 2015

^{*} Исследование выполнено за счет гранта РФФЙ (проект № 13-08-00066_а).

Моделирование процессов деформирования и разрушения при растяжении плоского образца сварного соединения листов широко используемой в энергетическом и нефтехимическом хромоникельмолибденовой машиностроении стали 40X2H2MA (аналог стали AISI 4340) толщиной 10 мм методом конечных элементов проводилось с использованием программного комплекса SIMULIA/Abagus по модели Мизеса. Для расчета упрочнения материалов в результате пластического деформирования использовали модель Джонсона-Кука [4], позволяющую получить семейство кривых деформирования материала при различных температурах и скоростях деформирования. Возможное разрушение основного металла описывалось моделью разрушения Джонсона-Кука [5]. Значения коэффициентов для моделей пластичности и разрушения для стали AISI 4340 взяты из [6]. Предполагалось, что структура и механические свойства сварного шва и зоны термического

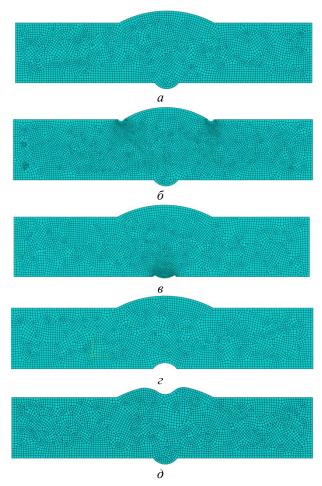


Рис. 1. Форма сварного шва в моделируемых сварных соединениях с используемой конечно-элементной сеткой: a – бездефектный шов; δ – подрезы у облицовочного шва; ϵ – усадочные канавки около корня; ϵ – непровар корня; δ – усадочная канавка на усилении шва

влияния соответствуют структуре и свойствам основного металла, что возможно в том случае, если конструкция подвергалась после сварки окончательной термической обработке.

Моделировалось стыковое сварное соединение с односторонним сварным швом (ширина облицовочного шва $16\,$ мм, высота усиления облицовочного шва $2\,$ мм, а корня $1\,$ мм). Определялось усилие, необходимое для растяжения бездефектного соединения (рис. 1, a) и с различными видами дефектов формы (рис. 1, b-d). Для конечно-элементной сетки использовались преимущественно квадратные ячейки со стороной $0,4\,$ мм. В зоне дефектов использовали более плотную сетку (размер ячеек $0,04\,$ мм).

При растяжении бездефектного шва первоначально пластическая деформация локализовалась в зонах перехода усиления и корневого валика в основной металл. Затем наиболее активно начинает деформироваться справа и слева от сварного шва основной металл преимущественно вблизи верхней свободной поверхности до момента разрушения по линии под углом около 60° к горизонту (рис. 2, *a*)

Появление даже сглаженных подрезов у облицовочного шва приводит к быстрому формированию очага разрушения в них, затем линия разрушения проходит через основной металл (рис. $2, \delta$).

Наличие дефектов формирования корневого валика (как усадочных канавок, так и непроваров) приводило к локализации пластических деформаций в районе дефектов, однако развитие разрушения происходило несколько поразному. При наличии усадочных канавок деформация первоначально направлена и развивается вдоль наклонных линий, проходящих приблизительно от дефекта до зоны перехода усиления в основной металл (рис. 2, в), а при непроваре первоначально деформация также начиналась вдоль этих линий, но затем резко изменяла направление развития перпендикулярно линии приложения нагрузки (рис. 2, г).

Наличие усадочной канавки на облицовочном валике сварного шва практически не отразилось на прочности сварного соединения, развитие пластической деформации протекало аналогично процессу для бездефектного соединения (рис. $2, \partial$).

Используемые модели позволяли строить диаграмму растяжения «удлинение образца — усилие растяжения» аналогично получаемым при реальных испытаниях образцов сварных швов (рис. 3).

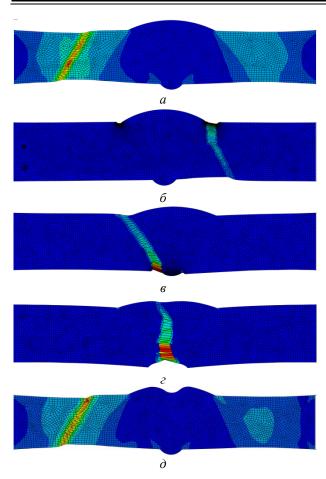


Рис. 2. Характер развития пластической деформации в моделируемых сварных соединениях (нумерация схем соответствует рис. 1)

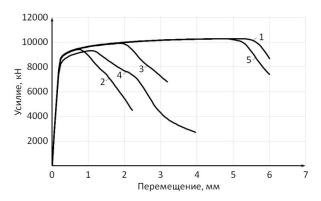


Рис. 3. Диаграмма «удлинение образца – усилие растяжения» для моделируемых сварных швов:

1 – вариант a; 2 – вариант δ ; 3 – вариант ϵ ; 4 – вариант ϵ ; 5 – вариант δ

Наличие различных дефектов практически не сказывалось на форме упругой части кривой на диаграмме «удлинение образца – усилие растяжения», основное влияние они оказывали

на величину деформации, при которой начинается интенсивное разрушение. Наименьшая допустимая деформация характерна для схемы с заглаженными подрезами у усиления сварного шва (рис. 3, кривая 2), вторым по степени снижения работоспособности является вариант с непроваром корня шва (рис. 3, кривая 4). В этом случае некоторое снижение необходимого для деформации усилия связано с уменьшением живого сечения сварного шва.

Проведенное моделирование проводилось на идеализированных вариантах схем сварного соединения. Однако пакет SIMULIA Abaqus позволяет импортировать результаты сканирования поверхностей реальных объектов, поэтому планируется в дальнейшем провести верификацию метода сравнением результатов механических испытаний экспериментальных сварных соединений и моделирования их образа, полученного методом 3D лазерного сканирования.

Выводы

Методами 2D компьютерного моделирования определено влияние дефектов стыкового сварного соединения с односторонним сварным швом на характер разрушения и изменение диаграммы «удлинение образца - усилие растяжения». Наибольшее снижение величины деформации, при котором начиналось разрушение, характерно для появления подрезов у облицовочного шва.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Контроль качества сварки / под ред. В. Н. Волчен-- M.: Машиностроение, 1975. - 327 c.
- 2. Панков, В. В. Оценка квалификации сварщика с применением цифровых технологий / В. В. Панков, В. М. Букин, С. В. Панков, И. Г. Богородский // Сварка и диагностика. – 2012. – № 6. – С. 54–58.
- 3. Панков, В. В. Виртуальный эталон формы сварного шва при сварке в различных пространственных положениях для целей оценки квалификации сварщиков / В. В. Панков, С. В. Панков, И. Г. Богородский, В. М. Букин // Журнал нефтегазового строительства. – 2014. – № 4. – С. 38–43.
- 4. 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.
- 5. 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.
- 6. Banerjee, B. Material point method simulations of fragmenting cylinders //arXiv preprint arXiv:1201.2439. – 2012.

УДК 62-419.5:620.172.224:519.876.5

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

ВЛИЯНИЕ ФОРМЫ ОБРАЗЦА НА ПОВЕДЕНИЕ ПРИ СЖАТИИ МАГНИЕВО-АЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИТОВ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Проведено моделирование методом конечных элементов с помощью пакета *SIMULIA/Abaqus* поведения при осевом сжатии образцов магниево-алюминиевого композита MA2-1—AД1—AМг6 различной формы. Определена прочность магниево-алюминиевого композита MA2-1—AД1—AМг6 круглого и квадратного поперечного сечения при варьировании толщины прослойки АД1.

Ключевые слова: магний, алюминий, алюминиевый сплав, мягкая прослойка, поперечное сечение, деформация, разрушение, моделирование, метод конечных элементов.

The simulation by finite element package using SIMULIA / Abaqus behavior under axial compression specimens magnesium-aluminum composite MA2-1-AD1-AMg6 different shapes. Defined strength aluminum-magnesium-aluminum composite MA2-1-AD1-AMg6 round and square cross-section by varying the thickness of the layer of AD1.

Keywords: magnesium, aluminum, aluminum alloy, a soft layer, the cross-sectional deformation, destruction, simulation, the finite element method.

При сварке плавлением деталей из алюминиевых сплавов с магниевыми высока вероятность образования хрупких интерметаллидов, снижающих надежность конструкций, поэтому между свариваемыми деталями вводят сваренные взрывом магниево-алюминиевые переходники различного профиля. Это увеличивает трудоемкость, так как вместо одного сварного шва приходится выполнять два (деталь из магниевого сплава+магниевый слой переходника; деталь из алюминиевого сплава+алюминиевый слой переходника [1, 2]), но это компенсируется повышением ресурса. Между слоями из алюминиевых и магниевых сплавов вводят прослойку алюминия, играющую роль буфера пластичности при сварке взрывом и диффузионного барьера при повышенных эксплуатационных температурах Переходники типа МА2-1-АД1-АМг6 могут использоваться для эксплуатации при температурах от -196 до +100 °C, их размеры должны не допускать при дуговой сварке заметного перегрева полученного при сварке взрывом соединения АД1-МА2-1. Прочность переходника при нагружении в направлении, нормальном границе раздела слоев, определяется свойствами прослойки алюминия. С уменьшением толщины алюминиевой прослойки (обычно характеризуют относительной толщиной $\chi = h/d$, где h – толщина прослойки, а d – диаметр испытываемого образца), усиливается эффект контактного упрочнения [1]. Моделирование методом конечных элементов деформирования при растяжении с использова-

нием пакета компьютерных программ SIMULIA/ Abaqus поведения цилиндрических образцов при нагружении [3] показало хорошую сходимость с ранее проведенными экспериментальными исследованиями [1].

В технической литературе отсутствуют данные о влиянии формы образцов магниево-алюминиевых композитов на поведение при сжатии, хотя такие переходные элементы могут эксплуатироваться и в сжатом напряженно-деформированном состоянии.

Целью настоящей работы являлось выявление различий в поведении при сжатии образцов круглого и квадратного поперечного сечения магниево-алюминиевых композитов с мягкой прослойкой из АД1 при моделировании деформации с использованием пакета компьютерных программ SIMULIA/Abaqus.

3D-моделирование процессов деформирования и разрушения при сжатии и растяжении цилиндрического образца Ø10 мм и образца с квадратным профилем поперечного сечения (сторона квадрата 10 мм) магниево-алюминиевого композита MA2-1—AД1—AМг6 методом конечных элементов проводилось с использованием модуля Abaqus/Explicit программного комплекса SIMULIA/Abaqus компании Dassault Systèmes Simulia Corp. (USA), использующего явную схему интегрирования для сильно нелинейных переходных быстротекущих динамических процессов [4]. Расчет проводился с использованием модели Мизеса. Для расчета упрочнения материалов в результате пластического

[©] Гуревич Л. М., Арисова В. Н., Пономарева И. А., 2015

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

деформирования использовали модель пластичности Джонсона-Кука [5], согласно которой предел текучести можно определить по формуле

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

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 . Разрушение материала описывалось моделью разрушения Джонсона—Кука [6], по которой разрушение конечного элемента происходит, если параметр поврежденности D достигает единицы

$$D = \frac{1}{\varepsilon_f} \sum_i \Delta \varepsilon_p^i \,, \tag{2}$$

$$\varepsilon_{f} = \left[D_{1} + D_{2} \exp \left(D_{3} \frac{p}{\sigma_{ef}} \right) \right] + \left(1 + D_{4} \ln \frac{\varepsilon_{p}}{\varepsilon_{0}} \right) \left(1 + D_{5} \frac{T - T_{r}}{T_{m} - T_{r}} \right), \quad (3)$$

где $\Delta \varepsilon_p^i$ — приращение эффективной пластической деформации в конечном элементе на i-м шаге интегрирования по времени, $D_1...D_5$ — параметры материала; σ_{ef} — эффективное напряжение; p — давление в рассматриваемом конечном элементе.

Значения параметров для выбранных материалов приведены в табл. 1 и 2 [7, 8]. В связи с низкой скоростью деформирования ее влияние не учитывалось.

Коэффициенты для модели пластичности Джонсона-Кука

Таблица 1

Материал	Коэффициенты для модели пластичности Джонсона-Кука [5]									
	А, МПа	В, МПа	m	n	$\dot{\epsilon}_0$, c^{-1}	T_m , K	T_r, K			
Сплав АМг6-	218,3	704,6	0,93	0,62	1	773	293			
Алюминий	60,0	6,4	0,859	0,62	1	933	293			
Сплав МА2-1	100,0	380	1,04	0,28	1	773	293			

Коэффициенты для модели разрушения Джонсона-Кука

Таблица 2

M	Коэффициенты для модели разрушения Джонсона–Кука [6]									
Материал	D_1	D_2	D_3	D_4	D_5	$\dot{\epsilon}_0$, $c^{\text{-l}}$	T_m , K	T_r, K		
Сплав АМг6	0,178	0,389	-2,246	0	0	1	873	293		
Алюминий	0,071	1,428	-1,142	0,0097	0	1	933	293		
Сплав МА2-1	-0,35	0,6025	-0,4537	0,206	7,2	1	773	293		

Относительная толщина прослойки АД1 варьировалась от $\chi_{\rm AД1} = 0,67$ (4 мм) до $\chi_{\rm AД1} = 0,041$ (0,25 мм), толщины слоев АМг6 и МА2-1 равнялись 10 мм. Прочность связей между слоями соответствовала прочности наименее прочного элемента пары. Размер ячеек в направлении нагружения в слоях АМг6, ВТ1-0 и АД1 соответствовал 1/20 их толщины. Размер сторон ячеек конечно-элементной сетки в поперечном сечении элементов композита из АМг6, МА2-1 и АД-1 не превышал 0,0125 мм. Моделируемая скорость сжатия образца — 2 мм/с.

Проведенное моделирование показало зна-

чительные различия в характере деформирования и разрушения основных слоев композиции при изменении толщины прослойки (рис. 1, 2). При всех моделируемых толщинах разрушение происходило по алюминиевой прослойке, причем первые ячейки алюминия разрушались на границе с более прочными слоями. Уменьшение толщины прослойки приводило к росту напряжений Мизеса в слоях алюминиевого и магниевого сплавов в момент разрушения первых ячеек алюминия, максимальные напряжения распределялись в слоях АМг6 и МА2-1 вблизи оси образца как с круглым так и квадратным поперечным сечением.

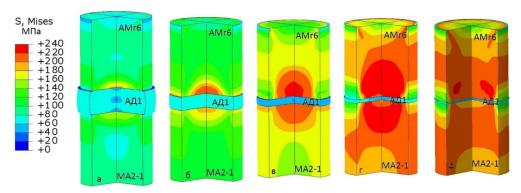


Рис. 1. Изменение характера распределения напряжений Мизеса при сжатии цилиндрического образца композита АМг6-АД1-МА2-1 в момент начала разрушения ячеек при варьировании относительной толщины мягкой прослойки $\chi_{AД1}$: $a - \chi_{AДI} = 0.67; \delta - \chi_{AДI} = 0.33; s - \chi_{AДI} = 0.17; \varepsilon - \chi_{AДI} = 0.083; \delta - 0.041$ (четверть образца условно вырезана)

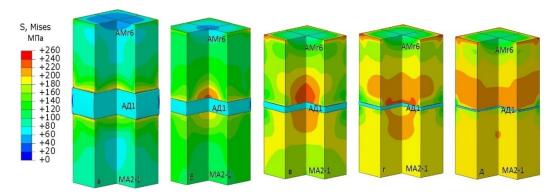


Рис. 2. Изменение характера распределения напряжений Мизеса при сжатии образца композита АМг6-АД1-МА2-1 с квадратным поперечным сечением в момент начала разрушения ячеек при варьировании относительной толщины мягкой прослойки $\chi_{\rm AДI}$: $a-\chi_{\rm AДI}$ =0,67; $\delta-\chi_{\rm AДI}$ =0,33; $s-\chi_{\rm AДI}$ =0,17; $\varepsilon-\chi_{\rm AДI}$ =0,083; $\partial-\chi_{\rm AДI}$ =0,041 (четверть образца условно вырезана)

Моделирование показало, что распределение пластической деформации по объему алюминиевой прослойки неравномерно: максимальные значения эквивалентной деформации наблюдаются на границах с слоями из алюминиевого и магниевого сплавов вблизи периферии образца (рис. 3 и 4). При толщине прослойки АД1 4 мм уровень эквивалентных напряже-

ний в алюминии на границе с алюминиевым сплавом в образце с квадратным поперечным сечением в середине граней квадрата несколько выше, чем вдоль периметра круглого сечения у цилиндрических образцов (рис. 5). Величины эквивалентных деформаций вдоль периметра квадрата меняются от максимальных в середине граней до минимальных - в углах.

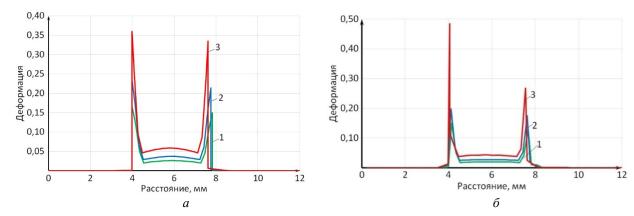


Рис. 3. Распределение пластической деформации на внешней поверхности образцов с круглым (а) и квадратным (б) поперечным сечением в направлении приложения нагрузки (толщина алюминиевой прослойки 4 мм) при суммарной деформации образца:

1 - 0.21 mm; 2 - 0.28 mm; 3 - 0.49 mm

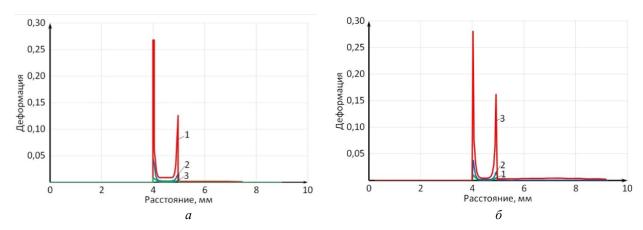


Рис. 4. Распределение пластической деформации на внешней поверхности образцов с круглым (a) и квадратным (b) поперечным сечением в направлении приложения нагрузки (толщина алюминиевой прослойки 1 мм) при суммарной деформации образца: 1-0.045 мм; 2-0.06 мм; 3-0.105 мм

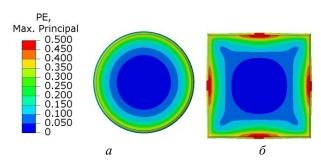
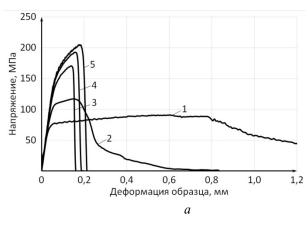


Рис. 5. Распределение эквивалентных деформаций в алюминиевой прослойке на границе со слоем из алюминиевого слоя (условно удален) в образцах с круглым (a) и квадратным (δ) поперечным сечением. Толщина прослойки 4 мм, деформация образца 0,42 мм

Полученные при моделировании кривые «усилие – деформация» для обоих вариантов

образцов показаны на рис. 5. Полученные при моделировании максимальные усилия при сжатии, которые способны выдерживать магниевоалюминиевые композиты с различной толщиной алюминиевой прослойки, близки для образцов с круглым и квадратным поперечным сечением. Отношение величины деформации, при которой наблюдается максимальное усилие, к толщине алюминиевой прослойки возрастает с ≈0,2 при толщине алюминия 4 мм до 0,7-0,8 при толщине алюминия 0,25 мм. С переходом от цилиндрических к призматическим образцам с квадратным поперечным сечением допустимая величина деформации снижается. Эта тенденция особенно заметна у образцов с малыми толщинами алюминиевой прослойки.



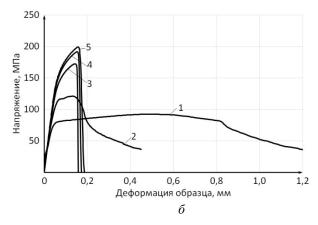


Рис. 5. Изменение полученных при моделировании кривых «усилие – деформация» для образцов с круглым (a) и квадратным (δ) поперечным сечением при варьировании относительной толщины мягкой прослойки $\chi_{\rm AДI}$: $a - \chi_{\rm AДI} = 0.67$; $\delta - \chi_{\rm AДI} = 0.33$; $\delta - \chi_{\rm AДI} = 0.17$; $\varepsilon - \chi_{\rm AДI} = 0.083$; $\delta - \chi_{\rm AДI} = 0.041$

Таким образом, сжатие композиционных материалов с мягкой прослойкой может приводить к разрушению уже при небольших дефор-

мациях образца, причем условия разрушения во многом определяются конфигурацией поперечного сечения испытываемого образца.

Выводы

- 1. Моделирование методом конечных элементов сжатия магниево-алюминиевых композиционных слоистых материалов показало значительные различия в характере деформирования и разрушения основных слоев при изменении толщины прослойки и профиля ее поперечного сечения. Разрушение при всех моделируемых толщинах при сжатии происходило по алюминиевой прослойке на границе с более прочными слоями.
- 2. При близости полученных с помощью моделирования максимальных допустимых усилий для магниево-алюминиевых композитов с различной толщиной алюминиевой прослойки изменение профиля поперечного сечения образцов с круглого на квадратный приводит к уменьшению допустимой величины деформации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. *Трыков, Ю. П.* Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун. М.: Металлургиздат, 2004. 230 с. 2. *Трыков, Ю. П.* Композиционные переходники /
- 2. *Трыков, Ю. П.* Композиционные переходники / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев. Волгоград : РПК «Политехник», 2007. 328 с.

- 3. *Гуревич, Л. М.* Моделирование контактного упрочнения в магниево-алюминиевых композитах / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова, И. А. Пономарева, А. А. Голик // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. науч. ст. № 9 (136) / ВолгГТУ. Волгоград, 2014. (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 9). С. 72–76.
- 4. Abaqus 6.12. Analysis User's Manual. Volume 1. Part 1. Introduction, spatial modeling and execution. Dassault Systèmes Simulia Corp., Providence, RI, USA, 2012. 831 p.
- 5. *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.
- 6. 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.
- 7. *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.
- 8. Giraud, E., Rossi, F., Germain, G., Outeiro J. C. Constitutive Modelling of AZ31B-O Magnesium Alloy for Cryogenic Machining // 14th CIRP Conference on Modeling of Machining Operations (CIRP CMMO), (CIRP CMMO), Italy (2013). DOI: 10.1016/j.procir.2013.06.144.

УДК 62-419.5:620.172.224:519.876.5

Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова, И. А. Пономарева, Д. В. Щербин МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИЙ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ МАГНИЕВО-АЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

С использованием экспериментальных данных проведена верификация вариантов 2D-моделирования, описывающих величину деформации при прокатке слоев магниево-алюминиевого композита и базирующихся на вариационных принципах механики сплошных сред и методе конечных элементов.

Ключевые слова: магний, алюминий, слоистые композиты, прокатка, деформация, прогнозирование, уравнение.

Using the experimental data verification options held 2D modeling, describing the amount of deformation in the rolling layers of magnesium-aluminum composite, based on the finite element method.

Keywords: magnesium, aluminium, layered metallic composites, rolling, deformation, forecasting, equation.

Неравномерность деформации слоистых композиций при прокатке, зависящая от соотношения сопротивлений деформации составляющих, толщин и расположения слоев, параметров очага деформации, сил трения между валками и композитом, напряжений на границах соединения, нарушает соотношение толщин слоев и приводит к возникновению значительных остаточных напряжений, которые могут вызывать изгиб, расслоение и разрыв более хруп-

ких слоев. Давно ведутся работы по изучению процессов деформирования композитов с сильно различающимися свойствами. Благодаря техническому прогрессу и большому скачку в области компьютерных технологий стало возможным моделирование процессов деформирования изотропных композитных материалов с целью изучения поведения выбранных материалов, а также прогнозирования конечных свойств без значительных денежных затрат [1, 2, 3].

[©] Гуревич Л. М., Трыков Ю. П., Арисова В. Н., Пономарева И. А., Щербин Д. В., 2015

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

Целью настоящей работы являлось выяснение возможностей использования моделей, полученных с использованием метода конечных элементов, для прогнозирования деформации слоев при прокатке магниево-алюминиевых композитов, полученных сваркой взрывом.

Прочная связь между слоями, характерная для заготовок, полученных сваркой взрывом или прокаткой, препятствует взаимному смещению частиц металла на границе раздела слоев и оказывает существенное влияние на характер деформированного состояния. Деформация в таких заготовках более равномерная, чем при отсутствии межслойной связи, но различия в деформации мягкого и твердого слоев приводят к изгибу биметалла. При создании условий, препятствующих изгибу, неравномерность деформации проявляется в виде наплывов мягкого слоя на краевых частях полосы, идущих в отходы.

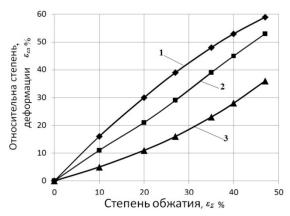


Рис. 1. Экспериментальная зависимость деформации слоев композита АД1–MA2-1–АД1 при неполной горячей прокатке композита от общего обжатия при прокатке: I – верхний слой АД1; 2 – слой MA2-1; 3 – нижний слой АД1

Экспериментальные исследования процесса неполной горячей прокатки трехслойного магниево-алюминиевого композита при 300 °С установили (рис. 1), что при общем обжатии образцов композита АД1+MA2-1+АД1 по высоте (ε_{Σ}) от 20 до 40 % из-за различной деформационной способности магния и алюминия относительная деформация слоев композита ($\varepsilon_{\rm сл}$) различна. К увеличению неравномерности их деформации при прокатке приводит также и разный послойный уровень энергии W_2 в около-

шовной зоне соединений. Деформационная наследственность сварки взрывом сильнее всего сказывается при малых значениях ϵ_{Σ} . Так, при общем обжатии композита до 20 % в основном деформируются верхний слой алюминия АД1 и сплав MA2-1, деформация по высоте ($\epsilon_{\text{сл}}$) которых возрастает до 30 %. При этом деформация нижнего слоя АД1 составляет 10 %.

При общем обжатии композита на 27 % обжатие нижнего и верхнего алюминиевых слоев составляет ~40 и ~15 % соответственно. Развитие характерных для деформации процессов наклепа, а также рост напряжений в околошовной зоне и при более высоких степенях обжатия затрудняет дальнейшую деформацию нижнего слоя сплава АД1.

Таким образом, при больших обжатиях увеличивается неравномерность деформации слоев, а следовательно, значительно снижается пластичность металла и возрастает вероятность его хрупкого разрушения. Обжатие свыше 40 % приводит к появлению трещин в сплаве MA2-1. При максимально допустимой степени деформации $\varepsilon_{\Sigma} = 47$ % деформация слоя из сплава MA2-1 достигает 53 %, тогда как обжатие нижнего и верхнего слоев АД1 составляет 60 и 37 % соответственно.

Для 2D-моделирования процессов прокатки трехслойного магний-алюминиевого композита применялся программный комплекс *SIMULIA/Abaqus*, предназначенный для конечно-элементных прочностных расчетов и содержащий модуль *Abaqus/Explicit*, использующий явную схему интегрирования метода конечных элементов для сильно нелинейных переходных быстротекущих динамических процессов.

Верификация расчетных моделей проводилась с использованием экспериментальных данных по распределению деформаций в поперечном сечении сваренного взрывом трехслойного магний-алюминиевого композита после прокатки. При задании расчетных схем материала слоев использовали модель пластичности Джонсона—Кука (коэффициенты представлены в таблице) [4], позволяющей учитывать изменение предела текучести как за счет изменения величины деформации, так и температуры.

Использованные коэффициенты для модели пластичности	Паконооно Како

Материал	Коэффициенты для модели пластичности Джонсона-Кука [4]								
	А, МПа	В, МПа	m	n	$\dot{\epsilon}_0,c^{\text{-}1}$	T_m , K	T_r , K		
Алюминий АД1	60,0	6,4	0,859	0,62	1	933	293		
Сплав МА2-1	100,0	380	1,04	0,28	1	773	293		

В 2D-модели одного прохода прокатки (рис. 2) с неизменным идеализированным очагом деформации вращающиеся с заданной угловой скоростью валки принимались абсолютно жесткими с фиксированным положением осей, расстояние между которыми соответствовало обжатию композита на различных проходах экспериментальной прокатки. Образец проходил через шесть последовательно установленных пар валков, что позволяло учитывать изменение свойств слоев композита и их обжатий на каждом этапе моделируемой прокатки Коэффициент трения между вращающимися с угловой скоростью 20 радиан/с

валками и поверхностями полосы слоистого композита в соответствии с [1] принимали f=0,3. Перемещение полосы производилось за счет сил трения и под действием используемого в прокатных станах натяжения. Моделируемая полоса по толщине (исходная толщина слоев АД1 -1,5 мм, MA2-1-2,5 мм, AД1-2,5 мм) и протяженности соответствовала использованным в реальных экспериментах прокатанным образцам. Размер стороны квадратной ячейки сетки выбирался изза малости толщины полосы равным 0,1 мм, что обеспечивало достаточную точность при приемлемом времени расчета.

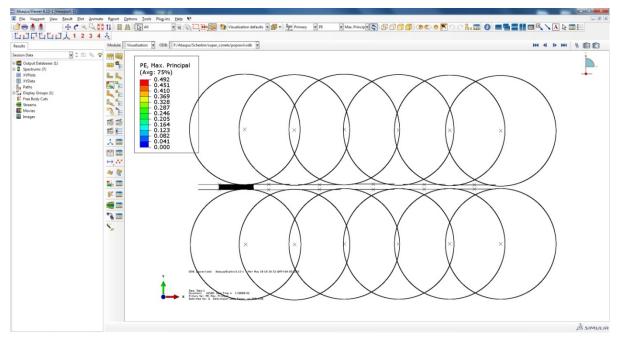


Рис. 2. 2D-схема моделирования прокатки композита АД1-MA2-1-АД1 с помощью программного комплекса *SIMULIA/Abaqus*

Проведенное моделирование показало изменение распределения деформации в различных зонах магниево-алюминиевого композиционного материала. Рассчитанные с помощью программного комплекса SIMULIA/Abaqus по 2D-модели относительные деформации трехслойного композиционного материала на различных стадиях прокатки приведены на рис. 3.

Различия в исходных прочностных характеристиках составляющих композита и неравномерность распределения между ними высотной деформации привели после прокатки к нарушению соотношения толщин слоев практически во всем промоделированном диапазоне. При общем высотном обжатии СКМ до 45 % высотная деформация обладающего меньшим сопротивлением пластическому деформированию слоя

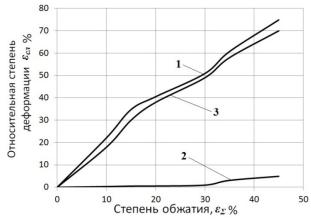


Рис. 3. Зависимость степени деформации слоев композита АД1–MA2-1–АД1 при неполной горячей прокатке композита от степени общего обжатия при прокатке при 2D-моделировании:

I – верхний слой АД1; 2 – слой МА2-1; 3 – нижний слой АД1

АД1 возрастала до 75 % при изменении толщины Мg не более 5 %. Анализ проведенных исследований свидетельствует о некотором расхождении рассчитанных (рис. 3) и экспериментальных (рис. 2) значений. По-видимому, это связано с тем, что при 2D-моделировании не учитывается возможность различного уширения слоев полосы. Ранее [6] при сравнении 2D-и 3D-моделирования на примере композита никель-алюминий были выявлены значительные расхождения в результатах. Варьирование ширины моделируемой полосы при 3D-моделировании приводит к изменению распределения деформации в очаге деформации на границе со-

единения алюминия с никелем: затрудненность поперечной деформации приводит к росту продольной более чем в 3 раза. Анализ зависимости распределения обжатий по слоям от ширины моделируемой полосы показал, что достаточно достоверные результаты могут быть получены при ширине моделируемой полосы, соответствующей 30 столбцам ячеек от плоскости симметрии до боковой поверхности прокатываемой заготовки.

Проведенное моделирование показало изменение характера деформирования и разрушения основных слоев композиции на различных стадиях прокатки (рис. 4).

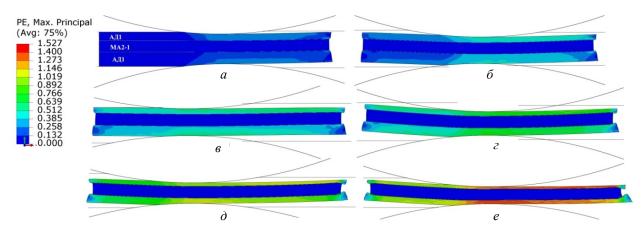


Рис. 4. Изменение характера деформирования слоев и прослоек в композите MA2-1–АД1–АМг6 с общим высотным обжатием 10 (a), 15 (δ) , 20 (ϵ) , 30 (ϵ) , 35 (δ) , 45 (ϵ) %

При прохождении композиционного материала через очаг деформации слои алюминия вовлекаются в деформацию последовательно от прилегающих к зоне контакта с валком до глубинных, которые испытывают сдерживающее

воздействие труднодеформируемого магниевого слоя. При прохождении через первый зазор с обжатием 5 % (0,3–0,4 мм) значения деформации составили 0,50 %. При общем высотном обжатии 45 % значения деформации достигают 1,5 %.

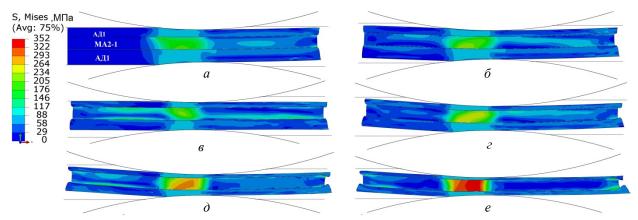


Рис. 5. Изменение напряжений Мизеса в слоях композита MA2-1–АД1–АМг6 с общим высотным обжатием 10 (a), $15 (\delta)$, $20 (\epsilon)$, $30 (\epsilon)$, $35 (\delta)$, 45 (e)

На рис. 5 представлено изменение распределения напряжений Мизеса в магниево-алю-

миниевом композите в процессе прокатки по данным моделирования с помощью пакета

SIMULIA/Abaqus на различных стадиях прохода через валки. При прохождении первой пары валков в композите напряжения Мизеса составили 150 МПа с локализацией в центральной зоне в наиболее труднодеформируемом слое — МА2-1. При дальнейшем прохождении зазоров между валками максимальные напряжения Мизеса оставались в слое магния, но происходило постепенное удаление максимальных напряжений от центра. На последней стадии моделирования прокатки в исследуемом композите напряжения достигли критических 300 МПа в слое магния, приводящих к разрушению композита.

Разность расчетных 2D-модели и экспериментальных значений пластической деформации говорит о необходимости проведения 3D-моделирования с помощью программного комплекса SIMULIA/Abaqus.

Выводы

Выявлены значительные расхождения расчетных и экспериментальных результатов деформации магниевого слоя при двухмерном мо-

делировании процессов прокатки магниево-алюминиевого композита, причиной которых может являться неучитываемое уширение полосы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. *Король, В. К.* Основы технологии производства многослойных металлов / В. К. Король, М. С. Гильденгорн. М. : Металлургия, 1970. 237 с.
- 2. *Голованенко, С. А.* Сварка прокаткой биметаллов / А. С. Голованенко. М. : Металлургия, 1977. 158 с.
- 3. *Голованенко, С. А.* Производство биметаллов / С. А. Голованенко, Л. В. Меандров. М.: Металлургия. 1966. 404 с.
- 4. *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.
- 5. *Третьяков*, *А. В.* Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением / А. В. Третьяков, В. И. Зюзин. М.: Металлургия, 1973. 224 с.
- 6. Двух- и трехмерное моделирование процесса прокатки слоистых никель-алюминиевых композитов / Л. М. Гуревич, В. М. Волчков, О. С. Киселев, В. Ф. Даненко // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. науч. ст. № 15 (118) / ВолгГТУ. Волгоград, 2013. (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 8). С. 26–29.

УДК 62-419.5:620.172.224:519.876.5

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

МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕТОДОМ КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ПОВЕДЕНИЯ МЯГКОЙ ПРОСЛОЙКИ МАГНИЕВО-АЛЮМИНИЕВЫХ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ СОСУДОВ С ПРОСЛОЙКОЙ ТИТАНА*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Методом конечных элементов с помощью пакета *SIMULIA/Abaqus* проведено моделирование контактного упрочнения алюминиевой прослойки цилиндрических сосудов из четырехслойного композита MA2-1–BT1-0-AД1–AMr6. Определена прочность магниево-титаноалюминиевого композита при варьировании толщины прослойки АД1.

Ключевые слова: магний, алюминий, алюминиевый сплав, мягкая прослойка, разрушение, моделирование, метод конечных элементов.

The finite element method using a package SIMULIA / Abaqus simulated contact hardening aluminum layer cylindrical containers of a four-composite MA2-1 BT1-0-AD1-AMg6. Defined strength magnesium-titanium-aluminum composite by varying the thickness of the layer of AD1.

Keywords: magnesium, aluminum, aluminum alloy, soft layer, destruction, simulation, finite element method.

Герметичное соединение разнородных сосудов и труб часто осуществляется посредством тонкостенных композиционных переходников [1, 2, 3], в которых под действием рабочего внутреннего давления возникает двухосное растяжение и реализуется эффект контактного упрочнения [4]. Эффект заключается в увеличении разрушающих напряжений вследствие сдерживания радиальных деформаций

мягкой прослойки на границе с твердым металлом и ужесточением напряженного состояния прослойки.

При проектировании сварных соединений необходимо учитывать следующее обстоятельство. С уменьшением относительной толщины прослойки увеличивается прочность соединения, однако возрастает и опасность хрупких разрушений [5]. Точно так же с увеличением

 $^{{\}mathbb C}$ Гуревич Л. М., Арисова В. Н., Пономарева И. А., 2015

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

ИЗВЕСТИЯ ВОЛГГТУ 125

степени механической неоднородности улучшаются условия реализации контактного упрочнения, но вместе с тем уменьшается величина $\chi_{\rm B}$, при которой достигается равнопрочность соединения основному металлу и увеличивается опасность хрупкого разрушения.

Улучшения условий реализации контактного упрочнения можно достичь путем введения в сварное соединение так называемых подкрепляющих участков на границе между мягкой прослойкой и основным металлом, обладающих повышенными прочностными характеристиками. Подкрепляющими участками может быть как сам основной металл, подвергнутый в зоне соединения термомеханическому упрочнению, так и специально введенные твердые прослойки или прослойки — диффузионные барьеры. Так, в соединении сплавов МА2-1 и АМг6 (рис. 1) прослойка из сплава ВТ1-0 является одновременно диффузионным барьером и подкрепляющим участком.

В работе [6] показано, что объемное напряженное состояние в поперечной мягкой прослойке в цилиндрическом сосуде (трубе или баллоне) вследствие действия контактного эффекта приводит к упрочнению прослойки, степень которого зависит от ее относительной толщины, величины механической неоднородности и напряженно-деформированного состояния основного металла, скорости нагружения и т. п. В случае двухосного растяжения оно зависит также и от толщины стенки сосуда и положения прослойки относительно его оси. Правильное использование эффекта контактного упрочнения позволяет изменять прочность соединения в диапазоне от прочности металла мягкой прослойки до прочности основных свариваемых металлов [7].

Авторам [7] для проведения расчета прочности соединения с мягкой прослойкой в цилиндрической тонкостенной трубе, работающей под действием внутреннего давления, пришлось использовать ряд допущений:

изотропность материалов с одинаковыми упругими константами;

существенно более высокий предел текучести основных металлов (σ_T^T) по сравнению с металлом мягкой прослойки (σ_T^M);

толщина стенок сосуда значительно меньше внутреннего диаметра;

радиальные напряжения в прослойке и основных металлах равны нулю, а тангенциаль-

ные и осевые равномерно распределены по сечению:

коэффициент Пуассона $\mu = 0.5$ при упругой и пластической стадиях деформирования.

Для этих условий было получено, что течение металла прослойки начнется при интенсивности тангенциальных напряжений σ_{ϕ}

$$\sigma_{\varphi} = \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_{\mathrm{T}}^{\mathrm{M}}, \qquad (1)$$

где σ_T^M — предел текучести металла прослойки. Дальнейшее повышение давления приводит к увеличению интенсивности напряжений в основном металле при неизменной интенсивности напряжений в прослойке. Сдерживание радиальных деформаций на контактной поверхности приводит к ужесточению напряженного состояния, т. е. к контактному упрочнению [7].

Величину предельных средних осевых напряжений σ_B^z , соответствующих началу вязкого разрушения прослойки, по результатам расчета [7] можно определить по формуле

$$\sigma_{\rm B}^z = \sigma_{\rm B}^{\rm M} \left[\frac{\pi}{4} + \frac{1 + 2\gamma}{3\sqrt{3}\chi(1 + \gamma)} \right],\tag{2}$$

где $\sigma_{\rm B}^{\rm M}$ — временное сопротивление металла мягкой прослойки; $\gamma = \binom{r_{\rm max} + r_{\rm min}}{r_{\rm min}}$; $r_{\rm min}$ и $r_{\rm max}$ — соответственно внутренний и наружный радиусы цилиндра, $\chi = \frac{h}{(r_{\rm max} - r_{\rm min})}$ — относительная толщина прослойки.

Критическая величина относительной толщины прослойки χ_b , при которой достигается равнопрочность соединения

$$\chi_b = \frac{1 + 2\gamma}{3\sqrt{3}\left(mK_{\rm B} - \frac{\pi}{4}\right)(1 + \gamma)},\tag{3}$$

где $K_{\rm B} = \sigma_{\rm B}^{\rm T} \big/ \sigma_{\rm B}^{\rm M} -$ коэффициент механической неоднородности,

$$m = \frac{1}{\sqrt{1 - \frac{1}{n} + \frac{1}{n^2}}},\tag{4}$$

n — отношение осевых напряжений к тангенциальным в основном металле.

Напряженное состояние с n = 0,5 реализуется только в длинном сосуде и на достаточном удалении от днищ и различного рода галтелей. В элементах трубы помимо растягивающих усилий действуют изгибающие моменты, и ве-

личина осевых напряжений вблизи днищ и галтелей увеличивается примерно в 1,8 раза [9]. Учитывая это, а также смягчение напряженного состояния твердого металла вблизи контактной поверхности, рекомендуется расчет χ_b вести для n=1 и учитывать в случае необходимости действие изгибающих моментов [9]

$$\chi_{\rm B} = \frac{1 + 2\gamma}{3\sqrt{3} \left(K_{\rm B} - \frac{\pi}{4}\right) (1 + \gamma)}.$$
 (5)

При проектировании сварных соединений необходимо учитывать, что с уменьшением относительной толщины прослойки увеличивается прочность соединения, но возрастает опасность хрупких разрушений [5].

Вынужденное значительное количество допущений упрощало расчет геометрических параметров сварного узла, но снижало его точность. Развитие компьютерной техники позволяет для повышения достоверности расчетов использовать пакеты программ, основанных на методе конечных элементов.

Целью настоящей работы являлась оценка методом моделирования с использованием пакета компьютерных программ SIMULIA/Abaqus влияния толщины алюминиевой прослойки на ее поведение в магниево-алюминиевых композиционных баллонах высокого давления при нормальной температуре.

Методом конечных элементов с использованием модели Мизеса в модуле Abaqus/Explicit (использующего явную схему интегрирования для сильно нелинейных переходных быстротекущих динамических процессов) программного комплекса SIMULIA/Abaqus компании Dassault Systèmes Simulia Corp (USA) проводилось моделирование процессов деформирования и разрушения короткого цилиндрического баллона со сферическими днищами ($r_{\min} = 50 \text{ мм}$ и $r_{\max} = 60 \text{ мм}$, длина баллона 120 мм) из четырехслойного магниево-алюминиевого композита MA2-1-BT1-0-AД1-АМг6. Для расчета упрочнения материалов в результате пластического деформирования использовали модель пластичности

Джонсона–Кука [10], согласно которой предел текучести можно определить по формуле

$$\sigma_Y = \left(A + B\varepsilon_p^n \right) \left(1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}_p^n}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \left[1 - \left(\frac{T - T_r}{T_m - T_r}\right)^m\right], (6)$$

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. Модель Джонсона—Кука позволяет получить семейство кривых деформирования материала при различных температурах и скоростях деформирования. Для описания разрушения материала использовалась модель разрушения Джонсона—Кука [11], считающая, что разрушение ячейки происходит при равенстве параметра поврежденности D единице:

$$D = \frac{1}{\varepsilon_f} \sum_{i} \Delta \varepsilon_p^i \,, \tag{7}$$

где $\Delta \epsilon_p^i$ — приращение эффективной пластической деформации в конечном элементе на i-м шаге интегрирования по времени. Оценку ϵ_f проводят по формуле

$$\varepsilon_{f} = \left[D_{1} + D_{2} \exp \left(D_{3} \frac{p}{\sigma_{ef}} \right) \right] \times \left(1 + D_{4} \ln \frac{\varepsilon_{p}}{\varepsilon_{0}} \right) \left(1 + D_{5} \frac{T - T_{r}}{T_{m} - T_{r}} \right), \quad (8)$$

где $D_1...D_5$ — табличные параметры материала; σ_{ef} — эффективное напряжение; p — давление в рассматриваемой ячейке. Значения параметров для выбранных моделей деформирования и разрушения материалов приведены в табл. 1 и 2 [12, 13]. В связи с низкой скоростью деформирования ($\dot{\epsilon}_p \leq 0,0025 \, \mathrm{c}^{-1}$) ее влияние не учитывалось. Также не учитывалось разрушение титанового сплава, заведомо имеющего достаточную прочность.

Использованные коэффициенты для модели пластичности Джонсона-Кука

Таблица 1

Материал	Коэффициенты для модели пластичности Джонсона-Кука [12]								
	А, МПа	В, МПа	m	n	$\dot{\varepsilon}_0$, c^{-1}	T_m , K	T_r, K		
Сплав АМг6-	218,3	704,6	0,93	0,62	1	773	293		
Алюминий АД1	60,0	6,4	0,859	0,62	1	933	293		
Сплав МА2-1	100,0	380	1,04	0,28	1	773	293		
Сплав ВТ1-0	500,0	67	1,04	0,36	1	1943	293		

Таблица 2 Использованные коэффициенты для модели разрушения Джонсона–Кука

Материал		Коэффициенты для модели разрушения Джонсона–Кука [13]									
	D_1	D_2	D_3	D_4	D_5	$\dot{\epsilon}_0,c^{\text{-}1}$	T_m , K	T_r , K			
Сплав АМг6	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			
Сплав МА2-1	-0,35	0,6025	-0,4537	0,206	7,2	1	773	293			

Цилиндрическая форма баллона позволяла задавать его элементы в виде деформируемых осесимметричных тел [14] и рассчитывать напряжения и деформации в радиальном сечении, что значительно сокращало время моделирования. Относительная толщина прослойки АД1 варьировалась от $\chi_{A\Pi 1} = 0.05 \ (0.5 \ \text{мм})$ до χ_{АЛ1} =0,20 (2 мм), толщины стенки АМг6 и MA2-1 равнялись 10 мм, ВТ1-0 – 1 мм. Прочность связей между слоями основных металлов и мягкой прослойки соответствовала прочности мягкой прослойки. Размер сторон квадратных ячеек конечно-элементной сетки в элементах композита из АМг6, ВТ1-0 и МА2-1 составлял 0,5 мм. Размер прямоугольных ячеек в мягкой прослойке АД1 в радиальном направлении соответствовал

размерам ячеек в прилежащих слоях АМг6, ВТ1-0 и МА2-1, а в осевом направлении составлял 1/12 толщины мягкой прослойки). Максимальное моделируемое внутреннее давление -65 МПа, а скорость роста давления -13 МПа/с.

Проведенное моделирование показало изменение характера деформирования и разрушения основных слоев четырехслойного композиционного баллона в зоне мягкой прослойки АД1 при варьировании ее относительной толщины (рис. 1). Начало процесса разрушения при моделировании во всех случаях происходило по прослойке алюминия с образованием шейки в АД1. Установлено, что введение титанового слоя толщиной 1 мм позволило перенести разрушение на слой MA2-1.

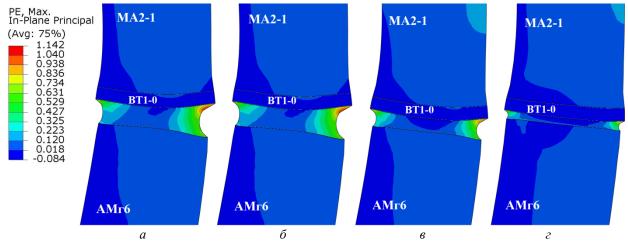


Рис. 1. Изменение характера деформирования слоев и прослоек в композите MA2-1–BT1-0-AД1–AMr6 на шаге, предшествующем разрушению, при варьировании относительной толщины мягкой прослойки: $a - \chi_{\text{AД1}} = 0,20; \, \delta - \chi_{\text{AД1}} = 0,15; \, \delta - \chi_{\text{AД1}} = 0,10; \, \varepsilon - \chi_{\text{AД1}} = 0,05$

Полученное при моделировании изменение характера деформирования и разрушение основных слоев композиции при варьировании относительной толщины мягкой прослойки АД1 показало, что при толщинах прослойки 0,05≤χ_{АД1} ≤0,20 мм разрушение в прилегающих к друг другу слоях не происходило, что связано с введением в исследуемый композит прослойки титанового сплава ВТ1-0 (рис. 2).

Полученные при моделировании кривые «деформация — давление» $\Delta r = f(p_i)$ при нагружении внутренним давлением композиционного баллона MA2-1—AД1—AMr6 и MA2-1—BT1-0—AД1—AMr6 с различными относительными толщинами прослойки $\chi_{\rm AД1}$ приведены на рис. 3. Рост внутреннего давления на шагах моделирования, предшествующих разрушению, при уменьшении толщины алюминиевой прослойки трех-

слойного композита приводил к увеличению максимально допустимой радиальной деформации баллона: при $\chi_{\rm AДl} = 0,6$ прирост радиуса перед разрушением не превышал 2,2 мм, а при $\chi_{\rm AДl} = 0,05$ $\Delta r_{\rm max}$ уже составлял 6,8 мм. Моделирование процессов деформирования четырехслойного композиционного баллона MA2-1-

ВТ1-0-АД1-АМг6 показало, что размер алюминиевой прослойки не влияет на прочностные характеристики композиционного баллона: уменьшение относительной толщины $\chi_{\rm AД1}$ приводило к незначительному росту разрушающих давлений (62–64 МПа) по сравнению с процессом без введения титанового сплава ВТ1-0 (рис. 3).

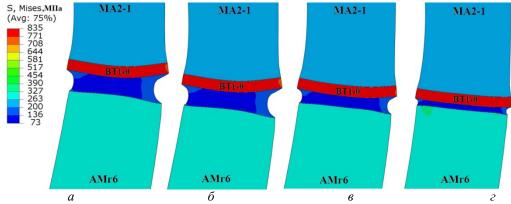


Рис. 2. Изменение напряжений Мизеса в ячейках слоев композита MA2-1–BT1-0-AД1–AMr6 на шаге, предшествующем разрушению, при варьировании относительной толщины мягкой прослойки: $a - \chi_{\text{AД1}} = 0,20; \, \delta - \chi_{\text{AД1}} = 0,15; \, \epsilon - \chi_{\text{AД1}} = 0,10; \, \epsilon - \chi_{\text{AД1}} = 0,05$

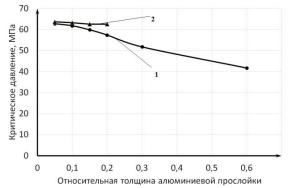
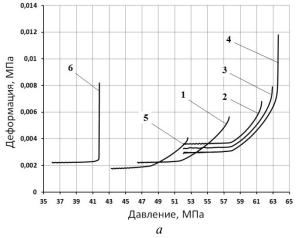


Рис. 3. Зависимость разрушающего внутреннего давления от относительной толщины алюминиевой прослойки АД1 композита без титанового слоя BT1-0 ($\it I$) и с титановым слоем BT1-0 ($\it I$)

Полученные при моделировании кривые «деформация — давление» $\Delta r = f(p_i)$ при нагружении внутренним давлением композиционного баллона MA2-1-AД1-AMr6 и MA2-1-BT1-0-AД1-AMr6 с различными относительными толщинами прослойки $\chi_{\rm AД1}$ приведены на рис. 4. У композита без титанового слоя рост внутреннего давления на шагах моделирования, предшествующих разрушению, при уменьшении толщины алюминиевой прослойки приводил к увеличению максимально допустимой радиальной деформации баллона: при $\chi_{\rm AД1} = 0.6$ прирост радиуса перед разрушением не превышал 2,2 мм, а при $\chi_{\rm AД1} = 0.05 \ \Delta r_{\rm max}$ уже составлял 6,8 мм.



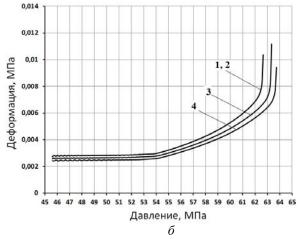


Рис. 4. Зависимость радиальной деформации цилиндрического баллона из композита MA2-1—АД1—АМг6 (a) и MA2-1—ВТ1-0—АД1—АМг6 (δ) от давления при варьировании относительной толщины мягкой прослойки: $I - \chi_{\text{AД1}} = 0,20; 2 - \chi_{\text{AД1}} = 0,15; 3 - \chi_{\text{AД1}} = 0,10; 4 - \chi_{\text{AД1}} = 0,05; 5 - \chi_{\text{AД1}} = 0,30; 6 - \chi_{\text{AД1}} = 0,60$

Полученные результаты показывают целесообразность введения в магний-алюминиевый композит титановой прослойки, не приводящей к росту внутренних давлений, и необходимость выбора толщины технологических прослоек АД1 и ВТ1-0 с помощью математического моделирования поведения деталей из композиционного материала при возможных схемах нагружения. Введение титановой прослойки толщиной 1 мм позволило перенести разрушение на слой MA2-1.

Выводы

Методом конечно-элементного компьютерного моделирования определена зависимость внутреннего давления. Установлено, что введение титанового слоя толщиной 1 мм позволило перенести разрушение на слой MA2-1.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. *Борисова, В. А.* Работоспособность сваренных взрывом магниево-алюминиевых переходников / В. А. Борисова [и др.] // Металловедение и прочность материалов : сб. науч. тр. / ВПИ. Волгоград, 1972. С. 72–79.
- 2. *Белоусов*, *В*. *П*. Механические свойства титаностальных соединений (с промежуточными слоями), сваренных взрывом / В. П. Белоусов, В. С. Седых, Ю.П. Трыков // Сварочное производство. 1971. № 9. C. 19-21.
- 3. *Ерохин, А. В.* Свойства титано-алюминиевых соединений, полученных сваркой взрывом / А. В. Ерохин [и др.] // Сварочное производство. 1972. № 7. С. 26–27.
- 4. *Бакши, О. А.* Прочность механически неоднородных сварных соединений при двухосном растяжении / О. А. Бакши, А. А. Богомолова // Проблемы прочности. 1972. № 7. С. 67—71.

- 5. Бакии, О. А. О хрупких разрушениях сварных соединений / О. А. Бакши, А. А. Шатов // Автоматическая сварка. 1966. № 2. С. 20—24.
- 6. Богомолова, А. А. Расчетная оценка прочности сварной цилиндрической трубы с поперечной мягкой прослойкой при осевом растяжении / А. А. Богомолова // Вопросы сварочного производства: сб. науч. тр. / ЧПИ. Челябинск, 1968. С. 63—70.
- 7. Бакши, О. А. Прочность механически неоднородных сварных соединений при двухосном растяжении / О. А. Бакши, А. С. Богомолова // Сварочное производство. 1971. № 5. С. 27—32.
- 8. О рациональном проектировании сварных сосудов и труб из разнородных материалов / О. А. Бакши [и др.] // Сварочное производство. 1973. № 9. С. 3–6.
- 9. *Феодосьев, В. И.* Сопротивление материалов / В. И. Федосьев. М. : Наука, 1964. 234 с.
- 10. *Johnson, G. R., Cook, W. H.* A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures // Proc. of 7th Symposium on Ballistics, Hague, Netherlands, 1983. P. 541–547.
- 11. 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.
- 12. *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.
- 13. Giraud, E., Rossi, F., Germain, G., Outeiro, J. C. Constitutive Modelling of AZ31B-O Magnesium Alloy for Cryogenic Machining // 14th CIRP Conference on Modeling of Machining Operations (CIRP CMMO), (CIRP CMMO), Italy (2013). DOI: 10.1016/j.procir.2013.06.144.
- 14. Abaqus 6.12. Analysis User's Manual. Volume 1. Part 1. Introduction, spatial modeling and execution. Dassault Systèmes Simulia Corp., Providence, RI, USA, 2012. 831 p.

УДК 620.191.3

Е. И. Тескер, В. Ю. Тараненко, В. В. Елхов, М. А. Субботин

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ ТВЕРДОСТИ РАБОЧИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ВЫСОКОНАГРУЖЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ ТРАНСМИССИЙ И ПРИВОДОВ ПОСЛЕ ПРОГРЕССИВНЫХ УПРОЧНЯЮЩИХ ОБРАБОТОК

Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: e.l.h.o.v@mail.ru, agromash-vlg@rambler.ru)

В статье рассматриваются различные прогрессивные упрочняющие обработки и их влияние на состояние поверхностно упрочненного слоя высоконагруженных деталей трансмиссий и приводов. Приведены результаты испытаний, характеризующие закономерности изменения твердости по толщине различных упрочняющих обработок.

Ключевые слова: сталь, поверхность, упрочнение.

The article discusses various progressive hardening treatment and their influence on the state of the surfacehardened layer of high-load parts of transmissions and drives. The results of tests characterizing the legislative dimension of hardness changes in the thickness of various hardening treatments.

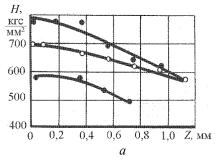
Keywords: steel, surface, hardening.

[©] Тескер Е. И., Тараненко В. Ю., Елхов В. В., Субботин М. А., 2015

Наиболее распространенными поверхностными упрочняющими обработками при изготовлении силовых элементов приводов и трансмиссий являются цементация, нитроцементация, азотирование, закалка ТВЧ, электромеханическая обработка, поверхностно-пластическое деформирование и лазерная закалка.

Изменение твердости в упрочненном слое, полученном химико-термической обработкой (ХТО), зависит от распределения углерода при цементации или углерода и азота при нитроцементации. Установлено, что при правильно проведенном процессе ХТО содержание углерода (или углерода и азота) плавно уменьшается от поверхности к сердцевине материала. Эта закономерность объясняется кинетическими особенностями и физико-химическими механизмами диффузионных процессов формирования упрочненных слоев. Постепенный переход от заэвтектоидной структуры на поверхности диффузионного слоя к перлитно-

ферритной и далее к структуре исходного материала обусловливает плавное снижение микротвердости по толщине упрочненного слоя. Экспериментальные кривые, характеризующие закономерности изменения твердости по толщине различных упрочненных слоев, показаны на рис. 1 и 2. Указанные зависимости получены при исследовании различных марок сталей, применяемых для изготовления цементованных и нитроцементованных зубчатых колес тракторов, автомобилей, станков, угольных комбайнов и других типов машин. Из графиков видно, что в большинстве случаев экспериментальные кривые твердости H(z)представляют собой монотонно убывающую функцию, которая принимает наибольшее значение в точке z = 0, т. е. на поверхности диффузионного слоя. Только при наличии дефектов во внешней зоне диффузионного слоя на глубине $0 \le z \le 0,1$ мм наблюдается некоторое снижение микротвердости.



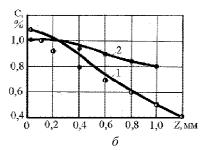


Рис. 1. Распределение микротвердости (a) и процентного содержания углерода (δ) по толщине упрочненных слоев зубьев: 1, 2 – технологические варианты химико-термической обработки (кривые построены по формуле (2); точки нанесены по экспериментальным данным)

В качестве выражения, аппроксимирующего функциональную зависимость H(z), принято уравнение

$$H = \frac{1}{Az^2 + B},\tag{1}$$

которое удовлетворяет описанным выше условиям

Постоянные A и B найдены из граничных значений твердости на поверхности и в сердцевине материала.

Заменив в (1) постоянные A и B их значениями, после преобразований получим

$$H = \frac{H_{\pi}}{\left(\frac{H_{\pi}}{H_{c}} - 1\right)\left(\frac{z}{\delta_{c}}\right)^{2} + 1}$$
 (2)

Выражение (2) описывает закономерности изменения твердости цементованного и нитроцементованного слоев в функции координаты z, твердости поверхности $H_{\rm n}$ и сердцевины $H_{\rm c}$ материала зубьев, а также толщины слоя $\delta_{\rm c}$, опре-

деляемой как значение координаты z, при котором твердость этого слоя становится равной твердости сердцевины.

Расчеты по формуле (2) показывают хорошее совпадение вычисленных и экспериментальных значений твердости, полученных в различных исследованиях.

Аппроксимацией экспериментальных зависимостей H(z) получено выражение, описывающее закономерности изменения твердости по толщине лазерного слоя:

$$H = \frac{H_{\text{пл}}}{\left(\frac{H_{\text{пл}}}{H_{\text{сл}}} - 1\right)\left(\frac{z}{\delta_{\text{сл}}}\right)^4 + 1}$$
 (3)

Здесь $H_{\text{пл}}$ и $H_{\text{сл}}$ – значения твердости на поверхности и в сердцевине материала; $\delta_{\text{сл}}$ – толщина упрочненного лазером слоя, отсчитываемая от поверхности до зоны с постоянной твердостью, равной твердости сердцевины материала. У закаленных и низкоотпущенных

сталей величина δ_{cn} принимается равной расстоянию от поверхности до зоны с минимальной твердостью, равной твердости зоны отпуска, расположенной под упрочненным слоем.

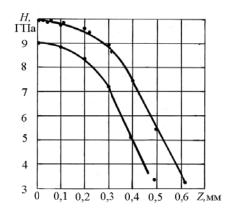


Рис. 2. Распределение микротвердости по толщине упрочненного слоя, полученного обработкой лазером: точки соответствуют значениям твердости, рассчитанным по формуле (3)

Особенностью лазерной закалки зубьев является обработка сфокусированным лучом высококонцентрированного источника энергии поверхности металла. Поэтому при обработке значительных участков поверхности сплошная закаленная зона по ширине (высоте профиля зуба) может быть получена только в результате наложения лазерных дорожек при каждом проходе луча по обрабатываемой поверхности (рис. 3). Увеличение ширины закаленной зоны за один проход, а следовательно, и уменьшение числа проходов достигается сканированием луча с помощью специальных устройств.

Специфические особенности лазерного термоупрочнения обусловливают структурную неоднородность не только по толщине, но и по ширине упрочненного слоя. Распределение микротвердости по ширине лазерного трека во внешней

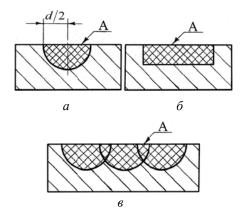


Рис. 3. Расположение закаленных участков после обработки металла лазерным излучением: a – профиль закаленной зоны при единичном проходе сфокусированным лучом; δ – то же, но с применением специальных устройств; ϵ – расположение закаленных участков при сплошной обработке

зоне упрочненного слоя (измерения проведены на расстоянии 30 мкм от поверхности) показано на рис. 4. Видно, что вблизи контура зоны металла, подвергнутой лазерной обработке, наблюдается резкое снижение твердости. Такой характер изменения твердости по ширине лазерного трека обусловлен распределением плотности мощности в пятне лазерного излучения.

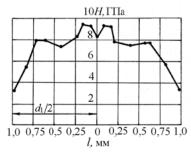


Рис. 4. Распределение микротвердости по ширине лазерного трека при единичном проходе лазерного луча

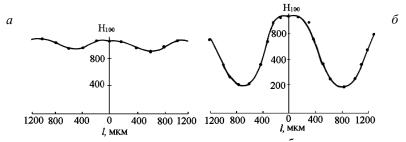


Рис. 5. Изменение твердости по ширине закаленной лазером зоны при обработке с оптимальным (a) и неоптимальным (δ) перекрытием дорожек

На рис. 5 показано распределение твердости при сплошной лазерной закалке, когда обработка осуществляется с перекрытием лазерных треков (см. рис. 3, θ). Видно, что в зоне перекрытия наблюдается значительное уменьшение твердости, величина которого зависит от сте-

пени перекрытия. Специальными экспериментами установлено, что оптимальные твердость (см. рис. 5, a) и структура в зоне перекрытия достигаются при обработке с шагом $S = (0,3-0,4)d_{\Pi}$ (d_{Π} – диаметр следа луча, измеренный на поверхности детали).

ВОПРОСЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ, ЛИТЬЯ И СВАРКИ

УДК 621.78.004.7

Ю. В. Долгачев, В. Н. Пустовойт

МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ И ПРОЦЕСС ДВОЙНИКОВАНИЯ

Донской государственный технический университет (г. Ростов-на-Дону)

e-mail: yuridol@mail.ru

Полученные экспериментальные данные о протекании мартенситного превращения и ранее проведенные исследования клиновидных двойников позволили установить места и механизмы зарождения клиновидных мартенситных кристаллов. Сформированные представления дают возможность создания адекватной модели зарождения клиновидного мартенситного кристалла.

Ключевые слова: мартенсит, мартенситное превращение, зародыш, места зарождения, двойникование, клиновидный двойник.

The experimental data on the course of martensitic transformation, and previous studies have allowed to clarify the wedge-shaped twins places and mechanisms of origin of the wedge-shaped martensite crystals. Formed presentation allow an adequate model of nucleation of martensite crystal wedge.

Keywords: martensite, martensite transformation, the embryo, place of origin, twinning, double wedge.

Многие исследователи, занимавшиеся мартенситными превращениями, отмечали их сходство с механизмами двойникования [1-7, 16, 17, 20, 21]. Это сходство вызвано тем, что закономерности основные двойникования и мартенситных превращений обусловлены фундаментальными свойствами кристаллической структуры. Мартенситные превращения и двойникование являются бездиффузионными процессами, которые протекают в результате кооперативного движения атомов без разрыва межатомных связей и изменения ближнего порядка. На физическом уровне их объединяют: высокие скорости протекания, появление рельефа на поверхности, сопутствующие звуковые эффекты и схожие дислокационные реакции при структурной перестройке. Основным различием между ними является то, что при мартенситном превращении происходит принципиальное изменение кристаллографического порядка структуры, а при двойниковании сохраняется исходная кристаллическая решетка.

Аналогичность физических механизмов мартенситных превращений и двойникования позволяет понять многие особенности зарождения мартенситных кристаллов с помощью детального изучения особенностей образования двойников. Целью данной работы является установление мест и механизмов зарождения

клиновидного мартенситного кристалла, в том числе, и на основе изучения образования клиновидного двойника.

Изучение мартенситного превращения проводилось экспериментально на образцах из пористой спеченной стали, полученной из смеси порошков железа ПЖРВ и графита ГК-3. После прессования и спекания в атмосфере водорода при 1470 К содержание углерода составляло 1,26 %. Далее, оно было повышено до 1,57 % путем газовой цементации при 1370 К и последующей гомогенизации. Закалка полученных образцов осуществлялась в водном растворе поваренной соли при температуре 300 К.

Металлографическое исследование поверхности образцов, закаленных от температур выше $A_{\rm ct}$, показало, что имеет место преимущественный рост мартенситных пластин от поверхности в аустенитную матрицу, при этом образовавшиеся от поверхности пор пластины зачастую имеют в сечении форму, близкую к ромбу (рис. 1, a). Обнаружены отдельные развивающиеся от пор мартенситные пластины, достигающие размера 50 мкм (рис. $1, \delta$). При этом кристаллы имеют характерную морфологию, присущую высокоуглеродистому двойникованному мартенситу. Похожую картину в других сплавах наблюдали многие исследователи, например, в работах [4, 5] (рис. $1, \epsilon, \delta$).

[©] Долгачев Ю. В., Пустовойт В. Н., 2015

ИЗВЕСТИЯ ВОЛГГТУ 133

Все эти данные подтверждают предложенный в [5] вариант группировки мартенситных пластин, представляющий собой замкнутую ромбическую дипирамиду, ограненную восемью однотипными габитусными плоскостями, объединенными вокруг одного общего направления (рис. 1, г, д, е). Обнаружение сечений группировок пластин, которые легко интерпретируются как сече-

ния габитусной дипирамиды плоскостью металлографического шлифа как в пористых так и компактных сплавах, согласуется с точкой зрения о том, что пространственные конфигурации, образованные мартенситными пластинами, определяются скорее общими закономерностями роста кристаллов, чем взаимодействием упругих полей сталкивающихся пластин.

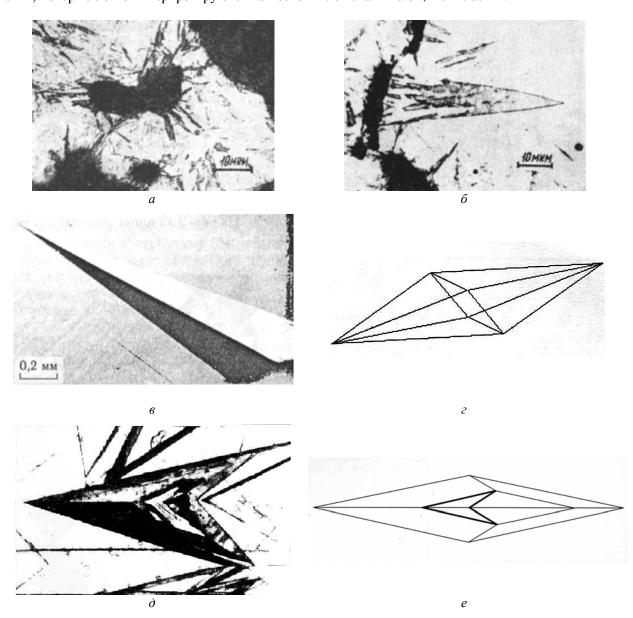


Рис. 1. Группировки мартенситных пластин, представляющие собой замкнутую ромбическую дипирамиду: a, δ – структура закаленной Fe- 1,57 % С порошковой спеченной стали (×1350); s – клиновидный кристалл мартенсита [4]; ε – геометрическая модель объединения ориентационных вариантов мартенситных пластин в ромбическую дипирамиду (габитусную пирамиду). Габитус пластин соответствует плоскости общего положения $\{hkl\}$ [5]; δ , e – вариант сечения пирамидальных групп мартенситных пластин. На схеме линии пересечения граней пирамиды с плоскостью шлифа показаны утолщенными; δ – микрофотография сечения (×400); e – его схема [5]

Проведенные исследования начальных стадий превращений $A \rightarrow M$, $M \rightarrow A$, показали, что во всех случаях превращения инициируются на свободной поверхности пор (рис 1, a и δ). Как

установлено в ряде этих экспериментов, ни включения оксидов, ни межчастичные контакты, ни границы зерен не могут конкурировать со свободной поверхностью пор в смысле пре-

имущественности зарождения. Анализ кинетики мартенситных превращений в пористых сталях [6] с учетом выявленного ускорения превращения на свободной поверхности позволяет утверждать, что интенсивное зарождение фаз сдвиговым путем по границам пор обусловлено релаксацией напряжений превращения по поверхности и в приповерхностном слое пор. Нужно отметить, что исследования двойников [3] также указывают на преимущественное зарождение двойникующих дислокаций вблизи поверхности кристалла.

Полученные нами данные, анализ других изображений структур мартенсита [2, 4, 5] и результаты теоретических работ [6, 7] позволяют сделать следующие заключения: на свободных поверхностях (в нашем случае на поверхности поры) кристаллы мартенсита обычно имеют более правильную огранку и большие размеры; кристаллы обычно начинают расти от границ зерен или различных дефектов, например, трещин, раковин, пор, выделений, скоплений дислокаций; клиновидная форма кристаллов обусловлена общими закономерностями роста и условиями превращения, протекающего в среде с высокими упругими свойствами.

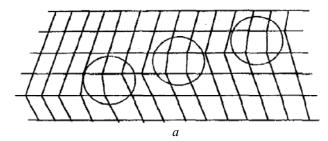
Был проведен анализ экспериментальных данных по изучению двойниковых прослоек клиновидной формы [1, 3, 8–15, 18, 19]. Для их получения применялась сосредоточенная нагрузка - монокристальные металлические образцы деформировались путем индентирования плоскости спайности алмазной пирамидой. Особенности структуры граней пирамиды обеспечивали наличие концентраторов напряжений, у которых возникали очаги двойникования. Для существования упругого двойника необходимо неоднородное, достаточно быстро убывающее в глубине кристалла упругое поле, которое возникает в результате приложения сосредоточенных нагрузок. Таким способом можно получать клиновидные двойники практически в любом месте рабочей поверхности образца.

При длине упругого двойника, значительно меньшей толщины кристаллического образца, его размеры непрерывно растут с увеличением приложенной нагрузки. О толщине упругого двойника можно судить по его интерференционной окраске, которая видна непосредственно в световом микроскопе. Детальные измерения формы упругого двойника в зависимости от величины внешней нагрузки [8] показали, что упругий двойник остается очень тонким (отношение толщины упругого двойника к его длине порядка 10^{-4} – 10^{-3} , что соизмеримо с размерами мартенситного кристалла) в процессе роста в кристалле.

Средствами электронной микроскопии высокого разрешения, рентгеноструктурного анализа и избирательного травления надежно установлено, что на микроскопическом уровне двойниковая граница имеет сложную дислокационную структуру [9–11]. Согласно дислокационным представлениям [1], двойникование начинается с образования больших дислокационных коллективов. Границы металлографически наблюдаемых двойников минимальных размеров образованы скоплениями, состоящими из 10^3 – 10^4 двойникующих дислокаций.

Дислокационное описание клиновидного двойника во многом аналогично описанию тонкого мартенситного включения. Отличаются лишь типы дислокаций, образующих эти дефекты, и силы, действующие на дислокации со стороны решетки. Сходство описания пластической деформации при двойниковании и механизма бездиффузионного фазового превращения мартенситного типа обусловлено тем, что в кристаллической решетке с ее огромными силами связи между атомами кинетика указанных неупругих деформаций должна включать локализацию фронта развития процесса в небольшой области и некоторую постепенность его распространения.

Двойникующая дислокация является частичной. При движении она последовательно



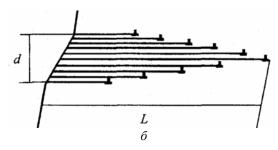


Рис. 2. Дислокационная модель границы двойника (a) и двойник как совокупность дислокаций (δ) [1] (где L – длина двойника; d – толщина двойника у поверхности кристалла)

ИЗВЕСТИЯ ВОЛГГТУ 135

перемещает все атомы на плоскости скольжения в новое устойчивое положение равновесия, соответствующее двойниковой ориентации. Атомы при этом смещаются на расстояния, равные долям параметра решетки [12]. Каждая двойникующая дислокация обеспечивает перестройку решетки в одной кристаллографической плоскости таким образом, что двойниковые границы представляют собой стенки частичных дислокаций (рис. 2, а).

Макроскопическая двойниковая прослойка образуется набором двойникующих дислокаций, расположенных в разных кристаллографических плоскостях и задающих профиль двойника (рис. 2, б). В дислокационной теории [1] определение формы двойниковой прослойки сводится к проблеме расчета равновесного состояния скопления взаимодействующих между собой одноименных двойникующих дислокаций, расположенных в одной плоскости и распределенных по контуру двойника с некоторой линейной плотностью. Толщина двойника (d) задается полным числом дислокаций, которые его образуют, и межплоскостным расстоянием в кристалле. Отсюда следует, что плотность двойникующих дислокаций на границах прослойки будет зависеть от порядка величины отношения толщины двойника к его длине (L). Для двойников клиновидной формы (рис. $2, \delta$) среднюю плотность двойникующих дислокаций на границах можно рассчитать по степени некогерентности двойниковых границ [13] ρ_{cp} = $= d/(L \cdot a)$, где a – расстояние между кристаллографическими плоскостями в направлении, перпендикулярном действующей плоскости двойникования.

Изучение поведения клиновидных двойников при длительном действии нагрузки показало, что клиновидный двойник в металле возникает в два этапа: 1 – образование двойникового зародыша; 2 – последующее его развитие за счет вторичных пластических сдвигов на готовых границах раздела [14]. Поскольку, механическое двойникование осуществляется в результате генерирования и перемещения двойникующих дислокаций [9], то изучение эволюции распределений двойников по плотностям дислокаций на границах при изменении условий деформирования позволяет дать информацию о генерировании двойникующих дислокаций в области приложения нагрузки, а распределение двойников по длинам характеризует перемещение дислокаций. Сопоставление и анализ последовательных статистических данных

позволяют определять вклад в двойникование элементарных дислокационных процессов, протекающих на двойниковых границах, и их интенсивность.

Статистические исследования двойников [15] позволяют сделать вывод, что по аналогии с двойником зарождение и развитие мартенситного кристалла реализуется путем протекания четырех элементарных дислокационных процессов: 1) возбуждение источников зародышевых (двойникующих) дислокаций; 2) движение зародышевых (двойникующих) дислокаций в плоскости двойникования с образованием поверхности раздела превращающихся фаз; 3) генерирование зародышевых (двойникующих) дислокаций на готовых границах раздела; 4) трансляция зародышевых (двойникующих) дислокаций вдоль границ мартенситного кристалла.

Описанные двойникующие процессы во время зарождения мартенситного кристалла участвуют в перестройке кристаллической решетки по механизму, предложенному В. С. Крапошиным [16, 17]. Разработанная политопная концепция позволяет описать мартенситные превращения как взаимные превращения координационных полиэдров превращающихся фаз, которые трактуются как подструктуры (фрагменты) четырехмерных полиэдров (политопов), спроектированных в трехмерное пространство. Согласно этой концепции, мартенситное превращение в стали на уровне перемещения атомов аналогично полиморфному превращению железа, которое выполняется последовательностью реконструкций ГЦК-структуры в полисинтетический двойник по {113} ГЦК-фазы. Затем этот полисинтетический двойник раздвойниковывается уже как двойник по плоскости {112} ОЦК-фазы сначала в ю-фазу, после чего описанным в [17] способом реконструкции 14-вершинных кластеров ω-фазы в ромбододекаэдры переводит всю структуру в состояние ОЦК-фазы (рис. 3).

Элементарные двойникующие процессы на первом этапе развития мартенситного кристалла имеют атермический характер, а генерирование и трансляция двойникующих дислокаций на готовых границах (3 и 4 этапы) активируются с повышением температуры [15]. О температурной независимости дислокационных процессов на начальном этапе образования зародыша мартенсита свидетельствует также одинаковая степень некогерентности границ двойников, возникающих при азотной или предпла-

вильной температуре в условиях динамического нагружения. Сочетание атермических и термически активируемых дислокационных процессов, обеспечивающих развитие мартенситных кристаллов, является основной причиной сложной температурной зависимости интенсивности протекания мартенситного превращения.

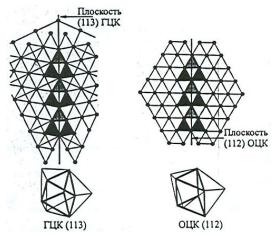


Рис. 3. Атомные конфигурации в двойнике по плоскостям (113) ГЦК-решетки и (112) ОЦК-решетки неразличимы с точностью до малых деформаций ребер. В обоих случаях вдоль следов плоскостей двойникования (показаны стрелками) выделены 9-вершинные полиэдры Бернала [17]

Характер изменения размеров мартенситного кристалла с понижением температуры, также как и двойниковых прослоек с ростом механических напряжений, свидетельствует о том, что рост клиновидного кристалла происходит в результате его прохождения через сетку случайно расположенных стопоров. В [18] предложена вероятностная модель развития клиновидного двойника в реальном кристалле с учетом определяющей роли дефектов структуры в формировании ансамблей двойникующих дислокаций. Физическую основу модели составляет предположение о скачкообразном движении ансамбля двойникующих дислокаций, обусловленном последовательными взаимодействиями вершины клина с различными по своей природе и мощности препятствиями. Согласно модели, стопоры в виде инородных включений преодолеваются скачкообразно, а препятствия типа некомпенсированных полей упругих напряжений - путем постепенного продавливания вершины клина через область действия стопора.

Под нагрузкой границы раздела механических двойников и мартенситных кристаллов во многом ведут себя одинаково, например, они восприимчивы к внешним нагрузкам. Изменение величины внешнего напряжения позволяет

в широких пределах варьировать суммарный объем образца, в котором произошла перестройка кристаллической решетки. Имеются экспериментальные доказательства того, что механические свойства мартенситных игл, так же как и двойников, аналогичны свойствам монои поликристаллических макрообразцов [19]. Физическое сходство этих процессов указывает на возможность аналогий в их феноменологическом описании.

Описание механического поведения двойниковых границ можно использовать для анализа явлений, обеспечивающих реализацию памяти формы, которая состоит в обратимости пластической деформации на границах двойников и мартенситных кристаллов в ходе нагрузки и разгрузки (а при наличии термоупругого мартенсита в результате изменения температуры). Такое поведение материала характеризуют гистерезисные петли на диаграммах «деформация-напряжение», образующиеся при перемещении границ раздела двойников и мартенситных кристаллов под нагрузкой [20]. В случае двойниковой перестройки мартенсита под действием приложенных напряжений в наиболее благоприятную ориентацию по обе стороны границы раздела находится кристаллическая решетка, механические свойства которой характеризуются практически одинаковым модулем сдвига. Различия в значениях модуля сдвига могут быть связаны только с кристаллографической ориентацией мартенситных областей. В отличие от механических двойников, в термоупругом мартенсите двойники образуются в процессе мартенситного превращения - это двойники роста или превращения [19]. Как показано в [20], поведение двойниковой границы роста под действием приложенной нагрузки такое же, как и у границ механических двойников. Исследователи эффектов памяти формы подчеркивают, что «по конечному продукту невозможно отличить двойники превращения от двойников деформации» [20].

Эволюция двойника под действием механических напряжений происходит в результате коллективного движения всей совокупности двойникующих дислокаций, взаимодействующих как между собой, так и с дефектами структуры. При изменении напряженного состояния кристалла ансамбль двойникующих дислокаций, образующих двойниковую прослойку, ведет себя как единое целое. Смещение одной дислокации благодаря силам взаимодействия приводит к нарушению равновесия всего дис-

ИЗВЕСТИЯ ВОЛГГТУ 137

локационного ансамбля. Однако прямое экспериментальное изучение кинетики развития сдвойникованной области на дислокационном уровне затруднено по ряду причин: отсутствие надежных экспериментальных методов выявления и наблюдения за поведением отдельных двойникующих дислокаций в ансамблях; высокая скорость зарождения клиновидных двойников у концентраторов напряжений (близкая к скорости звука); одновременное возникновение в кристалле большого количества двойникующих дислокаций, образующих границы раздела значительной протяженности.

Теоретическое изучение скольжения, чистого двойникования и разрушения [1, 3, 21] выявило аналогию дислокационных моделей незавершенной полосы скольжения, тонкого клиновидного двойника, микротрещины и мартенситной иглы, (распределения дислокаций на границах указанных объектов подчиняются одним и тем же закономерностям и описываются аналогичными аналитическими функциями). Экспериментальные исследования распределений клиновидных двойников по длинам у концентраторов напряжений [15] и эволюции ансамбля микротрещин с ростом нагрузки [22] подтвердили правильность положений соответствующих дислокационных моделей. Статистические графики распределений пробегов полных, двойникующих и раскалывающих дислокаций в реальных кристаллах представляют собой однотипные кривые. Исходя из общности дислокационной природы перечисленных процессов в [3] высказано предположение, что одной из физических величин, обусловливающих сходство в динамике развития единичных двойников, полос скольжения, трещин и мартенситных игл, является влияние частоты колебаний закрепленных отрезков полных дислокаций «леса» на пробег активных дислокаций в кристаллах.

Таким образом, сформированы представления о местах преимущественного зарождения клиновидных мартенситных кристаллов и механизмах их образования. Представленные данные о связи мартенситных превращений и процесса двойникования после соответствующей тщательной проработки математического и физического аппарата позволяют выдвинуть предпосылки для создания адекватной и полноценной модели зарождения клиновидного мартенситного кристалла.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Косевич, А. М.* Дислокации в теории упругости (влияние дислокаций на механические свойства кристаллов / А. М. Косевич. – Киев: Наук. думка, 1978. – 220 с.

2. *Гуляев, А. П.* Термическая обработка стали / А. П. Гуляев. – М.: Машиностроение, 1960. – 496 с.

- 3. *Башмаков*, *В. Й*. Пластификация и упрочнение металлических кристаллов при механическом двойниковании / В. И. Башмаков, Т. С. Чикова. Минск : УП «Технопринт», 2001. 218 с.
- 4. *Лободюк, В. А.* Мартенситные превращения / В. А. Лободюк, Э. И. Эстрин. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2009. 352 с.
- 5. Панкова, \hat{M} . H. Трехмерная модель заполнения пространства зерна мартенситными кристаллами при превращении аустенита / M. H. Панкова, B. C. Крапошин // MиTOM, 1999. N<math> 8. C. 28- 31.
- 6. *Пустовойт, В. Н.* Критерий влияния пористости на фазовые превращения в спеченных сталях / В. Н. Пустовойт, Ю. Н. Чурюкин, В. А. Блиновский // Металлы, 1991. № 2. С. 90–94.
- 7. *Поздняков, В. А.* Механизмы зарождения мартенсита на границах зерен / В. А. Поздняков // ДАН, 2007. Т. 412. № 3. С. 334-338.
- 8. *Обреимов, И. В.* Работа образования упругого двойника в кальците / И. В. Обреимов, В. И. Старцев // Журн. экспер. и теор. физики, 1958. № 35. Вып. 5. С. 1065–1074.
- 9. *Райс, Г. Б.* Дислокации в механически двойникованных кристаллах кальцита / Г. Б. Райс // ДАН СССР, 1957. T. 117. № 3. C. 419–421.
- 10. Yoo, M. H. Slip, twinning and fracture in hexagonal close-packed metals // Met. Trans, $1981.-V.A12.-N_{\odot}3.-P.409-418.$
- 11. *Косевич, В. М.* Образование дислокаций при расколе кристалла висмута по плоскости спайности / В. М. Косевич // Кристаллография, 1962. T. 7. № 1. C. 97–102.
- 12. *Владимирский, К. В.* О двойниковании кальцита / К. В. Владимирский // ЖЭТФ, 1947. Т. 17. № 6. С. 530–336.
- 13. *Солдатов, В. П.* О равновесной форме двойника, затормозившегося у препятствия / В. П. Солдатов, В. И. Старцев // Докл. АН СССР, 1966. Т. 166. № 3. С. 588–591.
- 14. *Башмаков, В. И.* Новый вид взаимодействия двойникования и скольжения / В. И. Башмаков, Т. С. Чикова // Докл. АН СССР, 1981. Т. 259. № 3. С. 582–583.
- 15. *Башмаков, В. И.* Кинетика образования клиновидных двойников в кристаллах висмута / В. И. Башмаков, Т. С. Чикова // Физ. металлов и металловедение, 1981. Т. 51. № 5. С. 1066—1072.
- 16. *Крапошин, В. С.* Политопный топологический подход к описанию мартенситного превращения / В. С. Крапошин, А. Л. Талис, М. Н. Панкова // МиТОМ, 1999. № 8. С. 23–28.
- 17. *Крапошин, В. С.* Чем отличается мартенситное превращение от нормального? / В. С. Крапошин, А. Д. Сильченков // МиТОМ, 2008. № 11 (641). С. 28–36.
- 18. *Башмаков*, *В. И.* Роль стопоров в развитии клиновидных двойников в металлических кристаллах / В. И. Башмаков, Т. С. Чикова, М. Д. Юдин // Известия АН БССР. Серия физико-математических наук, 1983. № 3. С. 13.
- 19. *Бойко, В. С.* Обратимая пластичность кристаллов / В. С. Бойко, Р. И. Гарбер, А. М. Косевич. М. : Наука, 1991 278 с
- 20. Лихачев, В. А. Эффект памяти формы / В. А. Лихачев, С. Л. Кузьмин, З. П. Каменева. Л. : Изд-во Ленинградского университета, 1987. 216 с.
- 21. $\mathit{Курдюмов}$, $\mathit{\Gamma}$. B . Превращения в железе и стали / $\mathit{\Gamma}$. В. Курдюмов, Л. М. Утевский, Р. И. Энтин. М. : Наука, 1977. 238 с.
- 22. *Башмаков, В. И.* Распределение трещин по размерам в кристаллических телах / В. И. Башмаков, Т. С. Чикова, М. Д. Юдин // Доклады АН БССР, 1983. Т. 27. N_2 4. С. 326—328.

УДК 621.791.72

А. А. Антонов, А. А. Артемьев, Г. Н. Соколов, И. В. Зорин, Ю. Н. Дубцов

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ЧАСТИЦ НИТРИДА ТИТАНА TIN НА СТРУКТУРУ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА СИСТЕМЫ Fe-Cr-C-Mo-Ni-Ti-B*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: naplavka34@yandex.ru

Разработан состав модификатора на основе нитрида титана TiN для использования в составе наплавочных материалов. Исследовано влияние модификатора на структуру, твердость и стойкость к абразивному изнашиванию металла системы легирования Fe-Cr-C-Mo-Ni-Ti-B, наплавленного электродуговым способом с использованием экспериментальных порошковых проволок.

Ключевые слова: наплавка, наплавленный металл, порошковая проволока, модификатор, структура, износостойкость.

Designed composition and manufacturing technology modifier based on titanium nitride TiN for use in surfacing materials. The influence of the modifier on-set structure, hardness and abrasion resistance to metal alloying system Fe-Cr-C-Mo-Ni-Ti-B, are weld process using experimental cored wires is studied.

Keywords: surfacing, weld metal, cored wire, modifier, structure, wear resistance.

Введение

Наплавка износостойкими сплавами быстроизнашивающихся деталей и инструмента металлургического производства позволяет увеличить их ресурс, однако промышленные типы наплавочных материалов не обеспечивают достаточного уровня эксплуатационных свойств наплавленного металла. Улучшить свойства металла можно путем его модифицирования ультрадисперсными частицами тугоплавких химических соединений [1]. Поэтому разработка эффективных модификаторов для наплавочных материалов, в том числе порошковых проволок (ПП), обеспечивающих повышение стойкости наплавленных изделий к абразивному изнашиванию при нормальной и повышенных температурах, является актуальной задачей.

Экспериментально установлено, что для эффективного модифицирования наплавленного металла в процессах дуговой и электрошлаковой наплавки достаточно ввести в состав ПП не более 0,5–1,0 масс. % ультрадисперсных частиц тугоплавких соединений [2]. При этом нерешенными остаются задачи однородного распределения этих частиц в объеме наполнителя ПП, что должно обеспечивать дозированное их введение в металлический расплав при наплавке. Актуальной задачей является осуществление надежной защиты тугоплавких частиц от окисления и диссоциации в реакционной зоне сварки.

Цель исследования заключается в разработке состава и технологии изготовления универсального модификатора на основе нано- и микрочастиц нитрида титана, а также в изучении влияния модификатора, введенного в состав наполнителя ПП, на структуру и свойства наплавленного металла типа 400X12M2HTP.

Материалы и методы исследований

Для достижения цели работы в качестве связующего протектора в модификаторе использовали бескислородный шлак. Компоненты шлаковой системы выбирали с учетом их температуры плавления, плотности, химической инертности по отношению к тугоплавким частицам и легирующим элементам в сталях и сплавах, нерастворимости в металлических расплавах. Анализ физико-химических и металлургических свойств различных фторидов, хлоридов и оксидов металлов показал, что оптимальным комплексом свойств обладает шлаковая система NaF-BaCl₂-CaF₂ с температурой плавления около 700 °C [3]. Компоненты солевого шлака являются химически инертными к нитриду титана TiN и к расплаву металла системы легирования Fe-Cr-C-Mo-Ni-Ti-B. Шлак обладает хорошей смачиваемостью металлов и частиц тугоплавких соединений; при кристаллизации наплавленного металла шлак локализуется на его поверхности, не образуя неметаллических включений в металле и не снижая его механических свойств.

[©] Антонов А. А., Артемьев А. А., Соколов Г. Н., Зорин И. В., Дубцов Ю. Н., 2015

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке Совета по грантам Президента РФ (грант №МК-4265.2014.8) и РФФИ (грант №14-08-00868а).

Структуру, микроморфологию и элементный состав наплавленного металла изучали с помощью оптической (микроскоп Carl Zeiss Axiovert 40 MAT) и электронной микроскопии (растровый электронный микроскоп Versa 3D с системой микрорентгеноспектрального анализа). Износостойкость наплавленного металла оценивали при трении о закрепленный абразив [4], а также по оригинальной методике (патент РФ № 2564827) при трении металла по металлу в присутствии абразива в виде железной окалины и корунда при температурах 20 и 500 °C. Твердость металла измеряли на твердомере ТН-500, микротвердость структурных составляющих оценивали с помощью прибора Duroline M.

Экспериментальные ПП изготавливали на волочильном стане OБ-575, используя ленту из стали 08КП сечением $12\times0,5$ мм. Наплавленный с помощью экспериментальных ПП металл содержал, масс. %: C-1,7...4; Mo -2...2,5; Cr -12...12,8; Ti -1...1,5; Ni -1...1,5; B -0,42...0,65, Fe - остальное. Содержание в ПП модификатора на основе нано- и микропорошка нитрида титана TiN составляло 0,25 и 0,8 масс. %.

Дуговую наплавку в среде Ar+CO₂ с использованием экспериментальных проволок проводили на сварочном автомате У-653 в четыре прохода на пластины из стали 20 толщиной 12 мм.

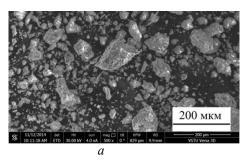
Результаты и их обсуждение

Внешний вид полученного модификатора приведен на рис. 1, *а*. Исследование большого количества сечений гранул модификатора, вы-

полненных ионным лучом, показало высокую однородность распределения частиц TiN в их объеме (рис. 1, δ). Показано, что гранулы обладают композиционной структурой, состоящей из отдельных микрочастиц и конгломератов наночастиц TiN в шлаковой матрице, представленной сложной эвтектикой из исходных компонентов и продуктов их химического взаимодействия.

В ходе исследования было установлено, что с изменением содержания углерода от 1,7 до 4 масс. % в системе Fe-Cr-C-Mo-Ni-Ti-В линейно увеличивается твердость наплавленного металла с 51 до 59 HRC, который имеет заэвтектическую структуру с крупными кристаллами карбоборидных фаз микротвердостью 11–12 ГПа. При этом износостойкость металла при воздействии закрепленного абразива увеличилась в 1,5 раза, что связано с увеличением количества карбидной фазы, а также однородностью ее распределения в матрице сплава.

Установлено, что процесс модифицирования сплава сопровождается перераспределением в его структуре молибдена, который участвует в формировании упрочняющих фаз. Распределение хрома в металле при этом практически не изменяется, так как его активность к углероду значительно меньше, чем молибдена. Под воздействием частиц TiN происходит диспергирование карбоборидов $(Fe,Cr)_7(C,B)_3$ и появляется большое количество мелких (1...4 мкм) карбидов $(Ti,Mo)C_{1-x}$ кубовидной формы, представляющих собой твердый раствор изоструктурных карбидов TiC и $MoC_{1-x}[5]$.



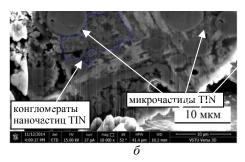
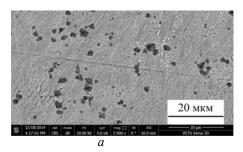


Рис. 1. Внешний вид модификатора на основе TiN(a) и сечение его гранулы (б)



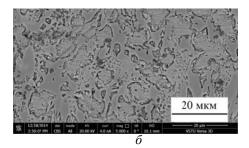


Рис. 2. Структура модифицированного (a) и немодифицированного (b) наплавленного металла типа 400X12M2HTP

Установлено, что в центральных областях этих карбидов расположены характерные образования размером 0,3–2 мкм округлой и кубической формы, причем округлые образования окружены переходной зоной шириной 100–150 нм (рис. 3). Микроренттеноспектральный анализ включений показал, что вне зависимости от их морфологии в них содержится титан, молибден и углерод, причем в центральной части повышено содержание титана и фиксируется азот (рис. 3).

Можно полагать, что сохранившиеся от полного растворения частицы TiN округлой формы из состава модификатора, а также кристаллизовавшиеся из металлического расплава частицы TiN кубической формы являются эффективными зародышами, на которых происходит формирование упрочняющих металл фаз. Частицы TiN из состава модификатора, имеющие размер менее 300 нм, использованными методами электронной микроскопии не обнаружены, что может свидетельствовать об их полной диссоциации в процессе дуговой наплавки.

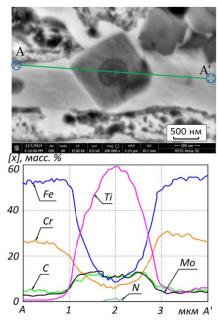


Рис. 3. Карбид (Ti,Mo)C_{1-х} в структуре сплава, наплавленного с использованием модификатора, и распределение химических элементов по его сечению

Испытаниями выявлено, что под действием модификатора изменение структуры наплавленного металла приводит к увеличению его механических свойств (рис. 4).

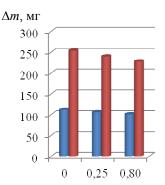


Рис. 4. Величины потери массы образцов Δm после испытания в зависимости от содержания модификатора в наполнителе ПП

Твердость наплавленного металла увеличилась на 8%, стойкость к изнашиванию закрепленным абразивом — на 8%, стойкость к изнашиванию через абразивную прослойку при температуре 20 °C — на 14%, при температуре 500 °C — на 12%.

Выводы

- 1. Модифицирование износостойкого металла системы Fe-Cr-C-Mo-Ni-Ti-B нано- и микрочастицами TiN, введенными в расплав сварочной ванны в составе электродных порошковых проволок при дуговой наплавке, дает возможность повысить его механические и эксплуатационные свойства.
- 2. Эффективность применения разработанного модификатора может быть повышена при его использовании в составе не электродных, а присадочных порошковых проволок, вводимых непосредственно в металлический расплав близко к фронту кристаллизации, минуя высокотемпературную зону воздействия дуговой плазмы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Модифицирование сталей и сплавов дисперсными инокуляторами / В. П. Сабуров [и др.] ; Омск : изд. ОмгТУ, 2002.-212 с.
- 2. Особенности формирования структуры и свойств наплавленных сплавов под влиянием наночастиц тугоплавких соединений / Г. Н. Соколов [и др.] // Физика и химия обработки материалов. -2014. № 2. -C. 38–47.
- 3. *Подгаецкий, В. В.* Сварочные шлаки : справ. пособие / В. В. Подгаецкий, В. Г. Кузьменко. Киев : Наук. думка, 1988. 255 с.
- 4. Износостойкость и структура твердых наплавок / М. М. Хрущев [и др.]. М.: Машиностроение, 1971. 96 с. 5. *Бурков, П. В.* Влияние содержания молибдена на
- 5. *Бурков*, П. В. Влияние содержания молибдена на структурные характеристики двойного карбида (Ті, Мо)С / П. В. Бурков, С. Н. Кульков // Ползуновский вестник. 2005. № 2 (ч. 2). С. 55–61.

УДК 669-15

Н. А. Кидалов, Ю. В. Гребнев, В. Ф. Жаркова, А. М. Свиридов, Е. А. Красельникова РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ УТИЛИЗАЦИИ МЕЛКОДИСПЕРСНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОТХОДОВ

Волгоградский государственный технический университет

(e-mail:mitlp@ vstu)

В данной работе предложена и апробирована технология утилизации мелкодисперсных металлических отходов. Шихтовые заготовки получают посредством расплавления стружки и других металлических отходов в жидком некондиционном металле.

Ключевые слова: шихтовые заготовки; брикеты; технология утилизации; чугун; металлические отходы.

In this paper we developed recycling technology of fine metal waste. Getting new preformed blanks charge by utilizing chips, drained of excess iron.

Keywords: charge billets; briquettes; recycling technology; iron; metal waste.

В цехах механической обработки машиностроительных заводов образуется до 30 % стружки от веса литых, штампованных и прокатанных заготовок. Литейные цеха и участки, являющиеся частью этих заводов, обязывают использовать стружку и другие мелкодисперсные металлические отходы в процессах плавки. Применение мелкодисперсных отходов в качестве составляющих шихты в технологических процессах выплавки железоуглеродистых и цветных сплавов приводит к значительному удлинению процесса плавки, увеличению расхода электроэнергии, ферросплавов, лигатур и вспомогательных материалов. Общий угар металла при плавке стружки «навалом» может составить более 50 % от ее веса. Процесс плавки мелкодисперсных материалов, содержащих смазывающие охлаждающие жидкости, сопровождается большим количеством вредных выбросов в атмосферу.

Для повышения технико-экономических показателей процесса плавки сплавов мелко-дисперсные отходы сушат, сортируют по фракциям, смешивают со связующими и брикетируют на прессах различных конструкций [4]. Переплав брикетированного сырья не вызывает технологических затруднений и по технико-экономическим показателям приближается к переплаву стандартной металлической шихты. Однако большинство литейных цехов не имеет возможности организовать участки по переработке и брикетированию мелкодисперсных металлических отходов.

Также непосредственно в литейных цехах образуется другой вид отходов — незапланированный слив металла. Незапланированные сливы металла образуются по причинам несоот-

ветствия химического состава жидкого металла требованиям технической документации, охлаждения металла в ковше ниже температурных пределов, установленных для разливки данного сплава, отсутствия точных расчетов и сопоставления металлоемкости литейных форм с весом металла в плавильной печи. Количество незапланированных сливов составляет от 5 до 10 % от веса жидкого металла. В литейных цехах с высокой технологической лисшиплиной и оснащенных современным оборудованием потери металла на сливы минимальны. В цехах с устаревшим оборудованием, работающих по выполнению небольших заказов из разных по химическому составу сплавов, объем незапланированных сливов металла может превышать 15 % от веса выплавленного металла.

Некондиционный или лишний металл, как правило, сливается в изложницы, футерованные песчано-жидкостекольной смесью. Слив металла в изложницу приводит к загрязнению металла силикатами (рис. 1).



Рис. 1. Вид шихтовой заготовки, залитой в изложницу, футерованную песчано-жидкостекольной смесью

[©] Кидалов Н. А., Гребнев Ю. В., Жаркова В. Ф., Свиридов А. М., Красельникова Е. А., 2015

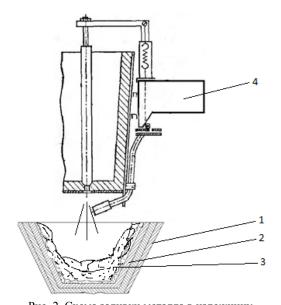
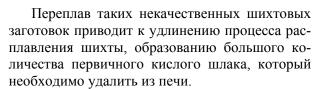


Рис. 2. Схема заливки металла в изложницу с расплавляемой футеровкой: 1 – металлическая изложница; 2 – огнеупорная футеровка; 3 – «расплавляемая футеровка»; 4 – дозатор мелкодисперсных отходов



В работе предложено получать шихтовые заготовки из сливов жидкого металла и расплавляемой футеровки аналогично процессу поверхностного легирования отливок [1, 2]. Некондиционный или излишний металл сливается в изложницы, дополнительно футерованные, кроме песчано-жидкостекольной массы, стружкой и другими мелкодисперсными металлическими отходами (рис. 2) [3].

Металл, расплавляя металлические отходы, образует с ними плотную, качественную шихтовую заготовку. Усвоение жидким металлом стружки зависит от температурных режимов процесса, марки сплава, фракционного состава отходов и достигает 30–60 % (рис. 3).





Таблииа 1

Рис. 3. Внешний вид (a) и излом (δ) шихтовой заготовки, полученной путем заливки металла в изложницы с расплавляемой футеровкой

В табл. 1 приведены рекомендуемые составы шихтовых заготовок для производства железоуглеродистых сплавов.

Рекомендуемые составы шихтовых заготовок

Материалы	Рекомендуемое количество материала в шихтовой заготовке, %			
	Сталь	Чугун		
Стальная мелкодисперсная стружка	30	_		
Чугунная стружка	_	30		
Флюсы	1–5	1–5		
Углеродосодержащие материалы	_	1–10		
Карбид кремния	_	0–10		
Ферросплавы (отходы дробления)	0–10	0–10		

Для определения металлургической ценности разработанной шихтовой заготовки были проведены сравнительные исследования металла экспериментальных плавок с использованием в шихте брикетированной чугунной стружки «навалом» и в виде шихтовой заготовки, получаемой путем растворения жидким металлом стружки. По каждому варианту шихтовки про-

143

водилось по три плавки. Контрольными служили плавки, проведенные с использованием в шихте 100 %-ного чугунного лома.

Брикеты из чугунной стружки получали на лабораторном копре. В качестве связующего использовалось жидкое стекло. Брикеты высушивались при температуре 160 °С в течение 30 мин. Шихтовая заготовка получалась по следующей схеме: высушенная чугунная стружка размещалась на дне и стенках изложницы и заливалась жидким металлом.

Экспериментальные плавки проводились в индукционной печи с емкостью тигля 10 кг. В качестве шихты использовался чугунный лом (в количестве 70 %) и чугунная стружка (30 %). Критериями качества металла, полученного в эксперименте, служили: газонасыщаемость металла, угар и уровень механических свойств. Газонасыщаемость металла определялась методом вакуумплавления.

Средние значения результатов испытаний металлов экспериментальных и контрольных плавок приведены в табл. 2.

Таблица 2 Характеристики металла экспериментальных и контрольных плавок

Номер	омер Характеристика шихты		Содержан	$\sigma_{\rm B_s}$		
варианта	экспериментальных плавок	металла, %	H_2	O_2	N ₂	кгс/мм²
1	Чугунный лом – 70 % Чугунная стружка – 30 %	16,7	0.0193	0.0141	0.0097	12,8
2	Чугунный лом –70 % Брикеты из чугунной стружки – 30 %	10,2	0.0154	0.013	0.0078	17,3
3	Шихтовые чугунные заготовки с содержанием стружки 29–33 %	2,9	0.0093	0.0083	0.0064	21,8
4	Чугунный лом – 100 % (контрольные плавки)	2,7	0.0089	0.0086	0.0071	22,1

ИЗВЕСТИЯ ВолгГТУ

Металл экспериментальных плавок, полученный с использованием шихтовых заготовок, обладает характеристиками близкими к свойствам чугуна, выплавляемого на шихте из качественного чугунного лома, и значительно превосходит металл, выплавленный с использованием в шихте брикетированной стружки.

Выводы

- 1. Процесс получения шихтовых заготовок с использованием расплавляемой футеровки не требует дополнительных капитальных затрат, повышения трудоемкости, увеличения расхода электроэнергии и вспомогательных материалов.
- 2. Шихтовая заготовка, полученная из сливов некондиционного металла и стружки, характеризуется плотным, однородным металлом.
- 3. Плавка чугуна с использованием в шихте заготовок, полученных из некондиционного металла и стружки, характеризуется быстрым расплавлением шихты, низким содержанием газов и неметаллических включений в металле отливок

и обеспечивает механические свойства металла соответствующими марке чугуна СЧ20.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Гребнев, Ю. В. Повышение износостойкости высоконагруженных деталей тракторов поверхностным легированием в литейной форме / Ю. В. Гребнев, Е. И. Тескер, В. А. Гурьев, Е. И. Афонина // Современные проблемы металлургического производства: сб. тр. междунар. научтехн. конф. Волгоград: ВолгГТУ, 2002. С. 403–406.
- 2. *Гребнев, Ю. В.* Наплавка износостойкого слоя на детали почвообрабатывающего инструмента в литейной форме / Ю. В. Гребнев, В. В. Шлепин, Г. Г. Захаров, И. Е. Афонина, В. П. Каляева, О. А. Богатырева // Литейное производство, $2000. N \cdot 4. C. 11-12.$
- 3. Жаркова, В. Ф. Поверхностное легирование отливок углеродом в литейной форме / В. Ф. Жаркова, Н. А. Кидалов, Ю. В. Гребнев, А. С. Родин, А. В. Симаков / Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. науч. ст. № 9 (136) / ВолгГТУ. Волгоград, 2013. (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). С. 132–134.
- 4. $\it Pasuv$, $\it E$. $\it M$. Брикетирование в цветной и черной металлургии / Б. М. $\it Pasuv$. $\it M$. : Металлургия, 1975. 232 с.

УДК 621.774.3

$M.~ 10.~ 100 \, 10^{1}$ Д. $B.~ 100 \, 10^{1}$ Н. $A.~ 100 \, 10^{1}$ Н. $C.~ 100 \, 10^{1}$ С. $C.~ 100 \, 10^{1}$ С. $C.~ 100 \, 10^{1}$ Н. $C.~ 100 \, 100^{1}$ Н. C.~ 100

¹Волгоградский государственный технический университет ²АО «ВМЗ «Красный октябрь», г. Волгоград ³АО «ВТЗ», г. Волжский

(e-mail: tecmat@vstu.ru)

В настоящей работе с помощью комплексных методов исследования с использованием оптической, электронной микроскопии, а также микрорентгеноспектрального и рентгеноструктурного анализов рассмотрены особенности строения, состав и морфология окисных слоев, полученных после окислительного отжига слоя на литой и кованой оправках. Установлено, что макроструктура оправок, полученных из кованой заготовки, более плотная, не имеет пустот и несплошностей, микроструктура кованой оправки более мелкодисперсная, чем микроструктура литой. Используемый окислительный отжиг позволяет получить окисный слой на литой и кованной оправках толщиной не более 155 мкм. Окисный слой состоит из двух слоев — внутреннего FeO (до 5 %) и наружного Fe₂O₃ (95–100 %), разделенных воздушной прослойкой. Внутренний слой представляет собой оксиднометаллическую композицию, содержащую частицы окислов железа и других легирующих элементов, входящих в состав стали.

Ключевые слова: оправка, износостойкость, прошивка, бесшовные трубы, макро- и микроструктура, окислительный отжиг, окисный слой.

In the real work by means of complex methods of research with use of optical, electronic microscopy, and also microx-ray spectral and X-ray diffraction analyses features of a structure, structure and morphology of the oxide layers received after oxidizing annealing of a layer on cast and forged piercing plug are considered. It is established that the macrostructure of the piercing plug received from the forged preparation more dense has no emptiness and shrinkable sinks a microstructure of the forged a piercing plug more fine, than cast. The used oxidizing annealing allows to receive an oxide layer on the cast and forged a piercing plug no more than 155 microns thick. The oxide layer consists of 2 layers – internal FeO (to 5%) and external Fe₂O₃ (95-100%), divided by an air layer. The inside layer represents the oxide – metal composition containing particles of oxides of iron and other alloying elements which are a part of steel. The study was supported by RFBR research Project No. HK 15-08-08098\15

Keywords: piercing plug, wear resistance, a piercing, seamless pipes, macro - and a microstructure, oxidizing annealing, an oxide layer.

В настоящее время в связи с ростом спроса на бесшовные трубы проблема повышения стойкости прокатного инструмента является крайне актуальной. Инструментом для получения гильзы является прошивная оправка, которая во время горячей деформации подвергается значительным термическим и механическим нагрузкам, что приводит к износу ее и преждевременному выходу из строя [1, 2].

Одним из способов повышения стойкости является проведение окислительного отжига оправок с целью получения окисного слоя оптимальной толщины и состава, служащего «смазкой» на границе оправка-гильза при прошивке трубных заготовок. Совершенствование технологических процессов производства труб методами горячей прокатки связано с условиями эксплуатации, характером износа и стойкостью прокатного инструмента. Стойкость прокатного инструмента оказывает большое влияние на производительность трубопрокатных агрегатов и качество труб, а при изготовлении особо трудоемких видов труб стойкость инст-

румента приобретает решающее значение. Высокая стоимость инструмента и большой расход существенно влияют на себестоимость готовой продукции.

Качество, стойкость, надежность и экономичность оправок в значительной степени зависят от способов их изготовления. Оправки, изготавливаемые литьем в сырые земляные формы, отливают, как правило, без осевого отверстия, при этом прибыльная часть составляет не менее 30 %, что позволяет получать структуру металла удовлетворительной плотности. [3]. Штамповка водоохлаждаемых оправок производится в 3-4 последовательно выполняемых операции с получением точной поковки, не требующей термообработки, но нуждающейся в досверловке полости и расточке посадочного конуса. Все это обеспечивает штампованным оправкам высокую контактную прочность в условиях знакопеременных циклических механических и термических нагрузок, а также высокую износостойкость в условиях горячего истирания при прошивке заготовок [3].

 $^{{\}Bbb C}$ Чубуков М. Ю., Руцкий Д. В., Зюбан Н. А., Былков Н. С., Сычева С. С., Усков Д. П., 2015

^{*} Работа выполнена в рамках проекта РФФИ № НК 15-08-08098/15.

В настоящее время проводится достаточно много работ по оптимизации технологии изготовления прошивных оправок [2, 4, 5] с целью повышения стабильности показателей стойкости в процессе их эксплуатации.

Одним из доступных и не требующих дополнительных трудо- и энергозатрат для решения данной проблемы является проведение окислительного отжига оправок, заключающегося в нагреве до температур выше Ac₃ при определенном составе атмосферы печи и последующим охлаждением. При этом на поверхности оправок образуется так называемая «окисная пленка» характерного серого цвета. Пленка окислов на поверхности позволяет увеличить стойкость оправок, а также является хорошим разделителем контакта «инструмент-деформируемый металл».

Целью работы являлось исследование влияния технологии изготовления оправок на особенности строения поверхностных и внутренних слоев металла.

Объектом исследования являлись оправки из литой заготовки стали 20Х2Н4МФЛ Ø 238 мм и оправка № 205 из кованой заготовки стали 20Х2Н4МФА Ø 238 мм. После изготовления оправки подвергались окислительному отжигу. Для проведения исследований из оправок выре-

зались 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 микрошлифов осуществлялся в медном излучении на дифрактометре ДРОН-3.

Анализ макроструктуры оправок показал, что макроструктура литой оправки имеет характерную для литого металла структуру с развитыми осями дендритов, при этом в теле оправки встречаются несплошности в виде рассеянной пористости, вызванной протеканием усадочных и ликвационных явлений в процессе затвердевания стали. После глубокого макротравления дефекты литой структуры в результате вытравливания получают еще большее развитие. Кованая оправка имеет плотную макроструктуру макродефекты отсутствуют.

Проведенные исследования поверхностных слоев металла литых и кованых оправок прошивного стана из стали типа 20Х2Н4МФ, прошедших окислительный отжиг по режиму завода-изготовителя, показали, что окисный слой на поверхности исследуемых оправок светлосерого цвета. Окисный слой неравномерный, хрупкий, имеет частичные сколы (рис. 1).





Рис. 1. Поверхность оправок

Исследование толщины слоя с использованием методов оптической и электронной микроскопии показало, что максимальная толщина окисного слоя составляет 155 мм. Результаты измерения толщины окисного слоя приведены на рис. 2, 3 и в табл. 1.

Толщина окисного слоя по рабочему конусу оправок изменяется в пределах от 108 до 155 мкм и в среднем составляет 132 для литой и 115 мкм для кованой оправки.

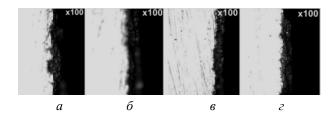


Рис. 2. Толщина окисных слоев: $a, \, \delta$ – литая оправка; $\epsilon, \, \epsilon$ – кованая оправка

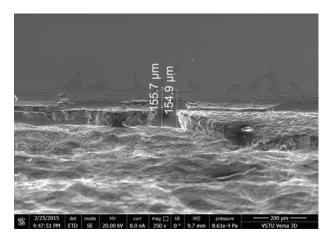


Рис. 3. Окисный слой на поверхности оправки

Таблица 1 Среднее значение толщины окисного слоя по рабочему конусу оправки

№ замера	Литая оправка	Кованая оправка
1	135	121
2	155	108
3	130	116
Средняя толщина	132	115

Исследование поверхностного окисного слоя в поперечном сечении проводили методом электронной микроскопии (рис. 4).

Исследование поверхностного окисного слоя в поперечном сечении показало, что имеет место несколько слоев. Внутренний слой пористый, сталагмитообразный (рис. 4, поз. 1). Согласно литературным данным [1, 2], этот слой

препятствует диффузии кислорода и более прочно пристает к металлу. К внутреннему слою прилегает наружный плотный окисный слой (рис. 4, поз. 2). На границе внутреннего и наружного слоев отмечено наличие пор, выкрашивание (рис. 4, поз. 3) и отслоение наружного окисного слоя.

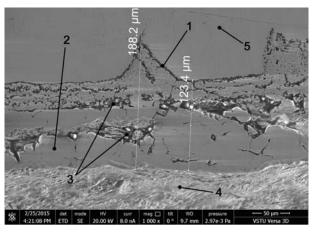


Рис. 4. Структура окисного слоя: 1 — внутренний окисный слой; 2 — наружный окисный слой; 3 — выкрашивание; 4 — поверхность окисного слоя; 5 — металл

Микрорентгеноспектральный анализ окисного слоя показал, что внутренний окисный слой (сталагмитообразный) представляет собой оксиднометаллическую композицию, содержащую хаотично расположенные частицы из окислов железа, никеля и других легирующих элементов, входящих в состав стали. Окисел никеля расположен в месте контакта металл-внутренний слой окислов (рис. 5).

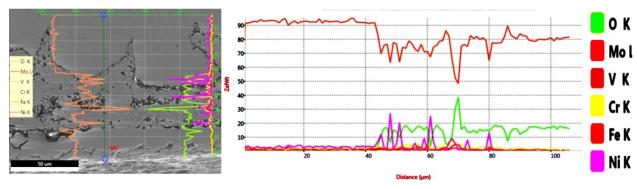


Рис. 5. Результаты микрорентгеноспектрального анализа по толщине окисного слоя

Окислы никеля расположены во внутреннем слое в виде светлых включений. Содержание никеля в этих включениях достигает 9,03 % (рис. 6).

Содержание во внутреннем слое оксидов NiO - 9,35 %, $Cr_2O_3 - 2,9$ %, $V_2O_5 - 0,96$ % (рис. 6) благоприятно влияет на прочность сцепления

окалины с основным слоем металла.

Наружный окисный слой имеет послойное строение (см. рис. 4) и состоит из оксидов железа и легирующих элементов, входящих в состав стали. Необходимо отметить, что никель в наружном слое отсутствует.

Рентгеноструктурный анализ поверхности оправок выявил наличие фазы Fe₂O₃ (95–100 %)

и FeO (до 5 % в пределах ошибки измерения) (рис. 7).

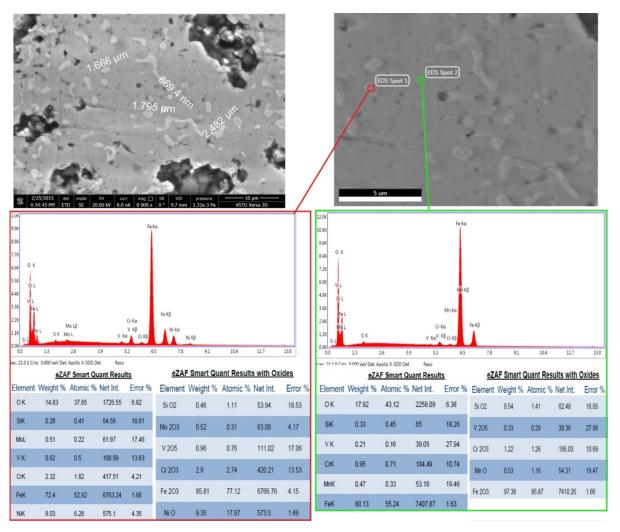


Рис. 6. Микрорентгеноспектральный анализ светлых включений во внутреннем окисном слое

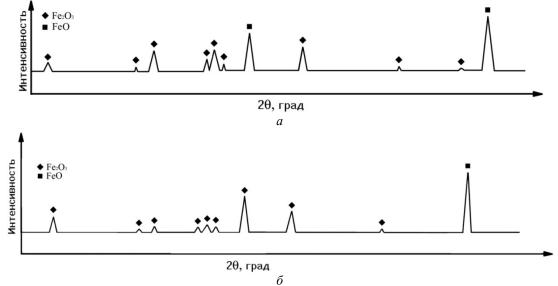


Рис. 7. Рентгенограмма оксидного слоя: литой (a) и кованой (δ) оправок

Результаты исследования толщины подповерхностных слоев представлены табл. 2.

Таблица 2 Значения толщин подповерхностных слоев

Средняя глубина, мкм	Кованая оправка	Литая оправка
Обезуглероженный слой	120	100
Промежуточный слой	220	250
Структурно измененный слой	340	350

Глубина обезуглероженного слоя в исследуемых оправках одинаковая. Глубина полного обезуглероживания составляет 100–120 мкм (табл. 2). Толщина окисного слоя 115 – 132 мкм (см. табл. 1). Глубина обезуглероженного слоя на поверхности металл-внутренний окисный слой должна быть минимальной. Толщина

обезуглероженного слоя сопоставима с окисным слоем.

Микроструктура образца литой оправки представляет собой грубую механическую смесь сорбита и верхнего бейнита, микроструктура неоднородная, крупнозернистая (рис. 8, a). Микроструктура образца кованой оправки, также неоднородная, крупнозернистая, представляющая собой механическую смесь сорбита и нижнего бейнита (рис. $8, \delta$). При этом микроструктура кованой оправки является более мелкодисперсной по отношению к литой.

Исследования выявили наличие в литой оправке вытянутых неметаллических включений, располагающихся по границам первичного зерна (рис. 9). Неметаллические включения могут быть концентраторами напряжений и способствовать преждевременному выходу оправок из строя во время их эксплуатации на прошивном стане.

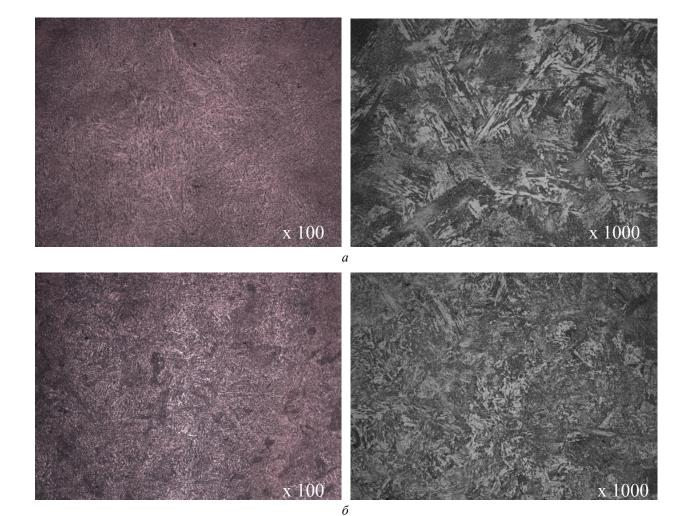
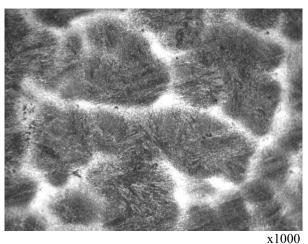


Рис. 8. Микроструктура исследуемых оправок





U

Рис. 9. Микроструктура литой оправки, $\times 100$: a – неметаллические включения по границам зерен; δ – выраженная дендритная ликвация

В литой оправке после термообработки сохраняется дендритно ориентированная структура, связанная с микроликвацией (рис. 9, δ). Включения, обнаруженные в образцах с помощью электронной и оптической микроскопии, идентифицированы как оксиды FeO, FeO-MnO, Al₂O₃, сульфиды FeS·MnS, MnS и силикаты SiO₂, MnO·SiO₂.

Выводы

Исследование особенностей строения литой и кованой оправок показало, что макроструктура кованой оправки более плотная по сравнению с литой и не имеет макродефектов.

Исследование микроструктуры оправок показало, что она представляет собой смесь сорбита и бейнита. При этом микроструктура кованой оправки более мелкодисперсная по сравнению с литой.

В микроструктуре литой оправки выявлены вытянутые неметаллические включения, располагающиеся по границам зерен, а также дендритно ориентированная структура, связанная с микроликвацией. В микроструктуре кованой оправки также выявлены места скопления включений. Неметаллические включения могут быть концентраторами напряжений и способствовать преждевременному выходу оправок из строя во время их эксплуатации на прошивном стане.

Средняя толщина окисного слоя на литой и кованой оправках после проведения окислительного отжига составляет 115—132 мкм.

Окисный слой состоит из двух слоев — внутреннего и наружного, имеющих состав Fe_2O_3 (95–100 %) и FeO (до 5 %), разделенных воздушной прослойкой.

Внутренний слой представляет собой оксиднометаллическую композицию, содержащую частицы окислов железа, никеля и других легирующих элементов, входящих в состав стали. В наружном слое окислы никеля отсутствуют.

Способ изготовления оправки (литье в песчано-глинистую форму и механическая обработка кованой заготовки) не влияет на толщину и состав окисного слоя, получаемого при окислительном отжиге.

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. C. 37—40.
- 2. Повышенная стойкость инструмента горячей обработки при производстве бесшовных труб / К. Серин, Х. Й. Пехле // Черные металлы. 2015. N 2. 2
- 3. Xанкин, Γ . O. Сравнительная характеристика водоохлаждаемых оправок прошивного стана, изготовленных различными способами / Γ . O. Ханкин, B. M. Бродский, Γ . B. Лисовая // Сталь. -2004. -№ 8. -C. 60–62.
- 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. *Темлянцев*, *М. В*. Окисление и обезуглероживание стали в процессах нагрева под обработку давлением / М. В. Темлянцев, Ю. Е. Михайленко. М. : Теплотехник, 2006. 200 с.
- 7. Перепятько, В. Н. Нагрев стальных слябов / В. Н. Перепятько, Н. В. Темлянцев, М. В. Темлянцев, Ю. Е. Михайленко. М.: Теплотехник, 2008. 192 с.

УДК 669.1:622.788.32

И. Л. Гоник, Л. В. Палаткина, О. П. Бондарева, Н. А. Новицкий, Г. В. Бабин, А. М. Зубащенко

ОКАЛИНОУГЛЕРОДНЫЙ БРИКЕТ – ШИХТОВОЙ МАТЕРИАЛ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ЧУГУНА

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: gonik@vstu.ru

В статье рассмотрена возможность замены традиционых шихтовых материалов для плавки чугуна на окалиноуглеродные брикеты, изготовленные из отходов металлургического производства. Представлена возможность получения сплавов, по химическому составу аналогичных передельным чугунам, из окалиноуглеродных брикетов. Главным достоинством данного способа является получение металла с низким содержанием серы и фосфора.

Ключевые слова: брикет, металлургические отходы, углерод, восстановитель, жидкое стекло, связующее, микроструктура.

The article considers the possibility of replacement of traditional charge materials for melting pig iron to oxide-coal briquettes. It is made from metallurgical wastes. The paper consider possibility of making alloys from briquettes. The main advantage of this method is to obtain a metal with a low content of sulfur and phosphorus.

Keywords: briquette, metallurgical waste, carbon, reductant, water glass, binder microstructure.

Современный мировой опыт изготовления шихтовых материалов показывает, что традиционные технологии окускования рудных материалов в последнее время уступают место технологиям брикетирования. В частности, технология брикетирования успешно применяется для переработки ценных железосодержащих отходов металлургии. К таким отходам относится окалина прокатного и кузнечного производства, отсевы стальной и чугунной дроби после дробеструйной обработки и пр.

Мелкодисперсные материалы обладают низкой газопроницаемостью, что не позволяет их использовать при агломерации без предварительной подготовки. Поэтому брикетирование мелкодисперсных материалов является наиболее универсальным способом переработки ценных топливных, рудных и минеральных сырьевых материалов, которые по своему агрегатному физическому состоянию непригодны для непосредственного использования в технологических процессах [1].

На кафедре «Технология материалов» Волг-ГТУ была разработана технология изготовления окалиноуглеродных брикетов, которая позволяет использовать окалину для получения окалиноуглеродных брикетов (ОУБ), имеющих высокую степенью восстановления железа при использовании в качестве шихтового материала [2]. Для проведения лабораторных плавок использовали брикеты цилиндрической формы массой 20 г, состав которых представлен в табл. 1.

Таблица 1 Состав брикетов

Наименование компонента	Содержание, %
Углерод	20
Окалина	75
Полиоксидное связующее SiO ₂ -CaO-Na ₂ O-Al ₂ O ₃	5
Жидкое стекло (сверх 100 %)	7

Целью проводимых исследований являлось получение чугуна с низким содержанием серы и фосфора. Брикеты изготавливали методом холодного прессования на гидравлическом прессе с усилием 6 т. В цилиндрическую прессформу засыпали смесь окалины, углерода и связующего вещества для формирования, после чего полученные брикеты загружали в сущильный шкаф и сущили при температуре 200 °C в течение 2 ч.

Плавку брикетов проводили в печи СНОЛ 12/16 при 1550 °C. В результате плавки получали железоуглеродистые слитки массой 14 г, внешний вид слитка представлен на рис. 1.

[©] Гоник И. Л., Палаткина Л. В., Бондарева О.П., Новицкий Н. А., Бабин Г. В., Зубащенко А. М., 2015



Рис. 1. Внешний вид металлического слитка, ×16

Химический состав определялся на спектрометре ДФС-500, результаты анализа представлены в табл. 2. По химическому составу полученный сплав наиболее близок чугуну марки ПВКЗ ГОСТ 805–95.

По структуре металл соответствует доэвтектическому серому чугуну: в нем присутствуют перлит, ледебурит и вторичный цементит [3].

Микроструктура металла представлена на рис. 2.

Таблица 2 Химический состав сплава, полученного из брикетов, и аналогичного по составу передельного чугуна

Моторуют		Содержание компонентов, %								
Материал	С	Si	Mn	S	P	Al	Mg	Ni		
Исследуемый сплав	4,10	0,0933	0,0420	0,0035	0,0047	0,9988	0,0120	0,3279		
Чугун ПВКЗ	3,5-4,0	≤ 0,5	≤ 1,5	≤ 0,010	≤ 0,015	_	≤ 0,5	_		

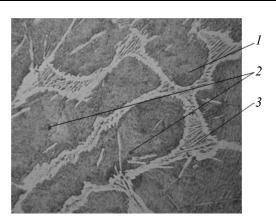


Рис. 2. Микроструктура полученного металла, $\times 100$: I – перлит; 2 – цементит; 3 – ледебурит

Полученные слитки разрезали, после чего из центральных частей изготавливали шлифы. Исследование структуры проводили после травления образцов в спиртовом растворе азотной кислоты 4 %-ной при увеличении ×100 на металлографическом микроскопе. Металлографический анализ полученных образцов выявил присутствие зон, характерных как для эвтектического, так и для до- и заэвтектического белого чугуна.

Заключение

- 1. Результаты опытных плавок подтвердили возможность применения брикетированного окалиноуглеродного шихтового материала для получения чугуна с низким содержанием серы и фосфора, который близок по химическому составу к чугунам марки ПВК3.
- 2. Металлографическая оценка структурного состояния образцов характеризуется структурой белого чугуна, близкого к эвтектическому составу.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. *Равич, Б. М.* Брикетирование в цветной и черной металлургии / Б. М. Равич. М. : Металлургия, 1975. 232 с.
- 2. Пат. 2493271 РФ, МПК С22В1/24. Брикет для производства чугуна и стали / Гоник И. Л., Зюбан Н. А., Новицкий Н. А. [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. *Богачев, И. Н.* Металлография чугуна / И. Н. Богачев. 2-е изд., доп. и испр. Свердловск : Металлургиздат, 1962. 392 с. : ил.

 Редактор
 Компьютерная верстка:

 Н. Н. Кваша
 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 2015 г. Поз. № 79ж. Подписано в печать 20.11.2015 г. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная. Усл. печ. л. 17,67. Уч.-изд. л. 17,55. 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.