

ВЕКТОР НАУКИ

Тольяттинского
государственного
университета

Основан в 2008 г.

№ 4 (34)
2015

Ежеквартальный
научный журнал

Учредитель – Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Тольяттинский государственный университет»

Главный редактор

Криштал Михаил Михайлович, д.ф.-м.н., профессор

Заместитель главного редактора по общим вопросам

Коростелев Александр Алексеевич, д.п.н.

Заместитель главного редактора по техническому направлению, секция «Машиностроение и машиноведение»

Шайкин Александр Петрович, д.т.н., профессор

Заместитель главного редактора по техническому направлению, секция «Металлургия и материаловедение»

Мерсон Дмитрий Львович, д.ф.-м.н., профессор

Заместитель главного редактора по техническому направлению, секция «Химическая технология»

Остапенко Геннадий Иванович, д.х.н., профессор

Заместитель главного редактора по гуманитарному направлению, секция «Социологические науки»

Иванова Татьяна Николаевна, д.соц.н., доцент

Заместитель главного редактора по гуманитарному направлению, секция «Языкознание»

Тараносова Галина Николаевна, д.п.н., профессор

Жданова Елена Юрьевна – ответственный секретарь

Входит в систему «Российский индекс научного цитирования» и перечень российских рецензируемых научных журналов.

Зарегистрирован Федеральной службой по надзору в сфере связи, информационных технологий и массовых коммуникаций (свидетельство о регистрации ПИ № ФС77-36741 от 1 июля 2009 г.).

Компьютерная верстка:
Н.А. Никитенко

Технический редактор:
Н.А. Никитенко

Адрес редакции: 445667,
Самарская обл., г. Тольятти,
ул. Белорусская, 14
Тел./факс: (8482) 54-63-64
vektornaukitgu@yandex.ru
[http:// www.tltsu.ru](http://www.tltsu.ru)

Подписано в печать 23.12.2015.
Формат 60x84 1/8.
Печать оперативная.
Усл. п. л. 15,4.
Тираж 500 экз. Заказ 3-01-16.

Издательство Тольяттинского
государственного университета
445667, г. Тольятти,
ул. Белорусская, 14

СВЕДЕНИЯ О ЧЛЕНАХ РЕДКОЛЛЕГИИ

Главный редактор

Криштал Михаил Михайлович, доктор физико-математических наук, профессор, ректор Тольяттинского государственного университета.

Заместитель главного редактора по общим вопросам

Коростелев Александр Алексеевич, доктор педагогических наук, профессор кафедры «Педагогика и методики преподавания» Тольяттинского государственного университета (Тольятти, Россия).

Заместитель главного редактора по техническому направлению, секция «Машиностроение и машиноведение»

Шайкин Александр Петрович, доктор технических наук, профессор кафедры «Энергетические машины и системы управления» Тольяттинского государственного университета (Тольятти, Россия).

Заместитель главного редактора по техническому направлению, секция «Металлургия и материаловедение»

Мерсон Дмитрий Львович, доктор физико-математических наук, профессор, директор Научно-исследовательского института перспективных технологий Тольяттинского государственного университета (Тольятти, Россия).

Заместитель главного редактора по техническому направлению, секция «Химическая технология»

Остапенко Геннадий Иванович, доктор химических наук, профессор, заведующий кафедрой «Химия, химические процессы и технологии» Тольяттинского государственного университета (Тольятти, Россия).

Заместитель главного редактора по гуманитарному направлению, секция «Социологические науки»

Иванова Татьяна Николаевна, доктор социологических наук, доцент, заведующий кафедрой «Социология» Тольяттинского государственного университета (Тольятти, Россия).

Заместитель главного редактора по гуманитарному направлению, секция «Языкознание»

Тараносова Галина Николаевна, доктор педагогических наук, профессор, профессор кафедры «Русский язык и литература» Тольяттинского государственного университета (Тольятти, Россия).

Редколлегия:

Андреюшкина Татьяна Николаевна, доктор филологических наук, доцент, профессор кафедры «Теория и практика перевода» Тольяттинского государственного университета (Тольятти, Россия).

Бакалова Зинаида Николаевна, доктор филологических наук, профессор, профессор кафедры «Русский язык, культура речи и методика их преподавания» Поволжской государственной социально-гуманитарной академии (Самара, Россия).

Борисова Елена Борисовна, доктор филологических наук, профессор кафедры английской филологии и межкультурной коммуникации Поволжской государственной социально-гуманитарной академии (Самара, Россия).

Бочкарев Петр Юрьевич, доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой «Проектирование технических и технологических комплексов» Саратовского государственного технического университета имени Ю.А. Гагарина (Саратов, Россия).

Бржозовский Борис Максевич, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Проектирование технических и технологических комплексов» Саратовского государственного технического университета имени Ю.А. Гагарина (Саратов, Россия).

Буранок Олег Михайлович, доктор филологических наук, доктор педагогических наук, профессор, заведующий кафедрой русской, зарубежной литературы и методики преподавания литературы Поволжской государственной социально-гуманитарной академии (Самара, Россия).

Верещака Анатолий Степанович, доктор технических наук, профессор кафедры «Технология машиностроения» Московского государственного технологического университета «СТАНКИН» (Москва, Россия).

Виноградов Алексей Юрьевич, доктор технических наук, замдиректора по научной работе Научно-исследовательского института перспективных технологий Тольяттинского государственного университета (Тольятти, Россия).

Гаврюшин Сергей Сергеевич, доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой «Компьютерные системы автоматизации производства» Московского государственного технического университета имени Н.Э. Баумана (Москва, Россия).

Глезер Александр Маркович, доктор физико-математических наук, профессор, директор института металловедения и физики металлов имени Г.В. Курдюмова ФГУП «Центральный научно-исследовательский институт имени И.П. Бардина» (Москва, Россия).

Горбунов Юрий Иванович, доктор филологических наук, доцент, профессор кафедры «Теория и практика перевода» Тольяттинского государственного университета (Тольятти, Россия).

Готлиб Анна Семеновна, доктор социологических наук, профессор, заведующий кафедрой «Методология социологических и маркетинговых исследований» Самарского государственного университета (Самара, Россия).

Денисенко Александр Федорович, доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой «Автоматизированные станочные и инструментальные системы» Самарского государственного технического университета (Самара, Россия).

Звоновский Владимир Борисович, доктор социологических наук, директор Самарской региональной общественной организации «Фонд социальных исследований» (Самара, Россия).

Иванян Елена Павловна, доктор филологических наук, профессор, профессор кафедры «Русский язык, культура речи и методика их преподавания» Поволжской государственной социально-гуманитарной академии (Самара, Россия).

Казаков Александр Анатольевич, доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой «Металлургические технологии» института металлургии, машиностроения и транспорта Санкт-Петербургского государственного политехнического университета (Санкт-Петербург, Россия).

Карнов Михаил Иванович, доктор технических наук, профессор, член-корреспондент РАН, заведующий лабораторией Института физики твердого тела РАН (Черноголовка, Россия).

Кострова Ольга Андреевна, доктор филологических наук, профессор, профессор кафедры немецкого языка Поволжской государственной социально-гуманитарной академии (Самара, Россия).

Кудря Александр Викторович, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры металловедения и физики прочности Национального исследовательского технологического университета «МИСиС» (Москва, Россия).

Кузьминский Анатолий Иванович, член-корреспондент НАПН Украины, доктор педагогических наук, профессор, профессор кафедры педагогики высшей школы и образовательного менеджмента Черкасского национального университета имени Богдана Хмельницкого (Черкассы, Украина).

Кулинич Марина Александровна, доктор культурологии, профессор кафедры английской филологии и межкультурной коммуникации Поволжской государственной социально-гуманитарной академии (Самара, Россия).

Ларшин Василий Петрович, доктор технических наук, профессор кафедры «Технология машиностроения» Одесского национального политехнического университета (Одесса, Украина).

Лодатко Евгений Александрович, доктор педагогических наук, доцент, профессор кафедры педагогики высшей школы и образовательного менеджмента Черкасского национального университета имени Богдана Хмельницкого (Черкассы, Украина).

Макаров Алексей Викторович, доктор технических наук, заведующий отделом материаловедения и лабораторией механических свойств Института физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук (Екатеринбург, Россия).

Морозова Алевтина Николаевна, доктор филологических наук, заведующий кафедрой английского языка и методики преподавания иностранных языков Поволжской государственной социально-гуманитарной академии (Самара, Россия).

Морозова Ирина Станиславовна, доктор психологических наук, профессор, заведующий кафедрой общей психологии и психологии развития Кемеровского государственного университета (Кемерово, Россия).

Наймарк Олег Борисович, доктор физико-математических наук, профессор, заведующий лабораторией «Физические основы прочности» Института механики сплошных сред Уральского отделения Российской академии наук (Пермь, Россия).

Носов Николай Васильевич, доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой «Технология машиностроения», декан факультета машиностроения и автомобильного транспорта Самарского государственного технического университета (Самара, Россия).

Орлова Людмила Викторовна, доктор социологических наук, профессор, заведующий кафедрой «Управление персоналом» Самарской академии государственного и муниципального управления (Самара, Россия).

Пилинский Александр Вениаминович, кандидат технических наук, доцент, MSME (Master of Science in Mechanical Engineering), менеджер компании «Реймер Металс Корпорейшн» (Лос-Анджелес, США).

Плахова Ольга Александровна, доктор филологических наук, доцент, профессор кафедры «Теория и методика преподавания иностранных языков и культур» Тольяттинского государственного университета (Тольятти, Россия).

Романов Алексей Евгеньевич, доктор физико-математических наук, главный научный сотрудник сектора теории твердого тела Физико-технического института имени А.Ф. Иоффе Российской академии наук, заведующий кафедрой светодиодных технологий Санкт-Петербургского национального исследовательского университета информационных технологий, механики и оптики (Санкт-Петербург, Россия).

Рубаник Василий Васильевич, член-корреспондент Национальной академии наук Беларуси, доктор технических наук, доцент Института технической акустики Национальной академии наук Беларуси (Витебск, Беларусь).

Старобинский Рудольф Натанович, доктор технических наук, профессор, научный консультант инженерного бюро «Prof. Starobinski. Silencers. Consulting and Engineering» (Гамбург, Германия).

Табачков Владимир Петрович, доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой «Металлорежущие станки и инструменты» Ульяновского государственного технического университета (Ульяновск, Россия).

Тарский Юрий Иванович, доктор социологических наук, профессор, заведующий кафедрой «Социология и социальная политика» Поволжского института управления имени П.А. Столыпина (Саратов, Россия).

Тарская Ольга Юрьевна, доктор социологических наук, доцент, профессор кафедры «Социология и социальная политика» Поволжского института управления имени П.А. Столыпина (Саратов, Россия).

Худобин Леонид Викторович, заслуженный деятель науки и техники РСФСР, доктор технических наук, профессор кафедры «Технология машиностроения» Ульяновского государственного технического университета (Ульяновск, Россия).

Шиняева Ольга Викторовна, доктор социологических наук, профессор, заведующий кафедрой «Политология, социология и связи с общественностью» Ульяновского государственного технического университета (Ульяновск, Россия).

Шишков Владимир Александрович, доктор технических наук, начальник технического отдела ООО «Рекар» (Тольятти, Россия).

Щербакова Галина Ивановна, доктор филологических наук, профессор, профессор кафедры «Журналистика» Тольяттинского государственного университета (Тольятти, Россия).

Эстрин Юрий Захарович, кандидат физико-математических наук, доктор естественных наук (Германия), почетный доктор РАН, профессор кафедры материаловедения Университета имени Монаша (Мельбурн, Австралия).

Явон Снежана Владимировна, доктор социологических наук, доцент, доцент кафедры «Социальные технологии» Поволжского государственного университета сервиса (Тольятти, Россия).

Ярыгин Анатолий Николаевич, доктор педагогических наук, профессор, профессор кафедры «Информатика и вычислительная техника» Тольяттинского государственного университета (Тольятти, Россия).

СОДЕРЖАНИЕ

ТЕХНИЧЕСКИЕ НАУКИ

ОБРАЗОВАНИЕ МАРТЕНСИТА 14М В МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ Ni-Al А.И. Валиуллин, В.В. Сагарадзе, Н.В. Катаева, В.И. Воронин.....	11
ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ Mg-Zn-Ca А.Ю. Виноградов, Е.В. Васильев, М.Л. Линдеров, Д.Л. Мерсон, Е.О. Ржевская.....	18
ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРИ РЕШЕНИИ ИНЖЕНЕРНЫХ ЗАДАЧ А.В. Гордеев, Н.Ю. Логинов.....	25
ПРИМЕНЕНИЕ ТОНКОСЛОЙНЫХ ПОЛИМЕРНЫХ ПОКРЫТИЙ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ И ВОССТАНОВЛЕНИИ ДЕТАЛЕЙ МАШИН Е.А. Кравцова, С.А. Феськов.....	31
ИССЛЕДОВАНИЕ И РАЗРАБОТКА ОЦЕНОЧНЫХ КРИТЕРИЕВ АКУСТИЧЕСКОГО КОМФОРТА АВТОТРАНСПОРТНЫХ СРЕДСТВ А.В. Краснов.....	37
ОЦЕНКА СТРОЕНИЯ ИЗЛОМОВ И СТРУКТУР В КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЯХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ КОМПЬЮТЕРИЗИРОВАННЫХ ПРОЦЕДУР А.В. Кудря, Э.А. Соколовская, Ле Хай Нинь, В.А. Траченко, С.В. Скородумов, К.Б. Папина, Чинь Хыу Чыонг.....	44
ИССЛЕДОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ИЗЛУЧЕНИЯ ПРОДУКТОВ СГОРАНИЯ ГАЗОГЕНЕРАТОРА В.А. Кузьмин, И.А. Заграй.....	53
ПОВЫШЕНИЕ МИКРОМЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ХРОМОНИКЕЛЕВОГО ЛАЗЕРНОГО ПОКРЫТИЯ ФИНИШНОЙ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКОЙ А.В. Макаров, Н.Н. Соболева, Р.А. Саврай, И.Ю. Малыгина.....	60
КОЛИЧЕСТВЕННЫЙ АНАЛИЗ ИЗЛОМОВ ПРИ ПОМОЩИ КОНФОКАЛЬНОЙ ЛАЗЕРНОЙ СКАНИРУЮЩЕЙ МИКРОСКОПИИ Е.Д. Мерсон, В.А. Данилов, Д.Л. Мерсон.....	68
ВЛИЯНИЕ ПЛОТНОСТИ ТОКА ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО НАВОДОРОЖИВАНИЯ НА КОНЦЕНТРАЦИЮ ДИФфуЗИОННО-ПОДВИЖНОГО ВОДОРОДА В НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ МАРКИ S235JR Е.Д. Мерсон, В.А. Полуянов, Д.Л. Мерсон, А.Ю. Виноградов.....	76
ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ЛАЗЕРНОЙ МОДИФИКАЦИИ НА СТРУКТУРУ, СВОЙСТВА И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ МЕЛКОРАЗМЕРНОГО ИНСТРУМЕНТА ИЗ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ P6M5 П.А. Огин, Д.Л. Мерсон, Л.А. Кондрашина, К.Я. Васькин.....	83
ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ЭФФЕКТИВНОЙ ТОЛЩИНЫ СЛОЯ, ЗАКАЛЕННОГО ТОКАМИ ВЫСОКОЙ ЧАСТОТЫ, ДЛЯ ДЕТАЛИ «ОСЬ ПРОМЕЖУТОЧНОЙ ШЕСТЕРНИ ЗАДНЕГО ХОДА» ПО РАСЧЕТНОЙ ПРОКАЛИВАЕМОСТИ СТАЛИ 45 О.К. Пирогов, Д.Л. Мерсон, В.П. Ахантьев.....	89

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ЛАБОРАТОРНОГО ЭКСПЕРИМЕНТА ПО ОЧИСТКЕ ПНЕЙ ГИБКИМИ РАБОЧИМИ ОРГАНАМИ ПЛОЩАДКОДЕЛАТЕЛЯ Е.В. Поздняков.....	95
МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АЗОТИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 04Х20Н6Г11М2АФБ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР ОТ –70 ДО +140 °С Р.А. Саврай, А.В. Макаров, Э.С. Горкунов, Н.Л. Печеркина, С.А. Роговая, А.Л. Осинцева, Г.Ю. Калинин, С.Ю. Мушникова.....	100
ГУМАНИТАРНЫЕ НАУКИ	
УЧАСТИЕ МОЛОДЕЖИ В СТАНОВЛЕНИИ ГРАЖДАНСКОГО ОБЩЕСТВА КАК ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ПРОБЛЕМА А.А. Бухнер.....	111
МЕХАНИЗМ СИСТЕМНОГО УПРАВЛЕНИЯ ИННОВАЦИОННЫМ РАЗВИТИЕМ И.А. Квасов.....	116
ВЕРБАЛИЗАЦИЯ СУБЪЕКТА В АКАДЕМИЧЕСКОМ ДИСКУРСЕ О.А. Крапивкина.....	121
НАШИ АВТОРЫ.....	125

CONTENT

TECHNICAL SCIENCES

14M MARTENSITE FORMATION IN MICROCRYSTALLINE NI-AL ALLOYS A.I. Valiullin, V.V. Sagaradze, N.V. Kataeva, V.I. Voronin.....	11
THE INFLUENCE OF EQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF MAGNESIUM Mg-Zn-Ca ALLOYS A.Yu. Vinogradov, E.V. Vasilev, M.L. Linderov, D.L. Merson, E.O. Rzhhevskaya.....	18
TECHNICAL PARAMETERS OPTIMIZATION WHILE SOLVING ENGINEERING PROBLEMS A.V. Gordeev, N.Y. Loginov.....	25
THE APPLICATION OF THIN POLYMERIC COATINGS WHEN PRODUCING AND REWORKING MACHINE PARTS E.A. Kravtsova, S.A. Feskov.....	31
RESEARCH AND DEVELOPMENT OF EVALUATION CRITERIA OF MOTOR VEHICLES ACOUSTIC COMFORT A.V. Krasnov.....	37
EVALUATION OF FRACTURES AND STRUCTURES MORPHOLOGY IN CONSTRUCTION STEELS USING THE COMPUTERIZED PROCEDURES A.V. Kudrya, E.A. Sokolovskaya, L.H. Ninh, V.A. Trachenko, S.V. Skorodumov, K.B. Papina, T.H. Chuong.....	44
THE ANALYSIS OF EMISSION CHARACTERISTICS OF GAS PRODUCER COMBUSTION PRODUCTS V.A. Kuzmin, I.A. Zagray.....	53
IMPROVING THE MICROMECHANICAL PROPERTIES AND WEAR RESISTANCE OF NICKEL-CHROMIUM LASER CLAD COATING USING FINISHING FRICTIONAL TREATMENT A.V. Makarov, N.N. Soboleva, R.A. Savrai, I.Yu. Malygina.....	60
THE QUANTITATIVE ANALYSIS OF FRACTURE USING THE CONFOCAL LASER SCANNING MICROSCOPY E.D. Merson, V.A. Danilov, D.L. Merson.....	68
THE INFLUENCE OF ELECTROLYTIC HYDROGEN CHARGING CURRENT DENSITY ON THE CONCENTRATION OF MOBILE HYDROGEN IN S235JR LOW-CARBON STEEL E.D. Merson, V.A. Poluyanov, D.L. Merson, A.Y. Vinogradov.....	76
THE INFLUENCE OF LASER MODIFICATION MODES ON THE STRUCTURE, PROPERTIES AND WEAR RESISTANCE OF SMALL-SIZED TOOL MADE OF HIGH-SPEED R6M5 STEEL P.A. Ogin, D.L. Merson, L.A. Kondrashina, K.Y. Vaskin.....	83
THE FORECASTING OF THE EFFECTIVE THICKNESS OF A TEMPERED BY HIGH FREQUENCY CURRENT LAYER FOR THE "REVERSE IDLER GEAR SHAFT" DETAIL ACCORDING TO THE 45 STEEL ESTIMATED HARDENABILITY O.K. Pirogov, D.L. Merson, V.P. Ahantev.....	89
METHODOLOGY OF THE PERFORMANCE OF LABORATORY EXPERIMENT ON THE STUMPS CLEANING USING THE WORKING BODY OF A PATCH-MAKER E.V. Pozdnyakov.....	95

MECHANICAL CHARACTERISTICS OF NITROGEN-CONTAINING AUSTENITIC 04KH20N6G11M2AFB STEEL UNDER STATIC TENSION AT TEMPERATURES FROM –70 TO +140 °C R.A. Savrai, A.V. Makarov, E.S. Gorkunov, N.L. Pecherkina, S.A. Rogovaya, A.L. Osintseva, G.Yu. Kalinin, S.Yu. Mushnikova.....	100
HUMANITIES	
INVOLVEMENT OF YOUTH INTO CIVIL SOCIETY DEVELOPMENT AS A THEORETICAL PROBLEM A.A. Bukhner.....	111
MECHANISM FOR SYSTEM MANAGEMENT OF INNOVATIVE DEVELOPMENT I.A. Kvasov.....	116
SUBJECT VERBALIZATION IN ACADEMIC DISCOURSE O.A. Krapivkina.....	121
OUR AUTHORS.....	125

**ТЕХНИЧЕСКИЕ
НАУКИ**

ОБРАЗОВАНИЕ МАРТЕНСИТА 14М В МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ Ni-Al
© 2015

А.И. Валиуллин, научный сотрудник

В.В. Сагарадзе, член-корреспондент РАН, доктор технических наук, профессор, главный научный сотрудник, научный руководитель отдела по направлению «Механические свойства металлов»

Н.В. Катаева, кандидат технических наук, старший научный сотрудник

В.И. Воронин, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник

Институт физики металлов имени М.Н. Михеева

Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург (Россия)

Ключевые слова: мартенситное превращение; мартенсит 14М, Ni-Al; высокотемпературный эффект памяти формы; быстрая кристаллизация из расплава.

Аннотация: Сплавы Ni-Al рассматриваются в качестве материалов с высокотемпературным эффектом памяти формы. Однако в крупнокристаллическом состоянии сплавы Ni-Al имеют низкую пластичность. Повысить пластичность сплавов можно путем измельчения зерна. Например, сверхбыстрой кристаллизацией на вращающийся барабан. Измельчение зерна приведет к диспергированию структуры.

В настоящей работе сделана попытка обнаружить мартенсит 14М в сплавах: Ni_{62,5}Al_{37,5}, Ni₆₄Al₃₆, Ni₆₅Al₃₅ и Ni₅₆Al₃₄Co₁₀ (ат. %), полученных методом спиннингования расплава на вращающийся стальной барабан. В результате скоростной кристаллизации были получены ленточные образцы толщиной 30 мкм и размером зерна 0,5–4 мкм. С помощью резистометрии определены температуры прямого и обратного мартенситных превращений во всех исследуемых сплавах. В сплавах Ni₆₅Al₃₅ и Ni₅₆Al₃₄Co₁₀ температуры мартенситного превращения удалось определить только с помощью быстрого нагрева со скоростью 75 °С/мин. Поскольку при медленном нагреве со скоростью 1–5 °С/мин происходит старение мартенсита с образованием фазы типа A₅B₃(Ni₅Al₃), что приводит к потере обратимости мартенситного превращения. Исследована структура сплавов с помощью трансмиссионной электронной микроскопии. Сплав Ni_{62,5}Al_{37,5} при T_{комн} находится в метастабильном аустенитном состоянии с решеткой B2. Сплавы Ni₆₄Al₃₆, Ni₆₅Al₃₅ и Ni₅₆Al₃₄Co₁₀ находятся в мартенситном состоянии при T_{комн}. В сплаве Ni₆₄Al₃₆ виден тонкопластинчатый мартенсит и остаточный аустенит. Структура в сплавах Ni₆₅Al₃₅ и Ni₅₆Al₃₄Co₁₀ состоит из пластинчатого мартенсита, лишённого внутреннего микродвойникования. По данным микродифракции, в трех сплавах мартенсит идентифицируется как мартенсит с решеткой L1₀. При помощи рентгенографического анализа в сплавах Ni₆₄Al₃₆ и Ni₆₅Al₃₅ обнаружено наличие небольшого количества 14М мартенсита наряду с основной мартенситной фазой L1₀ и остаточным аустенитом.

ВВЕДЕНИЕ

Сплавы Ni-Al могут испытывать мартенситное превращение B2↔L1₀ [1–9]. Температура мартенситного превращения в этих сплавах варьируется в широких пределах от –180 до +500 °С за счет изменения концентрации никеля [10]. Сплавы обладают прекрасной жаростойкостью [11], и это дает возможность получить на их основе материалы, обладающие высокотемпературным эффектом памяти формы (ВТЭПФ). Сдерживающим фактором в создании сплавов на основе Ni-Al с ВТЭПФ является их низкая пластичность в крупнокристаллическом состоянии [12; 13]. Кроме того, образование сверхструктурных фаз типа A₅B₃ (Ni₅Al₃) и A₂B (Ni₂Al) приводит к стабилизации β-матрицы по отношению к прямому или обратному мартенситному превращению, что затрудняет проявление ВТЭПФ [14–17]. Охрупчивание этих сплавов можно уменьшить путем измельчения зерна [18] и легированием третьим элементом [19]. В сплавах Ni-Al, в зависимости от состава, при охлаждении может образовываться два типа мартенсита: L1₀ или длиннопериодный 14М(7R) [6; 7; 9].

В представленной работе сделана попытка обнаружить мартенсит 14М в быстрозакристаллизованных из расплава (БЗР) сплавах Ni-Al.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В работе были исследованы быстрозакристаллизованные из расплава (БЗР) микрозернистые сплавы

Ni_{62,5}Al_{37,5}, Ni₆₄Al₃₆, Ni₆₅Al₃₅ и Ni₅₆Al₃₄Co₁₀ (ат. %), полученные методом спиннингования расплава на вращающийся стальной барабан. Образцы исследуемых сплавов представляли собой ленту шириной ~2 мм и толщиной ~30 мкм. Способ приготовления сплавов подробно описан в работе [20]. Введение кобальта было выбрано из следующих соображений. Кобальт замещает никель в обеих подрешетках упорядоченной B2-решетки, снижает стремление сверхстехиометрических атомов никеля к упорядочению в подрешетке алюминия [8] и заметно расширяет область гомогенности β-области в тройной системе Ni-Co-Al [21].

Резистометрическое исследование ленточных образцов проводилось потенциометрическим методом измерения электросопротивления.

Трансмиссионное электронно-микроскопическое (ТЭМ) исследование тонких фольг на просвет выполнено с помощью микроскопа JEM-200СХ.

Рентгеноструктурное исследование БЗР ленточных образцов выполнено на рентгеновской установке «Дрон-4» с медным катодом в излучении K_{α1,2}. Для определения параметров решетки использовалась программа FullProf.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Для определения температур мартенситного превращения (МП) в исследуемых сплавах использовался метод измерения электросопротивления. На рис. 1, 2

показано изменение относительного электросопротивления исследуемых сплавов при нагреве и охлаждении. Лента БЗР-сплава $Ni_{62,5}Al_{37,5}$ охлаждалась и нагревалась со средней скоростью 8 °С/мин. На кривой электросопротивления при отрицательных температурах (рис. 1) видны перегибы, характерные для термоупругих прямого и обратного мартенситных превращений. Методом касательных определены температуры начала и конца прямого и обратного мартенситных превращений в разных сплавах Ni-Al (см. табл. 1).

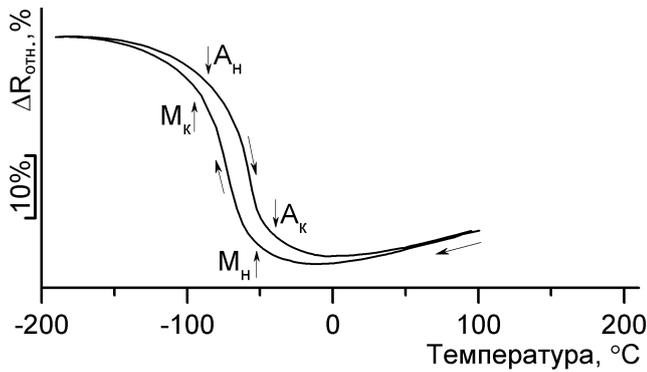


Рис. 1. Температурная зависимость электросопротивления для БЗР-сплава $Ni_{62,5}Al_{37,5}$ при нагреве и охлаждении

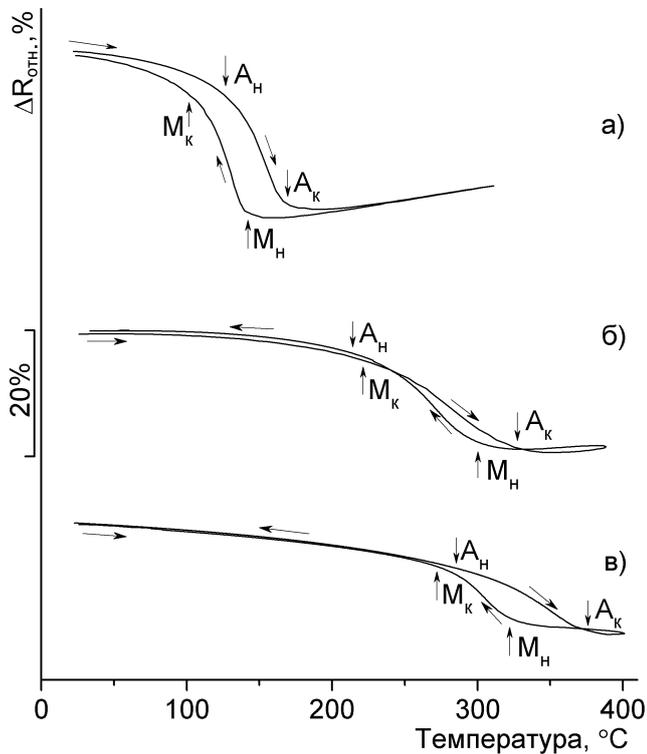


Рис. 2. Температурная зависимость электросопротивления для БЗР сплавов при нагреве и охлаждении: а – $Ni_{64}Al_{36}$; б – $Ni_{65}Al_{35}$, в – $Ni_{56}Al_{34}Co_{10}$

С увеличением содержания никеля в мартенситных сплавах Ni-Al увеличивается температура МП [10].

В БЗР-сплаве $Ni_{64}Al_{36}$ «перегибы» на кривой электросопротивления, характерные для МП, появляются и в области положительных температур (рис. 2 а). При нагреве со скоростью 5 °С/мин до 300 °С, а затем охлаждении обратное и прямое мартенситное превращение полностью обратимо.

Таблица 1. Температуры мартенситного превращения в БЗР-сплавах

Сплав	$M_H, ^\circ C$	$M_K, ^\circ C$	$A_H, ^\circ C$	$A_K, ^\circ C$
$Ni_{62,5}Al_{37,5}$	-52	-95	-85	-40
$Ni_{64}Al_{36}$	142	108	126	169
$Ni_{65}Al_{35}$	317	224	211	352
$Ni_{56}Al_{34}Co_{10}$	331	274	287	389

Ранее отмечалось [16], что во время медленного нагрева мартенситных сплавов Ni-Al с высокими температурами обратного МП происходит старение мартенсита с выделением фазы типа $A_5B_3(Ni_5Al_3)$, в результате чего нарушается обратимость мартенситного превращения. В своих предыдущих работах мы показали, что в БЗР-сплавах $Ni_{65}Al_{35}$ и $Ni_{56}Al_{34}Co_{10}$ при нагреве со скоростью 1–5 °С/мин происходит распад мартенсита ($L1_0 \rightarrow L1_0' + A_5B_3(Ni_5Al_3)$) [20; 22; 23]. В БЗР-сплаве $Ni_{65}Al_{35}$ наблюдается полная потеря обратимости МП, тогда как в БЗР-сплаве $Ni_{56}Al_{34}Co_{10}$ – частичная [20].

Для того чтобы определить температуры МП в БЗР-сплавах $Ni_{65}Al_{35}$ и $Ni_{56}Al_{34}Co_{10}$, ленточные образцы были нагреты со скоростью 75 °С/мин (рис. 2 б, в). Во время такого быстрого нагрева не успевают произойти старение мартенсита. Поэтому на кривой электросопротивления при нагреве и охлаждении появляются обычные, характерные для мартенситного превращения «перегибы». После охлаждения электросопротивление возвращается к прежнему значению. Таким образом, при очень быстром нагреве сохраняется обратимость мартенситных превращений. Получилось определить температуры прямого и обратного МП для обоих сплавов (см. табл. 1).

Определим типы мартенсита, образующегося в БЗР-сплавах Ni-Al.

После быстрой закалки из расплава сплавы кристаллизуются с размером зерна 0,5–4 мкм. Сплав $Ni_{62,5}Al_{37,5}$ остается в метастабильном аустенитном состоянии с решеткой B2 и имеет характерный «твидовый» контраст на электронно-микроскопических фотографиях, указывающий на предпереходное состояние (рис. 3 а). Остальные сплавы $Ni_{64}Al_{36}$, $Ni_{65}Al_{35}$, и $Ni_{56}Al_{34}Co_{10}$ претерпевают мартенситное превращение (см. рис. 3 б–е). По данным дифракции, этот мартенсит идентифицируется как мартенсит с решеткой $L1_0$. Мартенсит представляет собой пакеты плоскопараллельных мартенситных пластин с прямолинейными границами соприкосновения. Пластины находятся в двойниковой ориентации по плоскости $\{111\}_{L1_0}$. После быстрой закалки из расплава в зерне в большинстве случаев образуется только один пакет мартенситных пластин.

Как мы писали ранее [20], в наиболее пересыщенных по Ni и Co БЗР-сплавах $Ni_{65}Al_{35}$ и $Ni_{56}Al_{34}Co_{10}$ обычно формируются пакеты разнотолщинных

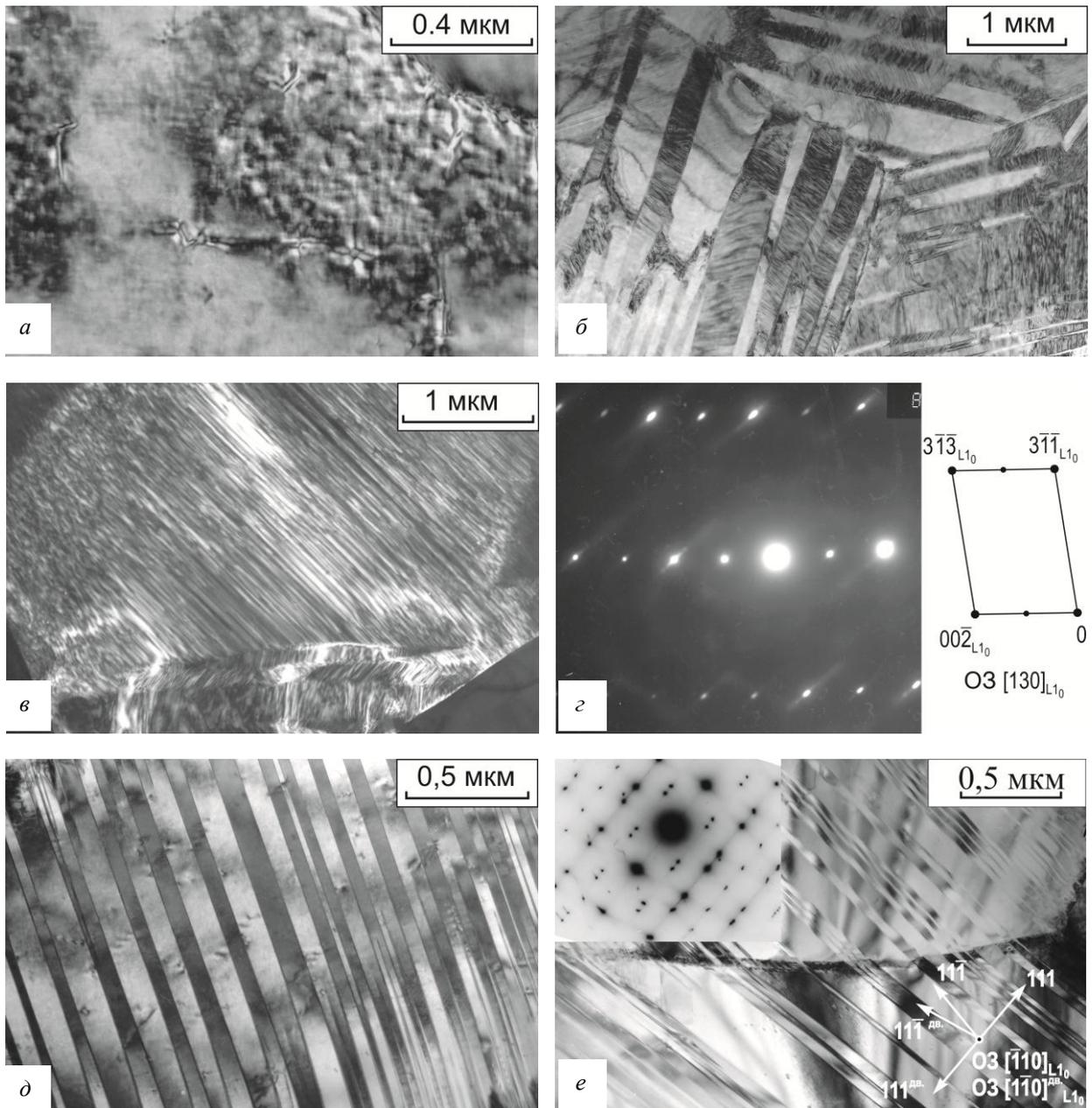


Рис. 3. Исходная структура БЗР-сплавов $Ni_{62,5}Al_{37,5}$ (а) и $Ni_{64}Al_{36}$ (б–г), $Ni_{65}Al_{35}$ (д), $Ni_{56}Al_{34}Co_{10}$ (е): а, б, д, е – светлопольные изображения; в – ТП-изображение в рефлексе $(001)L1_0$; г – микродифракция с участка (в) и схема ее расшифровки

(в интервале 50–150 нм) пластинок, лишенных внутреннего микродвойничкования (рис. 3 д, е). Иногда внутри более толстых пластинок можно видеть одиночные нерегулярные микродефекты (по-видимому, наследуемые от $B2$ -аустенита закалочные дислокации) и слабый твидоподобный дифракционный контраст (рис. 3 д, е). В БЗР-сплаве $Ni_{64}Al_{36}$, менее богатому по никелю, мартенситные пластины внутренне двойничкованы и наблюдаются участки остаточного аустенита (рис. 3 б). В этом сплаве встречаются также зерна со структурой тонкопластинчатого мартенсита, больше похожего на длиннопериодный мартенсит 14М (рис. 3 в). Однако на электроннограммах, полученных с локальных участков, не удается обнаружить характерные для такой решетки сверхструктурные рефлексы (рис. 3 г).

Для всех БЗР-сплавов было проведено рентгеноструктурное исследование (см. рис. 4), которое позволяет анализировать значительно большие области сплава, чем при ТЭМ-исследовании.

На рис. 4 а представлена рентгенограмма БЗР-сплава $Ni_{62,5}Al_{37,5}$. Рентгеновские линии представляют собой узкие пики. При больших углах 2θ появляется дублет, связанный с $K_{\alpha 1}$ и $K_{\alpha 2}$ излучением Cu . На рентгенограмме присутствуют линии только одной фазы с упорядоченной решеткой $B2$. Определен параметр решетки $B2$, равный $a=2,8584 \text{ \AA}$ (см. табл. 2).

В сплаве $Ni_{64}Al_{36}$ количество рентгеновских пиков на рентгенограмме увеличилось (рис. 4 б) по сравнению со сплавом $Ni_{62,5}Al_{37,5}$. Анализ рентгенограммы показал, что большая часть линий принадлежит мартенситной

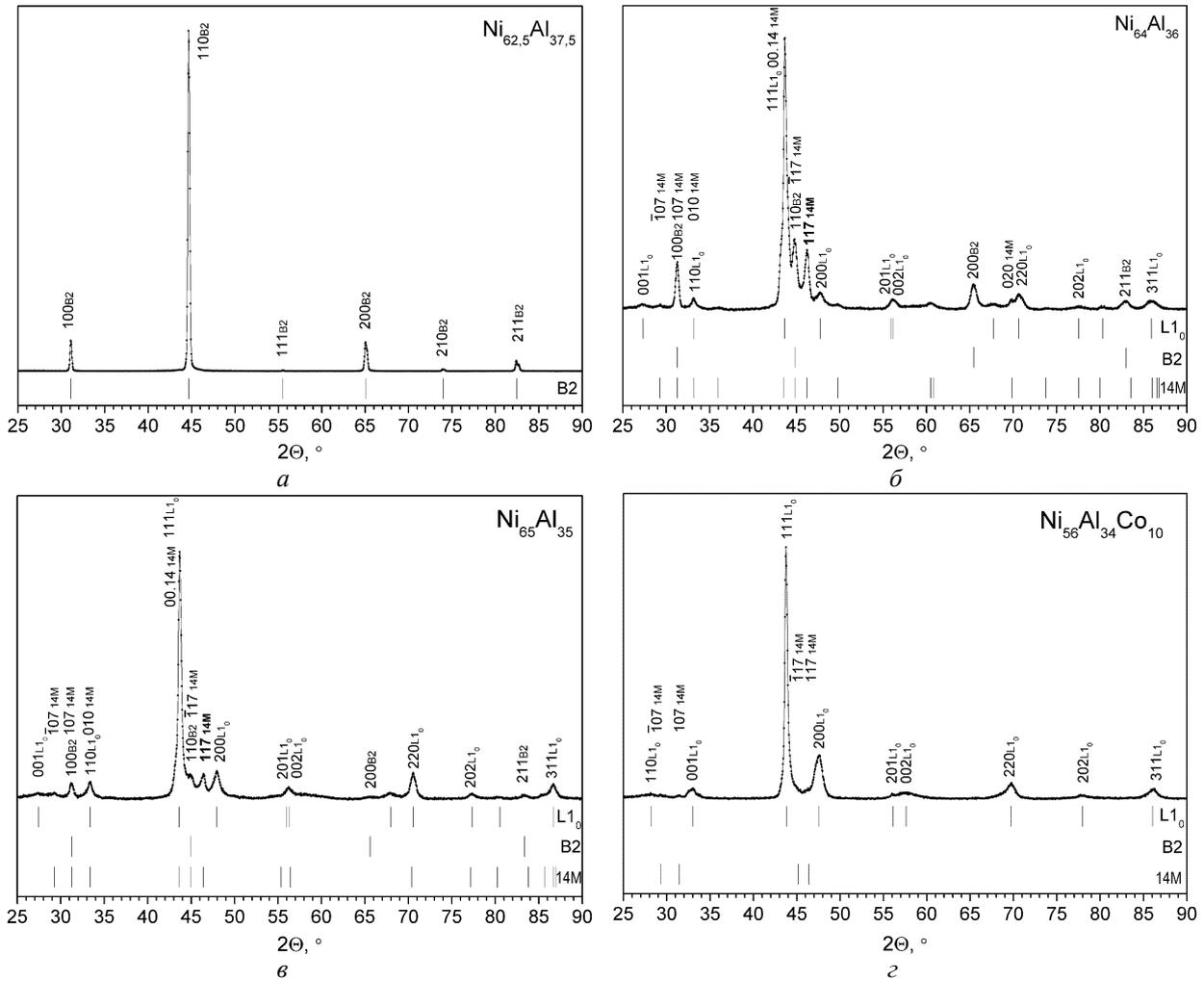


Рис. 4. Рентгенограммы БЗР-сплавов в исходном состоянии:
 а – $Ni_{62,5}Al_{37,5}$, б – $Ni_{64}Al_{36}$, в – $Ni_{65}Al_{35}$, г – $Ni_{56}Al_{34}Co_{10}$

Таблица 2. Параметры решетки сплавов по данным рентгеноструктурного исследования

Сплав	L10			B2	14M, расчет		
	a, Å	c, Å	c/a		a, Å	b, Å	β , °
$Ni_{62,5}Al_{37,5}$	-	-	-	2,8584	-	-	-
$Ni_{64}Al_{36}$	3,7883	3,2459	0,8568	2,8449	4,2085	2,6787	94,73
$Ni_{65}Al_{35}$	3,7742	3,2499	0,8610	2,8369	4,2053	2,6688	94,85
$Ni_{56}Al_{34}Co_{10}$	3,8083	3,1926	0,8383	-	-	-	-

фазе $L1_0$. Однако на рентгенограмме присутствуют и другие пики, которые не принадлежат $L1_0$. Часть таких линий можно интерпретировать как отражения от остаточного аустенита со сверхструктурной решеткой $B2$ (это линии 100, 110, 200, 211). Можно сравнить интенсивности этих линий с интенсивностью пиков для сплава $Ni_{62,5}Al_{37,5}$. Видно, что соотношение пиков $B2$ в БЗР-сплавах $Ni_{64}Al_{36}$ и $Ni_{62,5}Al_{37,5}$ при данных условиях съемки разное. Причина этого, скорее всего, различное текстурованное состояние, а также, возможно, появление отражений от дополнительных фаз с совпадающими линиями. Слева от линии $(200)L1_0$ располагается достаточно сильная линия, которая не относится

к $B2$ или $L1_0$ фазам. Известно, что в крупнокристаллических сплавах на основе Ni-Al возможно образование периодической структуры $14M$ (или $7R$) [6; 7; 9]. Параметры $14M$ решетки были рассчитаны из определенных в настоящей работе параметров решетки $L1_0$ (см. табл. 2) в соответствии с [9; 24; 25]. Сильная линия между двумя сильными пиками $(110)B2$ и $(200)L1_0$ совпадает с интенсивной линией $(117)_{14M}$ для мартенсита $14M$ на рассчитанном рентгеновском профиле. Присутствие сильной линии $(117)_{14M}$ позволяет говорить о наличии $14M$ мартенсита. Это единственная интенсивная линия, не совпадающая с отражениями от $L1_0$ и $B2$, которая также обнаружена в работе [17] в сплавах Ni-Al. Часть

пиков от 14М мартенсита совпадает с отражениями от В2: это линии (107)14М и (100)_{В2}, (-117)14М и (110)_{В2}. Другая часть пиков от 14М совпадает с линиями от L1₀: это (010)14М и (110)L1₀, (0.0.14)14М и (111)L1₀. Имеются и другие отражения фазы 14М, совпадающие с рефлексами L1₀ и В2 фаз. Таким образом, на экспериментальной рентгенограмме достаточно трудно разделить фазы 14М, В2 и L1₀, но их присутствие наиболее вероятно. Линии 200_{В2} и 211_{В2} также присутствуют на рентгенограмме. Линия 211_{В2} не совпадает с другими линиями фаз (L1₀ и 14М). Другими словами, небольшое количество аустенитной В2 фазы имеется в БЗР-сплаве Ni₆₄Al₃₆. При ТЭМ-анализе обнаруживается преобладающая фаза L1₀.

Рентгеновские профили БЗР-сплавов Ni₆₅Al₃₅ и Ni₆₄Al₃₆ похожи (рис. 4 б, в). Однако интенсивности линий от фазы В2 в сплаве Ni₆₅Al₃₅ уменьшились почти в 2 раза. Это относится к линиям (100)_{В2}, (110)_{В2} и (200)_{В2}, что свидетельствует об уменьшении объемной доли непревращенной аустенитной фазы в сплаве с большим содержанием Ni. При угле 2Θ~46° на рентгенограмме наблюдается линия, которая не относится к L1₀, или В2, как и в сплаве Ni₆₄Al₃₆. Рассчитав параметры 14М мартенсита, удалось идентифицировать этот пик. Это линия – отражение от мартенсита со структурой 14М. Объемная доля мартенсита 14М уменьшилась, если сравнивать со сплавом Ni₆₄Al₃₆. Определить точно объемные доли В2 фазы и 14М мартенсита достаточно трудно из-за наличия текстуры в БЗР-сплаве, малой интенсивности линий, а самое главное – наложения отражений от L1₀, В2 и 14М.

В БЗР-сплаве Ni₅₆Al₃₄Co₁₀ рентгенографический профиль сильно отличается от сплавов Ni₆₄Al₃₆ и Ni₆₅Al₃₅. Количество пиков уменьшилось, линии уширены. Расшировка рентгенограммы показала присутствие линий мартенсита L1₀. Сильные линии (111)L1₀ и (200)L1₀ имеют небольшое уширение у основания рентгеновских пиков. Уширение может быть связано с образованием небольшого количества второй мартенситной фазы 14М. Линии (200)_{В2} и (211)_{В2} не обнаружены. Таким образом, БЗР-сплав Ni₅₆Al₃₄Co₁₀ находится полностью в мартенситном состоянии с основной фазовой составляющей мартенсит L1₀.

В литературе ранее сообщалось, что в мартенситном БЗР-сплаве Ni₆₅Al₃₅ в зерне возможна ликвация по химическому составу, а в структуре обнаружен тонкопластинчатый мартенсит [26]. Данные рентгеноструктурного исследования в настоящей работе подтверждают, что в БЗР-сплавах Ni₆₄Al₃₆ и Ni₆₅Al₃₅ наряду с преобладающей фазой L1₀ мартенсита в структуре наблюдается небольшое количество остаточной аустенитной фазы В2 и мартенсита 14М. Сплав, легированный кобальтом, Ni₅₆Al₃₄Co₁₀ находится полностью в мартенситном состоянии L1₀.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Изменение содержания никеля от 64 до 65 ат. % в сплавах Ni-Al, а также введение кобальта позволяет получить высокотемпературный эффект памяти формы (ВТЭПФ) при реализации обратимых мартенситных превращений при повышенных температурах (250–370 °С).

В БЗР-сплавах Ni₆₄Al₃₆ и Ni₆₅Al₃₅ с помощью рентгенографического анализа обнаружено наличие небольшого количества 14М мартенсита наряду с основной мартенситной фазой L1₀ и остаточным аустенитом.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Структура» № 01201463331 (проект № 15-9-2-16).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Литвинов В.С., Зеленин Л.П., Шкляр Р.Ш. Бездиффузионное превращение в Ni-Al сплавах с решеткой хлористого цезия // Физика металлов и материаловедение. 1971. Т. 31. № 1. С. 138–142.
2. Enami K., Nenno S. Memory effect in Ni-36.8 at. Pct Al martensite // Metallurgical Transactions. 1971. Vol. 2. № 5. P. 1487–1490.
3. Шкляр Р.Ш., Литвинов В.С., Панцырева Е.Г. Высокотемпературное рентгеноструктурное исследование фазовых превращений в сплаве Ni-Al // Физика металлов и материаловедение. 1971. Т. 32. № 1. С. 181–194.
4. Au Y.K., Wayman C.M. Thermoelastic behavior of the martensitic transformation in β' NiAl alloys // Scripta Metallurgica. 1972. Vol. 6. № 12. P. 1209–1214.
5. Архангельская А.А., Богачев И.Н., Литвинов В.С., Панцырева Е.Г. Фазовые превращения в сплавах никель-алюминий с решеткой хлористого цезия // Физика металлов и материаловедение. 1972. Т. 34. № 3. С. 541–546.
6. Chakravorty S., Wayman C.M. The thermoelastic martensitic transformation in β' Ni-Al alloys: II. Electron microscopy // Metallurgical Transactions A. 1976. Vol. 7. № 4. P. 569–582.
7. Enami K., Nagasawa A., Nenno S. On the premartensitic transformation in the Ni-Al β₁ alloy: Reply to the comment by A. Lasalmonie // Scripta Metallurgica. 1978. Vol. 12. № 3. P. 223–226.
8. Литвинов В.С., Архангельская А.А. Мартенситное превращение в β-сплавах Ni-Co-Al // Физика металлов и материаловедение. 1977. Т. 44. № 4. С. 826–833.
9. Martynov V.V., Enami K., Khandros L.G., Tkachenko A.V., Nenno S. Stress-induced martensitic transformation and a new 7-layer martensite phase in the 63.1Ni-Al alloy // Journal De Physique. 1982. Vol. 43. № 12. P. c4.659–c4.660.
10. Khadkikar P.S., Locci I.E., Vedula K., Michal G.M. Transformation to Ni₅Al₃ in a 63.0 At. Pct Ni-Al alloy // Metallurgical Transactions A. 1993. Vol. 24. № 1. P. 83–94.
11. Гузанов Б.Н., Косицын С.В., Пугачева Н.Б. Упрочняющие защитные покрытия в машиностроении. Екатеринбург: УрО РАН, 2003. 241 с.
12. Корнилов И.И. Металлиды – новая основа жаропрочных материалов // Металловедение и термическая обработка металлов. 1967. № 11. С. 3–12.
13. Вестбрук Д.М. Исследования и перспективные применения интерметаллических соединений // Металловедение и термическая обработка металлов. 1971. № 4. С. 74–80.
14. Литвинов В.С., Архангельская А.А. Упорядочение никель-алюминиевого мартенсита // Физика

- металлов и материаловедение. 1977. Т. 43. № 5. С. 1044–1051.
15. Enami K., Nenno S. New Ordered Phase in Tempered 63.8Ni-1Co-Al Martensite // Transactions of the Japan Institute of Metals. 1978. Vol. 19. № 10. P. 571–580.
 16. Kennon N.F., Dunne D.P., Zhu J.H. Effect of precipitation on martensitic transformation and shape memory behaviour in rapidly solidified Ni₆₆Al₃₄ // Journal de physique IV. 1995. № 5. P. c8-1041–c8-1046.
 17. Potapov P.L., Song S.Y., Udovenko V.A., Prokoshkin S.D. X-ray Study of Phase Transformation in Martensitic Ni-Al Alloy // Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science. 1997. Vol. 28. № 5. P. 1133–1142.
 18. Столофф Н.С., Дэвис Р.Г. Механические свойства упорядочивающихся сплавов. М.: Металлургия, 1969. 113 с.
 19. Грейль Е.М. Механические свойства металлических соединений. М.: Металлургиздат, 1962. 300 с.
 20. Косицын С.В., Валиуллин А.И., Катаева Н.В., Косицына И.И. Исследование микрокристаллических сплавов на основе моноалюминид никеля с высокотемпературным термоупругим мартенситным превращением. 1. Резистометрия сплавов Ni-Al и Ni-Al-X (X= Co, Si, Cr) // Физика металлов и металловедение. 2006. Т. 102. № 4. С. 418–432.
 21. Поварова Л.Б., Филин С.А., Масленков С.Б. Фазовые равновесия с участием β-фазы в системах Ni-Al-Me (Me-Co, Fe, Mn, Cu) при 900 и 1100°C // Металлы. 1993. № 1. С. 191–205.
 22. Косицын С.В., Валиуллин А.И., Катаева Н.В., Косицына И.И. Исследование микрокристаллических сплавов на основе моноалюминид никеля с высокотемпературным термоупругим мартенситным превращением. 2. Построение изотермических диаграмм распада пересыщенного твердого раствора сплавов Ni₆₅Al₃₅ и Ni₅₆Al₃₄Co₁₀ // Физика металлов и материаловедение. 2006. Т. 102. № 4. С. 433–447.
 23. Катаева Н.В., Валиуллин А.И., Косицын С.В. Влияние распада пересыщенного β- твердого раствора в быстрозакристаллизованных из расплава Ni₆₅Al₃₅ и Ni₅₆Al₃₄Co₁₀ на обратимость мартенситного превращения // Физика металлов и материаловедение. 2009. Т. 107. № 3. С. 278–286.
 24. Noda Y., Shapiro S.M., Shirane G., Yamada Y., Tanner L.E. Martensitic transformation of a Ni-Al alloy. I. Experimental results and approximate structure of the seven-layered phase // Physical Review B. 1990. Vol. 42. № 16. P. 10397–10404.
 25. Murakami Y., Otsuka K., Hanada S., Watanabe S. Self-accommodation and morphology of 14M (7R) martensites in an Ni-370at. %Al alloy // Materials Science and Engineering A. 1994. Vol. 189. № 1-2. P. 191–199.
 26. Potapov P.L., Ochin P., Pons J., Schryvers D. Nanoscale inhomogeneities in melt-spun Ni-Al // Acta materialia. 2000. Vol. 48. № 15. P. 3833–3845.
 2. Enami K., Nenno S. Memory effect in Ni-36.8 at. Pct Al martensite. *Metallurgical Transactions*, 1971, vol. 2, no. 5, pp. 1487–1490.
 3. Shklyar R.Sh., Litvinov V.S., Pantsyreva E.G. High-temperature X-ray diffraction analysis of phase transformations in Ni-Al alloys. *Fizika metallov i materialovedenie*, 1971, vol. 32, no. 1, pp. 181–194.
 4. Au Y.K., Wayman C.M. Thermoelastic behavior of the martensitic transformation in β' NiAl alloys. *Scripta Metallurgica*, 1972, vol. 6, no. 12, pp. 1209–1214.
 5. Arkhangel'skaya A.A., Bogachev I.N., Litvinov V.S., Pantsyreva Ye.G. Phase transformations in nickel-aluminium alloys with a caesium chloride lattice. *Physics of Metals and Metallography*, 1972, vol. 34, no. 3, pp. 89–94.
 6. Chakravorty S., Wayman C.M. The thermoelastic martensitic transformation in β' Ni-Al alloys: II. Electron microscopy. *Metallurgical Transactions A*, 1976, vol. 7, no. 4, pp. 569–582.
 7. Enami K., Nagasawa A., Nenno S. On the premartensitic transformation in the Ni-Al β₁ alloy: Reply to the comment by A. Lasalmonie. *Scripta Metallurgica*, 1978, vol. 12, no. 3, pp. 223–226.
 8. Litvinov V.S., Arkhangel'skaya A.A. Martensitic transformation in beta alloys of Ni-Co-Al. *Physics of Metals and Metallography*, 1977, vol. 44, no. 4, pp. 131–137.
 9. Martynov V.V., Enami K., Khandros L.G., Tkachenko A.V., Nenno S. Stress-induced martensitic transformation and a new 7-layer martensite phase in the 63.1Ni-Al alloy. *Journal de Physique*, 1982, vol. 43, no. 12, pp. c4.659–c4.660.
 10. Khadkikar P.S., Locci I.E., Vedula K., Michal G.M. Transformation to Ni₅Al₃ in a 63.0 At. Pct Ni-Al alloy. *Metallurgical Transactions A*, 1993, vol. 24, no. 1, pp. 83–94.
 11. Guzanov B.N., Kositsyn S.V., Pugacheva N.B. *Uprochnyayushchie zashchitnye pokrytiya v mashinostroenii* [Strengthening protection coatings in machine industry]. Ekaterinburg, UrO RAN Publ., 2003. 241 p.
 12. Kornilov I.I. Intermetallic compounds—A new base for heat-resisting materials. *Metal Science and Heat Treatment*, 1967, vol. 9, no. 11, pp. 802–809.
 13. Vestbruk D.M. Research and prospective application of intermetallic compounds. *Metallvedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 1971, no. 4, pp. 74–80.
 14. Litvinov V.S., Arkhangel'skaya A.A. Ordering of nickel-aluminium martensite. *Physics of Metals and Metallography*, 1977, vol. 43, no. 5, pp. 127–133.
 15. Enami K., Nenno S. New Ordered Phase in Tempered 63.8Ni-1Co-Al Martensite. *Transactions of the Japan Institute of Metals*, 1978, vol. 19, no. 10, pp. 571–580.
 16. Kennon N.F., Dunne D.P., Zhu J.H. Effect of precipitation on martensitic transformation and shape memory behaviour in rapidly solidified Ni₆₆Al₃₄. *Journal de physique IV*, 1995, no. 5, pp. c8-1041–c8-1046.
 17. Potapov P.L., Song S.Y., Udovenko V.A., Prokoshkin S.D. X-ray Study of Phase Transformation in Martensitic Ni-Al Alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 1997, vol. 28, no. 5, pp. 1133–1142.
 18. Stoloff N.S., Davies R.G. *Mekhanicheskie svoystva uporyadochivayushchikh spлавov* [The Mechanical

REFERENCES

1. Litvinov V.S., Zelenin L.P., Shklyar R.Sh. Diffusionless transformation in Ni-Al alloys with cesium chloride lattice. *Fizika metallov i materialovedenie*, 1971, vol. 31, no. 1, pp. 138–142.

- Properties of Ordered Alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1969. 113 p.
19. *Mekhanicheskie svoystva metallicheskih soedineniy* [Mechanical properties of intermetallic compounds]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1962. 300 p.
 20. Kositsyn S.V., Valiullin A.I., Kataeva N.V., Kositsyna I.I. Investigation of Microcrystalline NiAl-Based Alloys with High-Temperature Thermoelastic Martensitic Transformation: I. Resistometry of the Ni-Al and Ni-Al-X (X = Co, Si, or Cr) Alloys. *Physics of metals and metallography*, 2006, vol. 102, no. 4, pp. 406–420.
 21. Povarova K.B., Filin S.A., Maslenko S.B. Phase equilibria in the Ni-Al-Me (Me-Co, Fe, Mn, Cu) systems in vicinity of β -phase at 900 and 11000° C. *Izvestia Akademii nauk SSSR. Metally*, 1993, no. 1, pp. 191–205.
 22. Kositsyn S.V., Valiullin A.I., Kataeva N.V., Kositsyna I.I. Investigation of Microcrystalline NiAl-Based Alloys with High-Temperature Thermoelastic Martensitic Transformation: II. Construction of Isothermal Diagrams of Decomposition of a Supersaturated β Solid Solution of Ni₆₅Al₃₅ and Ni₅₆Al₃₄Co₁₀ Alloys. *Physics of Metals and Metallography*, 2006, vol. 102, no. 4, pp. 406–420.
 23. Kataeva N.V., Laliullin A.I., Kositsyn S.V. Effect of the decomposition of the supersaturated β solid solution in melt-quenched Ni₆₅Al₃₅ and Ni₅₆Al₃₄Co₁₀ alloys on the reversibility of the martensitic transformation. *Physics of metals and metallography*, 2009, vol. 107, no. 3, pp. 262–269.
 24. Noda Y., Shapiro S.M., Shirane G., Yamada Y., Tanner L.E. Martensitic transformation of a Ni-Al alloy. I. Experimental results and approximate structure of the seven-layered phase. *Physical Review B*, 1990, vol. 42, no. 16, pp. 10397–10404.
 25. Murakami Y., Otsuka K., Hanada S., Watanabe S. Self-accommodation and morphology of 14M (7R) martensites in an Ni-370at. %Al alloy. *Materials Science and Engineering A*, 1994, vol. 189, no. 1-2, pp. 191–199.
 26. Potapov P.L., Ochinnikov P., Pons J., Schryvers D. Nanoscale inhomogeneities in melt-spun Ni-Al. *Acta materialia*, 2000, vol. 48, no. 15, pp. 3833–3845.

14M MARTENSITE FORMATION IN MICROCRYSTALLINE NI-AL ALLOYS

© 2015

A.I. Valiullin, researcher

V.V. Sagradze, corresponding member, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, chief researcher, research head of department of Mechanical properties of metals

N.V. Kataeva, PhD (Engineering), senior researcher

V.I. Voronin, PhD (Physics and Mathematics), senior researcher

M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Yekaterinburg (Russia)

Keywords: martensitic transformation; 14M martensite; Ni-Al; high-temperature shape memory effect; rapid crystallization from liquid alloy.

Abstract: Ni-Al alloys are considered the materials with high-temperature shape memory effect. However, being in coarse-crystalline state, Ni-Al alloys have low ductility. By performing grain refinement, it is possible to improve the alloys ductility. For example, it is possible to use the ultrarapid crystallization on revolving drum. The grain refinement will cause the structure dispersion.

In this paper, the authors made an attempt to detect a 14M martensite in Ni-Al alloys - Ni_{62,5}Al_{37,5}, Ni₆₄Al₃₆, Ni₆₅Al₃₅ and Ni₅₆Al₃₄Co₁₀ (at. %) - produced by melt spinning on the revolving steel drum.

Tape samples having thickness of 30 μ m and the grain-size of 0.5–4 μ m were produced in the result of rapid crystallization. Using the resistometric measurement, the authors determined the temperatures of the direct and the reverse martensitic transformations in all alloys under examination. The authors could determine the martensitic transformation temperatures in Ni₆₅Al₃₅ and Ni₅₆Al₃₄Co₁₀ alloys only with the help of rapid heat at the rate of 75 °C/min, as during the slow heat at the rate of 1–5 °C/min the maraging with the A₅B₃(Ni₅Al₃) type phase takes place, which causes the loss of martensitic transformation reversibility. The alloys' structure is studied with the help of transmission electron microscopy. At room temperature, Ni_{62,5}Al_{37,5} alloy stays in metastable austenitic condition with B2 lattice and Ni₆₄Al₃₆, Ni₆₅Al₃₅ and Ni₅₆Al₃₄Co₁₀ alloys go through martensitic transformation. The structure in Ni₆₅Al₃₅ and Ni₅₆Al₃₄Co₁₀ alloys consists of plate martensite depleted of inner fine-scale twinning, whilst the Ni₆₄Al₃₆ alloy structure consists of thin-plate martensite and retained austenite. According to the microdiffraction data, martensite in three alloys is recognized as martensite with L1₀ lattice. Using the radiographic analysis, the authors determined in Ni₆₄Al₃₆ and Ni₆₅Al₃₅ alloys a small amount of 14M martensite as well as the major martensitic L1₀ phase and the retained austenite.

ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ Mg-Zn-Ca

© 2015

А.Ю. Виноградов, доктор технических наук, кандидат физико-математических наук,
замдиректора Научно-исследовательского института прогрессивных технологий

Е.В. Васильев, младший научный сотрудник Научно-исследовательского института прогрессивных технологий

М.Л. Линдеров, младший научный сотрудник Научно-исследовательского института прогрессивных технологий

Д.Л. Мерсон, доктор физико-математических наук, профессор,

директор Научно-исследовательского института прогрессивных технологий

Е.О. Ржевская, младший научный сотрудник Научно-исследовательского института прогрессивных технологий
Тольяттинский государственный университет, Тольятти (Россия)

Ключевые слова: магниевые сплавы; биосовместимость; механические свойства; микроструктура.

Аннотация: Система Mg-Zn-Ca является одной из наиболее перспективных среди магниевых сплавов, рассматриваемых для потенциального применения в качестве медицинских имплантатов, в связи с его близким к идеальному отношением прочности к плотности при очень хорошей биосовместимости. Однако, несмотря на значительный прогресс в разработке биосовместимых магниевых сплавов, их технологическая пластичность до сих пор остается недостаточной, а многие их свойства – неизученными. С целью повышения пластичности в последнее время активно развиваются многочисленные методы управления структурой путем измельчения зерна и создания специального распределения избыточных фаз, основанные на применении термомеханической обработки, включающей интенсивную пластическую деформацию. В данной работе было исследовано влияние интенсивной пластической деформации методом равноканального углового прессования на структуру и свойства магниевых сплавов Mg-4Zn-0,16Ca и Mg-4Zn-0,56Ca.

Установлено, что увеличение содержания кальция в исходном состоянии ведет к увеличению объемной доли вторичных фаз. При этом в выделениях избыточных фаз содержатся повышенные концентрации основных легирующих элементов сплава – цинка и кальция.

После равноканального углового прессования даже при относительно высокой гомологической температуре деформации не удается получить однородную рекристаллизованную микроструктуру. Полученная микроструктура бимодальна, и в ней наряду с относительно мелкими зернами присутствуют крупные нерекристаллизованные. Отмечаем, что для сплава Mg-4Zn-0,56Ca удалось достичь значительного повышения механических характеристик на растяжение до уровня лучших высокопрочных сплавов данного класса, что объясняется особенностями бимодальной структуры и, вероятно, особенностями кристаллографической текстуры.

ВВЕДЕНИЕ

В хирургической практике лечения переломов для создания временных конструкций преимущественно используются имплантаты из титановых сплавов или нержавеющей стали. Обладая достаточной механической прочностью, конструкции из указанных материалов могут отрицательно влиять как на костную ткань, так и на организм человека из-за наличия в составе сплавов токсичных для организма элементов (например, никеля в нержавеющей стали 316L или алюминия в сплаве Ti-6Al-4V). Негативным является и то, что после консолидации перелома необходимо повторное оперативное вмешательство по удалению металлоконструкции. Таким образом, и тот, и другой материал не обладают удовлетворительными биосовместимостью и резорбируемостью. В связи с этим в медицине все больший интерес к себе привлекают магний и его сплавы, обладающие высочайшей структурной эффективностью: идеальным отношением прочности к плотности при очень хорошей биосовместимости. Магний является уникальным материалом для медицинского применения еще и потому, что он способен постепенно резорбировать, но при этом обеспечивать заданный уровень механических характеристик в течение всего периода остеосинтеза [1; 2]. Масштабные исследования по применению магниевых сплавов в медицине начались в 90-х годах XX столетия на фо-

не развития новых технологий и появления новых сплавов [3–5].

Биомедицинские магниевые сплавы используются в качестве винтов, штифтов и костных имплантатов и поэтому должны обладать достаточным уровнем механических свойств [5; 6]: относительная деформация до разрушения не хуже 15 % при прочности на растяжение ≥ 250 МПа (см., например, требования к материалам для васкулярных стентов [7]). Высокоочищенный магний хотя и обладает относительно высокой коррозионной стойкостью и прекрасной биосовместимостью, но не может похвастаться ни хорошей прочностью, ни достаточной пластичностью [8] (деформируемостью), что делает невозможным его практическое применение. Поэтому легирование магния является просто необходимым шагом для повышения его механических и биокоррозионных свойств. Выбор легирующих элементов имеет решающее значение, т. к. именно от них зависит весь комплекс физико-химических и биомедицинских свойств.

В настоящем исследовании в качестве легирующих элементов выбраны кальций и цинк, т. к. система Mg-Zn-Ca является одной из наиболее перспективных для производства биорезорбируемых имплантатов. Действительно, легирование Zn и Ca не только улучшает твердость магниевых сплавов и тем самым обеспечивает необходимую поддержку поврежденной

ткани/кости [6; 9], но эти элементы являются еще и нетоксичными (могут быть даже полезными) для человеческого организма. Цинк служит одним из наиболее распространенных диетологических компонентов и кофактором для специфических ферментов в костной ткани [10]. Кальций также является важнейшим элементом в человеческом организме и основным компонентом в человеческой кости [6]. Именно поэтому Zn и Ca хорошо биосовместимы, а система Mg-Zn-Ca привлекает повышенное внимание исследователей. Zn является эффективной добавкой для улучшения механических свойств магниевых сплавов [11]. Причем на механическое поведение бинарных Mg-Zn сплавов сильное влияние оказывает размер зерна и дисперсность вторичных фаз. При небольших концентрациях (до 2 %) Zn равномерно распределяется в матрице, т. е. увеличивает пороговое напряжение скольжения дислокаций по базисной плоскости и тем самым существенно повышает механическую прочность. Увеличение доли границ зерен за счет измельчения зерна также препятствует движению дислокаций и повышает прочностные характеристики. Механические свойства Mg-Zn сплавов в литом состоянии не слишком велики, но благодаря горячей механической обработке, например экструзии, можно существенно повысить все механические характеристики. Добавление Ca в матрицу Mg улучшает температурную стабильность, сопротивление ползучести и высокотемпературную прочность за счет наличия мелкодисперсной Mg₂Ca фазы [12]. Кроме того, добавка Ca существенно улучшает коррозионную стойкость магниевых сплавов, что особенно важно для биомедицинских приложений. Влияние кальция на механические свойства неоднозначно. Хотя условный предел текучести и повышается с примерно 30–35 МПа для чистого магния до примерно 95 МПа у Mg-0,9Ca, относительное удлинение сокращается с 10–12 % до 2–3 % соответственно, что заставляет рассматривать тройные системы как более перспективные по сравнению с бинарными.

Деформируемые магниевые сплавы отличает повышенный, по сравнению с литейными сплавами, уровень механических свойств. Традиционными методами деформационной обработки промышленных полуфабрикатов являются: экструзия, прокатка, горячее прессование и т. д. Магний и его сплавы имеют гексагональную симметрию кристаллической решетки. Ограниченное число действующих систем скольжения приводит к низкой пластичности при комнатной температуре и необходимости включения альтернативных механизмов деформации (двойникования) [13]. При комнатной температуре легче всего активируется базисное скольжение в благоприятно ориентированных зернах. Другие системы скольжения (призматическое и пирамидальное) активируются в основном лишь при повышенных температурах. Возможно-

сти двойникования как механизма, альтернативного дислокационному скольжению для поддержания пластической деформации, ограничены. Поэтому в последнее время активно развиваются многочисленные методы управления структурой путем измельчения зерна и создания специального распределения избыточных фаз, основанные на применении термомеханической обработки, включающей интенсивную пластическую деформацию (severe plastic deformation), при которой возможно внесение очень больших эффективных деформаций в обрабатываемую заготовку, и реализации механизмов динамической рекристаллизации. С помощью этих методов достигают глубоких структурных изменений, формирования мелкозернистой равноосной рекристаллизованной структуры, сильного измельчения фазовых компонент и модификации текстуры. Равноканальное угловое прессование (РКУП) и всесторонняя изотермическая ковка относятся к числу наиболее популярных методов этой группы [14–19].

В настоящей работе исследовалось влияние горячей деформации методом РКУП на структуру и механическое поведение сплавов Mg-4Zn-xCa с различным содержанием кальция (0,16 и 0,56 масс. %).

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Магниевые сплавы получались из перемешиваемого расплава в защитной атмосфере SF₆+CO₂ методом литья в песочные формы. Химический состав сплавов приведен в таблице 1.

Гомогенизирующий отжиг слитков проводили при 330 °С в течение 10 часов. Температура и режим обработки были выбраны на основе диаграммы состояния Mg-Zn и литературных данных, относящихся к данной категории сплавов [11]. РКУП проводили за один проход в оснастке с углом пересечения каналов 120° при температуре 320 °С со скоростью 1÷10 мм/мин на образцах диаметром 40 мм после предварительного прогрева заготовки при температуре прессования в течение часа. Для металлографических исследований и электронной микроскопии образцы шлифовали вручную на шкурках #400–2500 под проточной водой, а затем полировали на шлифовально-полировальном станке StruersTegraPol-11 с использованием полировальных тканей и алмазных суспензий на спиртовой основе с размерами частиц 3 и 1 мкм до получения зеркального блеска поверхности. После полировки образцы промывали в изопропиловом спирте и обезжиривали в течение 3–5 минут в ультразвуковой ванне.

Анализ микроструктуры проводили на оптическом микроскопе Axiovert 40 MAT (в литом состоянии) и сканирующем электронном микроскопе Zeiss Sigma (после деформации РКУП).

Для выявления структуры сплавов в оптической микроскопии использовался травитель следующего состава: 2 г пикриновой кислоты, 5 мл уксусной кислоты, 10 мл дистиллированной воды, 200 мл этанола.

Таблица 1. Химический состав исследованных сплавов

Сплав	Содержание химических элементов, масс. %								
	Mg	Zn	Ca	Al	Si	Fe	Ni	Cu	Ti
Mg-4Zn-0,16Ca	96,0	4,30	0,16	0,004	0,005	0,009	0,0007	0,0008	0,019
Mg-4Zn-0,56Ca	95,8	4,05	0,56	0,003	0,001	0,009	0,0012	0,0011	0,003

Испытания на одноосное растяжение проводили на электромеханической машине Kamrnath&Weiss со скоростью деформации $0,001\text{s}^{-1}$ при комнатной температуре.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Микроструктура сплавов, по данным оптических наблюдений, приведена на рис. 1 а и б, а увеличенные типичные картины особенностей микроструктуры и распределения вторичных фаз показаны на электронно-микроскопических снимках на рис. 1 в и г.

Как можно видеть из рис. 1 а и б, микроструктура литых сплавов состоит из зерен α -Mg, сферических частиц и сетки вторичных фаз вдоль границ зерен. Глобулярные частицы размером $1\div 10$ мкм (со средним размером порядка 5 мкм), как правило, образованы смешанной композицией α -Mg+MgZn [20]. Увеличение содержания кальция ведет к увеличению объемной доли вторичных фаз, причем особенно заметно увеличивается доля сферической фазы, что связано, видимо, с тем, что границы зерен быстрее декорируются вторичными фазами.

Рентгеновский энергодисперсионный (EDX) анализ (EDAX/TSL) показывает, что как в полосках выделений избыточных фаз на границах зерен, так и в глобулярных частицах внутри зерна содержатся значительные концентрации основных компонентов сплава (рис. 2). Причем пропорции элементов как в сферических час-

тицах, так и в полосках приблизительно одинаковы, как показано в таблице 2.

Похожие результаты были описаны Lu на сплаве MZX30 (Mg-3Zn-0,3Ca) в работе [20], в которой методами просвечивающей электронной микроскопии было показано, что эта вторичная фаза идентифицируется как $\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$ компаунд с тригональной структурой группы $P\bar{3}1c$ ($a=0,97$ nm, $c=1,00$ nm). Сканирующая электронная микроскопия позволяет выявить смешанную структуру в пределах как сферических, так и вытянутых вдоль границ зерен фаз, в которой, как видно на рис. 1 г, оба морфологических варианта данной фазы содержат чередующиеся области светлого и темного контраста, особенно заметного в обратно отраженных электронах (BSE), что также согласуется с наблюдениями работы Lu [20]. Темный контраст характерен для α -Mg, светлый контраст – для $\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$, совместно образуют структуру эвтектического типа $(\alpha\text{-Mg}+\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3)_{\text{eutectic}}$. В Mg-Ca бинарных, а также в тройных сплавах Mg-Zn-Ca с содержанием Zn $\leq 2,5$ % выделяется фаза Mg_2Ca , которая исчезает при увеличении содержания Zn от 2,5 до 4 % [21], что и наблюдается в настоящей работе.

После «горячего» РКУП микроструктура сплавов ожидаемо изменяется в сторону измельчения зерна (рис. 3). Также ожидаемо и то, что после всего одного прохода даже при относительно высокой гомологической

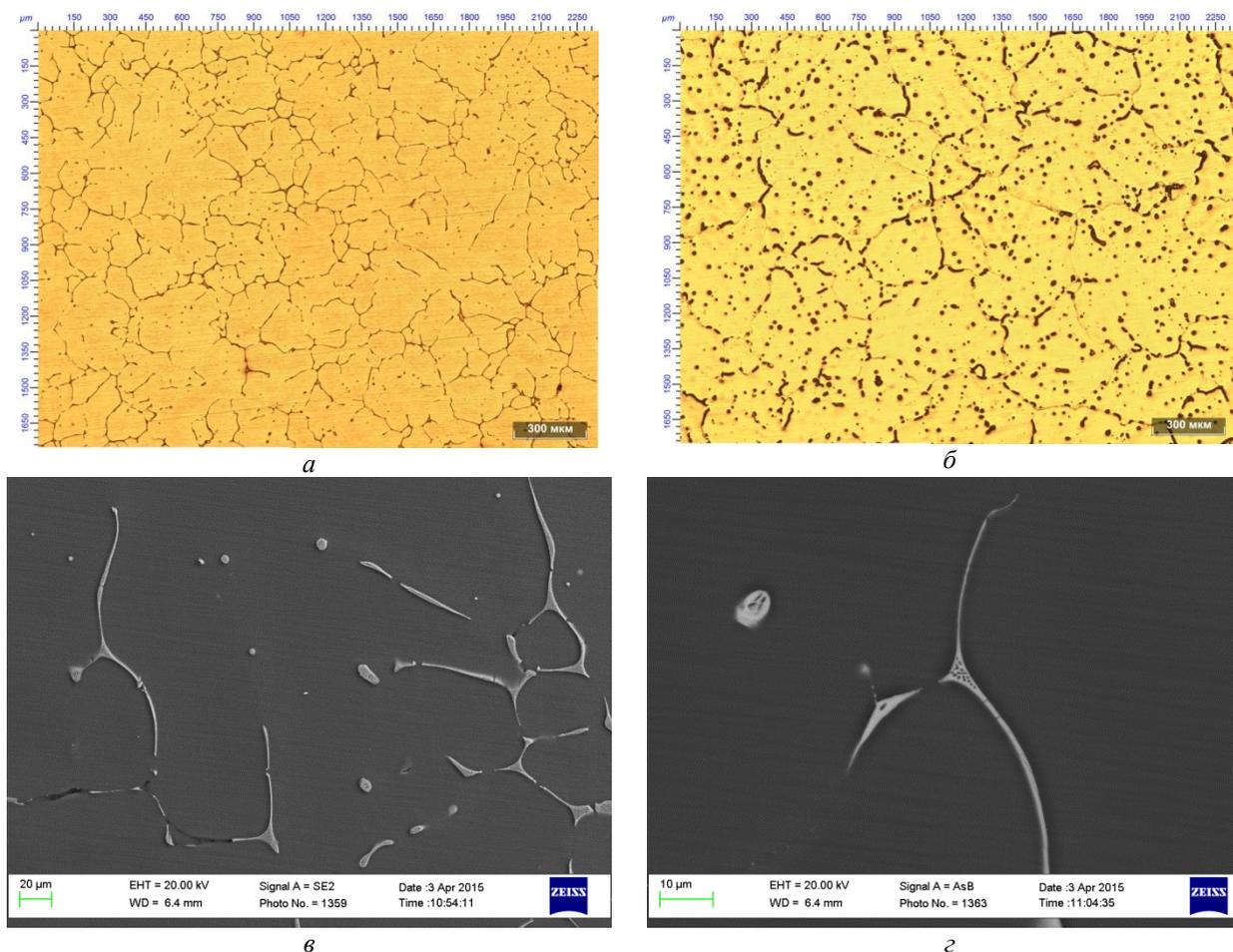


Рис.1. Микроструктура сплавов Mg-4Zn-xCa: $x=0,16$ – а и $x=0,56$ – б, в, г в литом состоянии; а, б – оптическая микроскопия, в, г – сканирующая электронная микроскопия

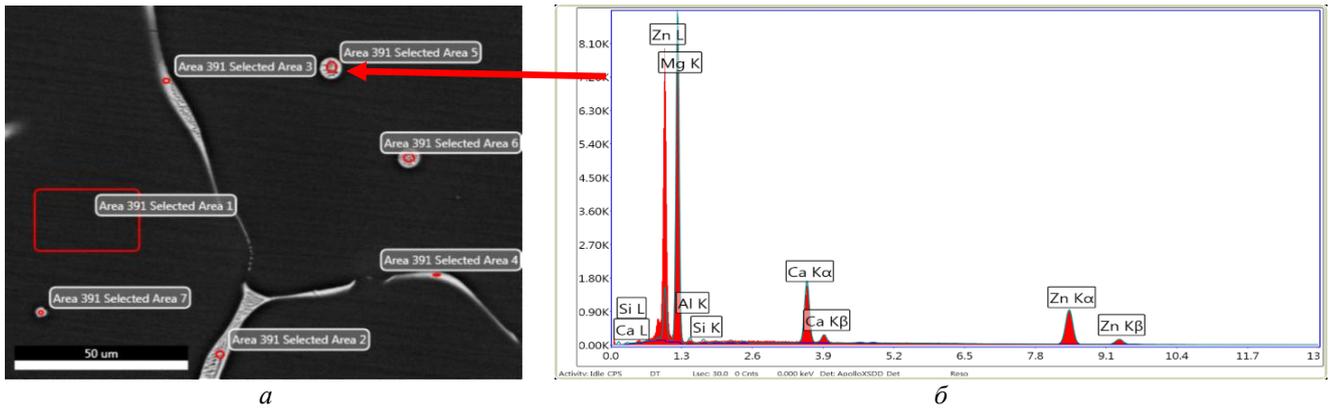


Рис. 2. Морфология избыточных фаз в виде глобулярных частиц и вытянутых полос в структуре сплава Mg-4Zn-0,16Ca в контрасте BSE сканирующего электронного микроскопа (а) и характеристический рентгеновский спектр излучения (б), полученный на XRD анализаторе EDAX/TSL из области, соответствующей вторичной фазе, указанной стрелкой

Таблица 2. Относительные доли содержания основных компонентов сплавов Mg-4Zn-xCa в избыточных фазах

Наименование вторичной фазы	Содержание основных компонентов, ат. %		
	Mg	Zn	Ca
Сферическая частица	76,8±5,0	14,5±2,9	7,2±1,6
Полоса вдоль границ зерен	78,2±6,3	13,4±3,9	6,0±2,1

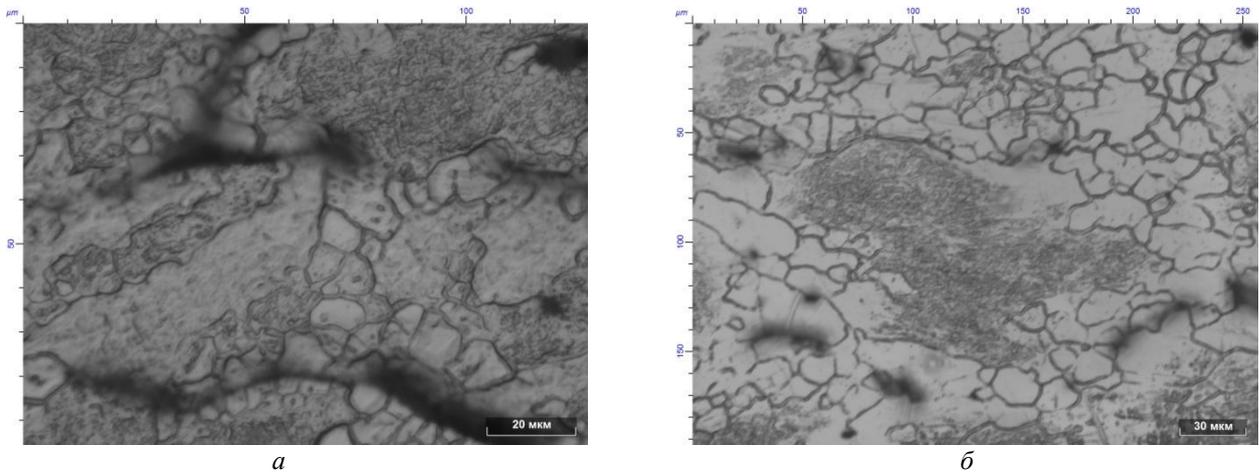


Рис. 3. Микроструктура сплавов Mg-4Zn-xCa (x=0,16 – а, и 0,56 – б) после РКУП

температуре деформации не удается получить однородную рекристаллизованную микроструктуру. Полученная микроструктура бимодальна и в ней, наряду с относительно мелкими зернами присутствуют крупные нерекристаллизованные зерна. Наличие такой бимодальной структуры часто является важным фактором повышения прочности и пластичности материалов, в особенности мелкозернистых [22]. Очевидный композитный эффект такой микроструктуры состоит в том, что высокая прочность обеспечивается большой объемной долей малых зерен, а пластичность поддерживается за счет крупных зерен.

На рис. 4 приведены диаграммы растяжения исследуемых сплавов. Сплав Mg-4Zn-0,16Ca, хотя и обладает

большой прочностью, чем чистый магний, тем не менее не показал привлекательных свойств. Его прочность и пластичность в литом состоянии типичны для аналогичных сплавов, известных в литературе [23]. В деформированном состоянии его свойства улучшились незначительно, что, по всей видимости, связано с особенностями влияния вторичных фаз, а возможно, дефектов литья на деформационную обработку. Тем не менее уже после одного прохода «горячего» РКУП при той же процедуре удалось существенно упрочнить и одновременно «пластифицировать» сплав Mg-4Zn-0,56Ca, достигнув 30 % относительного удлинения ϵ_f при значениях пределов текучести $\sigma_{0,2}$ и прочности σ_{UTS} 120 и 276 МПа соответственно. Эти значения не только значительно

превышают аналогичные характеристики многих композиций Mg-Zn-Ca [23] в литом состоянии, но и лучше, чем у высокопрочных экструдированных высокочистых сплавов Mg-1Zn-0,3Ca (ZX10) [24] ($\sigma_{UTS}=255$ МПа и $\epsilon_f=27\%$), относящихся к лучшим в своем классе на сегодняшний день. При этом стоит заметить, что сплав имеет хорошие характеристики плавного деформационного упрочнения при растяжении при комнатной температуре, показывающие значительный потенциал данного сплава для дальнейшей деформационной обработки при пониженных температурах с последующим увеличением прочности за счет более полной реализации механизмов деформационного упрочнения, связанного с накоплением дислокаций. Можно предположить, что, помимо бимодальности микроструктуры, на хорошие механические свойства полученного сплава оказывает влияние и текстура, сформированная в ходе горячей деформации РКУП. Изучение текстуры представляет самостоятельный интерес и будет проведено в последующих исследованиях.

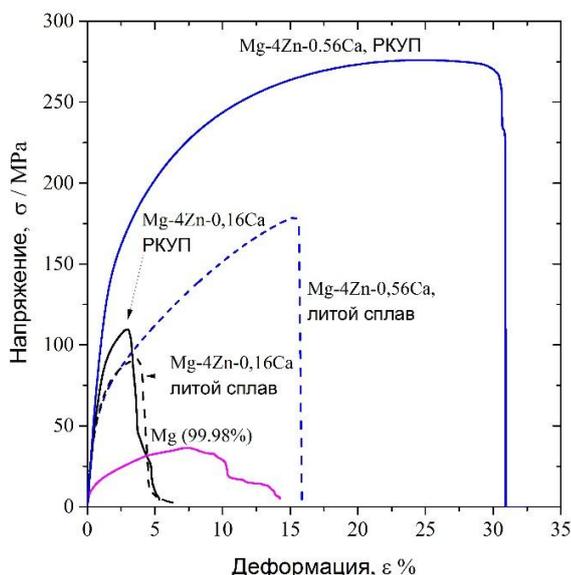


Рис. 4. Кривые растяжения сплавов Mg-4Zn-0,16Ca и Mg-4Zn-0,56Ca в исходном (литом) и горяче-деформированном состоянии после РКУП (для сравнения приведена кривая деформации высокочистого поликристалла магния (99,98 вес.%))

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

Исследована микроструктура и механические характеристики сплавов Mg-Zn-Ca – перспективных для применения в качестве биodeградируемых имплантатов, в литом состоянии и после горячей деформации при 320 °С. Горячая деформация сплава Mg-4Zn-0,56Ca методом равноканального углового прессования уже после одного прохода привела к формированию бимодальной зеренной структуры, обеспечивающей высокий уровень достигнутых механических свойств в испытаниях на растяжение при комнатной температуре: условный предел текучести $\sigma_{0,2}=120$ МПа и прочности $\sigma_{UTS}=276$ МПа, относительное удлинение до разрушения $\epsilon_f=30\%$. Хороший запас упрочнения при комнатной

температуре делает этот сплав перспективным для дальнейшего увеличения свойств за счет дополнительной механической обработки:ковки, прокатки или экструзии при более низких температурах.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда, грант № 15-19-30025.

Авторы благодарят А.И. Иртегова и И.Г. Иртегова, а также М.В. Маркушева, Д.Р. Нугманова и О.Ш. Ситдикова за помощь в подготовке образцов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Staiger M.P., Pietak A.M., Huadmai J., Dias G.J. Magnesium and its alloys as orthopedic biomaterials // *Biomaterials*. 2006. Vol. 27. № 9. P. 1728–1734.
2. Mathieu S., Rapin C., Steinmetz J., Steinmetz P.A. A corrosion study of the main constituent phases of AZ91 magnesium alloys // *Corrosion Science*. 2003. Vol. 45. № 12. P. 2741–2755.
3. Li L., Gao J., Wang Y. Evaluation of cyto-toxicity and corrosion behavior of alkali-heat-treated magnesium in simulated body fluid // *Surface and Coatings Technology*. 2004. Vol. 185. № 1. P. 92–98.
4. Chen J., Wang J., Han E., Dong J., Ke W. Corrosion behavior of AZ91D magnesium alloy in sodium sulfate solution // *Materials and Corrosion*. 2006. Vol. 57. № 10. P. 789–793.
5. Witte F. The history of biodegradable magnesium implants // *Acta biomaterialia*. 2010. Vol. 6. № 5. P. 1680–1692.
6. Zheng Y. *Magnesium Alloys as Degradable Biomaterials*. USA: CRC Press, 2015. 578 p.
7. Mani G., Feldman M.D., Patel D., Agrawal C.M. Coronary stents: a materials perspective // *Biomaterials*. 2007. Vol. 28. № 9. P. 1689–1710.
8. Chino Y., Kobata M., Iwasaki H., Mabuchi M. Tensile Properties from Room Temperature to 673 K of Mg-0.9 mass% Ca Alloy Containing Lamella Mg₂Ca // *Materials Transactions*. 2002. Vol. 43. № 10. P. 2643–2646.
9. Song G. Control of biodegradation of biocompatible magnesium alloys // *Corrosion Science*. 2007. Vol. 49. № 4. P. 1696–1701.
10. Tapiero H., Tew K. D. Trace elements in human physiology and pathology: zinc and metallothioneins // *Biomedicine & Pharmacotherapy*. 2003. Vol. 57. № 9. P. 399–411.
11. Zhang S., Zhang X., Zhao C., Li J., Song Y., Xie C., Tao H., Zhang Y., He Y., Jiang Y., Bian Y. Research on an Mg-Zn alloy as a degradable biomaterial // *Acta Biomaterialia*. 2010. Vol. 6. № 2. P. 626–640.
12. Luo A., Pekguleryuz M.O. Cast magnesium alloys for elevated temperature applications // *Journal of Materials Science*. 1994. Vol. 29. № 20. P. 5259–5271.
13. Kocks U.F.D., Westlake G. The importance of twinning for the ductility of CPH polycrystals // *Trans. Metall. Soc. AIME*. 1967. Vol. 239. P. 1107–1109.
14. Dobatkin S.V., Estrin Y., Rokhlin L.L., Popov M.V., Lavopok R., Dobatkina T.V., Timofeev V.N., Nikitina N.I. Structure and properties of Mg-Al-Ca alloy after severe plastic deformation // *Materials Science Forum*. 2008. Vol. 584. P. 559–564.
15. Dobatkin S.V., Rokhlin L.L., Salishchev G.A., Kopylov V.I., Serebryany V.N., Stepanov N.D., Tarytina I.E., Kuroshv I.S., Martynenko N.S. Structure

- and properties of an Mg-0.3% ca magnesium alloy after multiaxial deformation and equal-channel angular pressing // *Russian Metallurgy (Metally)*. 2014. Vol. 2014. № 11. P. 911–919.
16. Serebryany V.N. Texture, Microstructure, and Ductility of Mg-Al-Zn Alloy after Equal Channel Angular Pressing // *Materials Science Forum*. 2010. Vol. 633. P. 365–372.
 17. Nugmanov D.R., Sitdikov O.S., Markushev M.V. Texture and anisotropy of yield strength in multistep isothermally forged Mg-5.8 Zn-0.65 Zr alloy // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2015. Vol. 82. № 1. P. 012099.
 18. Nugmanov D.R., Sitdikov O.S., Markushev M.V. About fine-grain structure forming in bulk magnesium alloy MA14 under multidirectional isothermal forging // *Bas. Problemln in Materials Science*. 2012. № 9. P. 230.
 19. Nugmanov D.R., Sitdikov O.S., Markushev M.V. Structure of magnesium alloy MA14 after multistep isothermal forging and subsequent isothermal rolling // *The Physics of Metals and Metallography*. 2015. Vol. 116. № 10. P. 993–1001.
 20. Lu Y. *Microstructure and degradation behaviour of Mg-Zn (-Ca) alloys*. Birmingham: University of Birmingham, 2014. 215 p.
 21. Bakhsheshi Rad H.R., Hamzah E., Lotfabadi A.F., Daroonparvar V., Yajid M.A.M., Islam M.M. Microstructure and bio-corrosion behavior of Mg-Zn and Mg-Zn-Ca alloys for biomedical applications // *Materials and Corrosion*. 2014. Vol. 65. № 12. P. 1178–1187.
 22. Ma E. Eight routes to improve the tensile ductility of bulk nanostructured metals and alloys // *JOM*. 2006. Vol. 58. № 4. P. 49–53.
 23. Zhang B., Hou Y., Wang X., Wang Y., Geng L. Mechanical properties, degradation performance and cytotoxicity of Mg-Zn-Ca biomedical alloys with different compositions // *Materials Science and Engineering: C*. 2011. Vol. 31. № 8. P. 1667–1673.
 24. Hofstetter J., Becker M., Martinelli E., Weinberg A.M., Mingler B., Kilian H., Pogatscher S., Uggowitz P.J., Löffler J.F. High-strength low-alloy (HSLA) Mg-Zn-Ca alloys with excellent biodegradation performance // *JOM*. 2014. Vol. 66. № 4. P. 566–572.
 6. Zheng Y. *Magnesium Alloys as Degradable Biomaterials*. CRC Press, 2015. 578 p.
 7. Mani G., Feldman M.D., Patel D., Agrawal C.M. Coronary stents: a materials perspective. *Biomaterials*, 2007, vol. 28, no. 9, pp. 1689–1710.
 8. Chino Y., Kobata M., Iwasaki H., Mabuchi M. Tensile Properties from Room Temperature to 673 K of Mg-0.9 mass% Ca Alloy Containing Lamella Mg2Ca. *Materials Transactions*, 2002, vol. 43, no. 10, pp. 2643–2646.
 9. Song G. Control of biodegradation of biocompatible magnesium alloys. *Corrosion Science*, 2007, vol. 49, no. 4, pp. 1696–1701.
 10. Tapiero H., Tew K. D. Trace elements in human physiology and pathology: zinc and metallothioneins. *Biomedicine & Pharmacotherapy*, 2003, vol. 57, no. 9, pp. 399–411.
 11. Zhang S., Zhang X., Zhao C., Li J., Song Y., Xie C., Tao H., Zhang Y., He Y., Jiang Y., Bian Y. Research on an Mg-Zn alloy as a degradable biomaterial. *Acta Biomaterialia*, 2010, vol. 6, no. 2, pp. 626–640.
 12. Luo A., Pekguleryuz M.O. Cast magnesium alloys for elevated temperature applications. *Journal of Materials Science*, 1994, vol. 29, no. 20, pp. 5259–5271.
 13. Kocks U.F.D., Westlake G. The importance of twinning for the ductility of CPH polycrystals. *Trans. Metall. Soc. AIME*, 1967, vol. 239, pp. 1107–1109.
 14. Dobatkin S.V., Estrin Y., Rokhlin L.L., Popov M.V., Lavopok R., Dobatkina T.V., Timofeev V.N., Nikitina N.I. Structure and properties of Mg-Al-Ca alloy after severe plastic deformation. *Materials Science Forum*, 2008, vol. 584, pp. 559–564.
 15. Dobatkin S. V., Rokhlin L.L., Salishchev G.A., Kopylov V.I., Serebryany V.N., Stepanov N.D., Tarytina I.E., Kuroshv I.S., Martynenko N.S. Structure and properties of an Mg-0.3% ca magnesium alloy after multiaxial deformation and equal-channel angular pressing. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2014, vol. 2014, no. 11, pp. 911–919.
 16. Serebryany V.N. Texture, Microstructure, and Ductility of Mg-Al-Zn Alloy after Equal Channel Angular Pressing. *Materials Science Forum*, 2010, vol. 633, pp. 365–372.
 17. Nugmanov D.R., Sitdikov O.S., Markushev M.V. Texture and anisotropy of yield strength in multistep isothermally forged Mg-5.8 Zn-0.65 Zr alloy. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2015, vol. 82, no. 1, pp. 012099.
 18. Nugmanov D.R., Sitdikov O.S., Markushev M.V. About fine-grain structure forming in bulk magnesium alloy MA14 under multidirectional isothermal forging. *Bas. Problemln in Materials Science*, 2012, no. 9, p. 230.
 19. Nugmanov D.R., Sitdikov O.S., Markushev M.V. Structure of magnesium alloy MA14 after multistep isothermal forging and subsequent isothermal rolling. *The Physics of Metals and Metallography*, 2015, vol. 116, no. 10, pp. 993–1001.
 20. Lu Y. *Microstructure and degradation behaviour of Mg-Zn (-Ca) alloys*. Birmingham, University of Birmingham, 2014. 215 p.
 21. Bakhsheshi Rad H.R., Hamzah E., Lotfabadi A.F., Daroonparvar V., Yajid M.A.M., Islam M.M. Microstructure and bio-corrosion behavior of Mg-Zn and

REFERENCES

1. Staiger M.P., Pietak A.M., Huadmai J., Dias G.J. Magnesium and its alloys as orthopedic biomaterials. *Biomaterials*, 2006, vol. 27, no. 9, pp. 1728–1734.
2. Mathieu S., Rapin C., Steinmetz J., Steinmetz P.A. A corrosion study of the main constituent phases of AZ91 magnesium alloys. *Corrosion Science*, 2003, vol. 45, no. 12, pp. 2741–2755.
3. Li L., Gao J., Wang Y. Evaluation of cyto-toxicity and corrosion behavior of alkali-heat-treated magnesium in simulated body fluid. *Surface and Coatings Technology*, 2004, vol. 185, no. 1, pp. 92–98.
4. Chen J., Wang J., Han E., Dong J., Ke W. Corrosion behavior of AZ91D magnesium alloy in sodium sulfate solution. *Materials and Corrosion*, 2006, vol. 57, no. 10, pp. 789–793.
5. Witte F. The history of biodegradable magnesium implants. *Acta biomaterialia*, 2010, vol. 6, no. 5, pp. 1680–1692.

- Mg–Zn–Ca alloys for biomedical applications. *Materials and Corrosion*, 2014, vol. 65, no. 12, pp. 1178–1187.
22. Ma E. Eight routes to improve the tensile ductility of bulk nanostructured metals and alloys. *JOM*, 2006, vol. 58, no. 4, pp. 49–53.
23. Zhang B., Hou Y., Wang X., Wang Y., Geng L. Mechanical properties, degradation performance and cytotoxicity of Mg–Zn–Ca biomedical alloys with different compositions. *Materials Science and Engineering: C*, 2011, vol. 31, no. 8, pp. 1667–1673.
24. Hofstetter J., Becker M., Martinelli E., Weinberg A.M., Mingler B., Kilian H., Pogatscher S., Uggowitzer P.J., Löffler J.F. High-strength low-alloy (HSLA) Mg–Zn–Ca alloys with excellent biodegradation performance. *JOM*, 2014, vol. 66, no. 4, pp. 566–572.

THE INFLUENCE OF EQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF MAGNESIUM Mg-Zn-Ca ALLOYS

© 2015

A.Yu. Vinogradov, Doctor of Sciences (Engineering), PhD (Physics and Mathematics),
Deputy Director of the Research Institute of Progressive Technologies

E.V. Vasilev, junior researcher of the Research Institute of Progressive Technologies

M.L. Linderov, junior researcher of the Research Institute of Progressive Technologies

D.L. Merson, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor,
Director of the Research Institute of Progressive Technologies

E.O. Rzhetskaya, junior researcher of the Research Institute of Progressive Technologies
Togliatti State University, Togliatti (Russia)

Keywords: magnesium alloys; biocompatibility; mechanical properties; microstructure.

Abstract: Due to its close to the ideal strength-to-density ratio and good biocompatibility, the Mg–Zn–Ca system is the advanced alloy among the magnesium alloys, which are considered for the potential use as the medical implants. However, despite the significant progress in the development of biocompatible magnesium alloys, their technological plasticity is still insufficient and many of their properties are still uninvestigated. In order to increase the plasticity, various methods of structure management by means of grain refining and creation of special proeutectoid constituent distribution are being actively developed lately, which are based on the application of thermomechanical processing including the severe plastic deformation. In this paper, the authors studied the influence of severe plastic deformation using the method of equal channel angular pressing on the structure and properties of Mg–4Zn–0.16Ca and Mg–4Zn–0.56Ca magnesium alloys.

It was found that the increase of calcium content in the initial state leads to the increase of second phases volume fraction. At the same time, the proeutectoid constituent precipitate contains the elevated concentration of the major alloying elements – zinc and calcium.

After the equal channel angular pressing, even at a relatively high homologous deformation temperature, it is impossible to obtain a uniform recrystallized microstructure. The obtained microstructure is bimodal; it consists of relatively fine grains and large non-recrystallized grains. The authors notice that the Mg–4Zn–0.56Ca alloy exhibits the significant increase in tensile mechanical properties to the level of the top-ranking high-strength alloys of this class. It can be explained by the peculiarities of the bimodal grain structure and, probably, by the peculiarities of the crystallographic texture.

ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРИ РЕШЕНИИ ИНЖЕНЕРНЫХ ЗАДАЧ

© 2015

А.В. Гордеев, кандидат технических наук, доцент,
доцент кафедры «Оборудование и технологии машиностроительного производства»
Н.Ю. Логинов, кандидат технических наук, доцент,
доцент кафедры «Оборудование и технологии машиностроительного производства»
Тольяттинский государственный университет, Тольятти (Россия)

Ключевые слова: оптимизация параметров технических решений; техническое творчество; математическая модель; техническое противоречие; физическое противоречие.

Аннотация: К решению инженерных задач существует два принципиально разных подхода. Суть первого состоит в оптимизации параметров технических решений, применяя какой-либо уже известный алгоритм, например, математическое или какое-то иное моделирование. Другим подходом является создание нового технического решения при помощи технического творчества. При решении сложных задач применимы оба эти подхода. Целью исследования является нахождение правильного соотношения технических приемов с учетом оптимизации и технического творчества.

Оптимизацию параметров технического объекта можно свести к поиску их наилучших сочетаний при экстремальных значениях целевой функции и выполнении требований заданных технических ограничений. В результате задача сводится к решению системы уравнений и неравенств математической модели, которые определяют зависимость ограничивающих показателей и целевой функции от параметров оптимизации. Однако решение математической модели позволяет определить оптимальные параметры объекта только в условиях заданных ограничений. Расширить же границы ограничений можно только путем создания новых технических решений. А этого можно добиться с помощью выявления и разрешения содержащихся в задаче противоречий, то есть путем применения методологии технического творчества.

Приведенные примеры показывают, что наиболее эффективные решения технических задач получаются при сочетании оптимизации параметров объекта и методики технического творчества. Описанный подход к решению задач применим в классической инженерной работе. Разработанные материалы также предлагается применять в высших учебных заведениях и в учебных центрах промышленных предприятий для подготовки инженерных кадров технического направления. Применение представленных разработок повысит качественный подход инженеров при решении технических задач, а также повысит уровень подготовки обучаемых специалистов.

Сущность инженерной деятельности можно свести к решению двух типов задач: *оптимизация* параметров применяемых технических решений и *создание* новых технических решений [1]. Первая из этих задач решается путем моделирования объекта (математического, компьютерного, физического, аналогового и т. п.), вторая – на базе технического творчества. При подготовке инженера важно найти правильное соотношение объемов дисциплин, формирующих компетентности оптимизации и творчества.

Целью работы являлось нахождение оптимального сочетания инженерных подходов для решения технической задачи.

Задача *оптимизации* параметров технического объекта сводится к нахождению их оптимального сочетания при выполнении требований заданных технических ограничений и экстремальном значении целевой функции (критерия оптимальности) [2; 3]. Математическая модель такой задачи представляет систему уравнений и неравенств, выражающих зависимость ограничивающих показателей и целевой функции от оптимизируемых параметров. Такую модель можно представить, например, в виде [4–6]:

$$\begin{cases} a_{11}x_1 + a_{12}x_2 + \dots + a_{1n}x_n \leq A_1 \\ a_{21}x_1 + a_{22}x_2 + \dots + a_{2n}x_n \leq A_2 \\ \dots \\ a_{m1}x_1 + a_{m2}x_2 + \dots + a_{mn}x_n \leq A_m \end{cases} \quad (1)$$

$$a_{01}x_1 + a_{02}x_2 + \dots + a_{0n}x_n \rightarrow \text{extr}$$

Решение такой задачи сводится к нахождению таких значений x_1, x_2, \dots, x_n , которые обеспечивают выполнение условий всех неравенств системы (1) и достижение целевой функцией экстремального (минимального или максимального) значения.

Рассмотрим в качестве примера задачу оптимизации режима резания при токарной обработке детали типа «вал». В качестве искомым параметров будем рассматривать скорость резания v , м/мин, и подачу s , мм/об. Модель задачи в общем виде будет иметь вид:

$$\begin{cases} Ra \leq Ra_0 \\ f \leq f_0 \\ T \leq T_0 \end{cases} \quad (2)$$

$$Q \rightarrow \max$$

где Ra – шероховатость обработанной поверхности, мм;
 f – точность обработки – прогиб заготовки под действием нормальной составляющей силы резания, мм;
 T – температура резания, град. С;
 Ra_0, f_0, T_0 – предельные допустимые значения этих параметров;
 Q – критерий оптимальности – производительность обработки.

Для решения системы (2) нужно технологические показатели левых частей неравенств и целевую функцию

выразить в виде функций элементов режима резания v и s [7; 8]. Тогда система (2) примет вид:

$$\begin{cases} Ra \leq C_R K_R s^{yR} \\ f = \frac{P_y l^3}{kEI} \leq \frac{C_y K_y s^{yy} v^{zy} l^3}{kEI} \\ T \leq C_T K_T s^{yT} v^{zT} \end{cases} \quad (3)$$

$$Q = sV \rightarrow \max$$

где $C_y, K_y, C_R, K_R, C_T, K_T, y_y, z_y, y_R, z_R, y_T, z_T$ – коэффициенты и показатели степени, определяются экспериментальным путем или по литературным данным либо расчетом;

P_y – радиальная составляющая силы резания,

$H; k$ – коэффициент, учитывающий способ установки заготовки (для установки в патроне $k=3$, в центрах $k=48$, в патроне с поджатием задним центром $k=108$ [7]);

I – момент инерции сечения вала, мм^4 ;

E – модуль упругости материала заготовки, кг/мм^2 ;

l – длина заготовки, мм .

Перенеся в левую часть неравенств системы (3) элементы режима резания с соответствующими показателями степени, получим модель оптимального режима резания (4):

$$\begin{cases} s^{yR} \leq \frac{Ra_0}{C_R K_R} \\ s^{yy} v^{zy} \leq \frac{kEI f_0 l^3}{C_y K_y} \\ s^{yT} v^{zT} \leq \frac{T_0}{C_T K_T} \end{cases} \quad (4)$$

$$sV \rightarrow \max$$

Стандартная программа позволяет получить решение такой модели (найти оптимальные значения v и s , обеспечивающие максимальную производительность при выполнении технических ограничений по шероховатости, точности и температуре резания) на ПК.

Графически решение такой задачи можно представить, как показано на рис. 1 а. В логарифмической системе координат неравенства модели (4) выражаются прямыми, наклон которых к осям координат определяется соотношением показателей степени x и y . Выделенная часть графика определяет область допустимых режимов резания. Видим, что при данных условиях она ограничена шероховатостью (прямая Ra) и температурой (прямая T), а прогиб заготовки f при данных условиях не ограничивает значения v и s . Оптимальному режиму соответствует точка A пересечения этих прямых с координатами (в условных единицах) $s=2,45$ и $v=2,5$. Производительность обработки в условных единицах определяется произведением этих координат: $2,45 \times 2,5 = 6,12$. Подобные задачи решают студенты технических специальностей при решении задач профилирующих дисциплин.

В рассмотренной задаче можно расширить область допустимых решений с целью повышения производительности. Например, отодвинуть прямую Ra так, чтобы она приняла положение, показанное на рис. 1 б, воспользовавшись известными техническими решениями. Одно из таких известных студенту решений – увеличить радиус при вершине резца [9]. Видно, что в рассматриваемом случае область допустимых режимов теперь не ограничивается требованиями шероховатости, а ограничивается допустимыми значениями прогиба заготовки и температуры резания. Область допустимых режимов расширится, и точка A передвинется в положение B с координатами 3,3 и 2,2. Произведение координат $3,3 \times 2,2 = 7,26$ будет больше, чем произведение 6,12, что мы имели ранее, т. е. производительность обработки увеличится. (На графике в этом легко убедиться, если совместить катет чертежного угольника с углом 45° с осью абсцисс и двигать его вдоль этой оси; точка области допустимых решений, которая совместится с гипотенузой угольника последней, и будет соответствовать максимальной производительности.) Но на самом деле этого не произойдет, поскольку увеличение радиуса при вершине приведет к возрастанию силы резания, что вызовет увеличение прогиба заготовки, а также к возрастанию температуры резания. Прямые f и T займут положение, как показано на рис. 1 в, и область допустимых режимов снова сузится. Точка B переместится в точку C с координатами 2,6 и 2,1. Производительность составит $2,6 \times 2,1 = 5,46$, что существенно меньше ожидаемого результата. Таким образом, мы убеждаемся, что применение известных технических решений зачастую не приводит к получению оптимального решения задачи. Требуется создание новых технических решений. Это означает, что задача из оптимизационной переходит в творческую.

Для получения нового технического решения воспользуемся методами технического творчества. Теория решения изобретательских задач (ТРИЗ) рассматривает решение задачи как разрешение технического и физического противоречий [10; 11]. Но, прежде чем приступить к разрешению противоречия, необходимо его выявить, и это представляет определенную трудность. Для облегчения этой задачи предлагается алгоритм выявления противоречий (АВП) [12; 13]. АВП включает несколько этапов:

1) Формулировка главного недостатка объекта (ГН). АВП направлен на устранение только одного недостатка. Если объект содержит несколько недостатков, каждый раз необходимо формулировать новые противоречия.

2) Выявление полезного свойства объекта (ПС). ПС выявляют для того, чтобы сохранить его при устранении недостатка. Для этого пытаются решить задачу напрямую и выявляют, что при этом может ухудшиться в объекте. Это и есть ПС объекта.

3) Формулировка технического противоречия (ТП). ТП состоит в том, что с усилением ПС объекта усиливается и его ГН.

4) Формулировка идеального решения (ИР). Идеальным называют такое решение, при котором устраняется ГН объекта, но сохраняется его ПС.

5) Выявление дефектного элемента (ДЭ). Это такой элемент объекта, который не справляется с требованиями ИР.

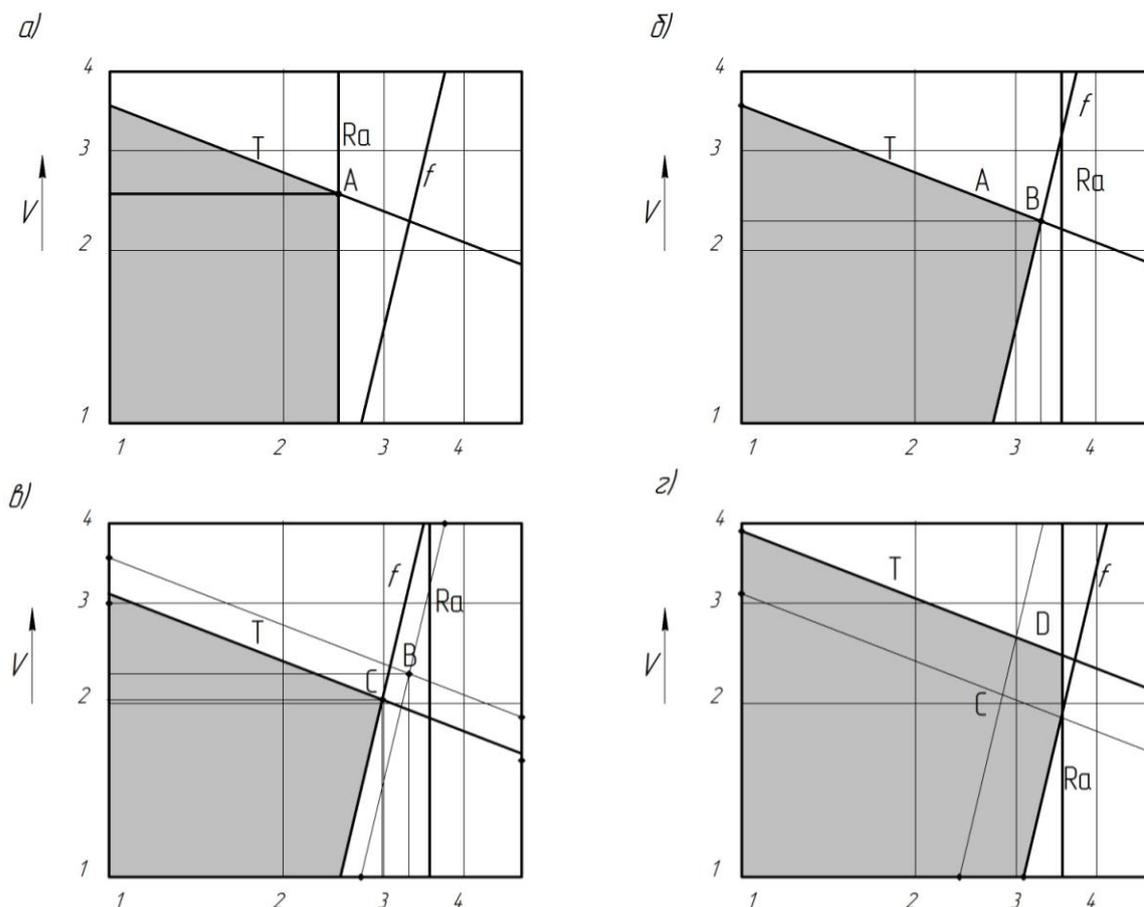


Рис. 1. Графическая интерпретация математической модели оптимального режима резания

6) Определение противоречивых свойств ДЭ. Выявляют, каким должен быть ДЭ, чтобы удовлетворять каждому из противоречивых требований ИР.

7) Формулировка физического противоречия (ФП). ФП – противоречие между двумя противоположными состояниями ДЭ, в которые его необходимо привести для решения задачи.

Применим АВП к решению рассматриваемой задачи.

1) ГН токарной операции обработки вала – большая сила резания, что приводит к увеличению прогиба заготовки.

2) Для уменьшения силы резания увеличим главный угол в плане ϕ резца. За счет поворота вектора силы ее радиальная составляющая, вызывающая прогиб заготовки, уменьшится. Но при этом снова увеличится шероховатость. Следовательно, ПС операции – малая шероховатость (то, чего мы достигли, увеличив радиус при вершине резца).

3) ГП: операция обеспечивает малую шероховатость, но при этом имеет место большая радиальная сила резания.

4) ИР: операция обеспечивает малую силу резания, сохраняя малую шероховатость.

5) ДЭ – угол в плане ϕ .

6) Для уменьшения силы резания ϕ должен быть большим (в пределе 90°); для обеспечения малой шероховатости ϕ должен быть малым (в пределе, равно нулю).

7) Угол ϕ должен быть большим и малым.

Известно достаточно большое число методов разрешения противоречий. При освоении методологии технического творчества важно отобрать из них наиболее эффективные при решении задач специальности (направления). Так, на специальности «Технология машиностроения» в результате экспертных оценок отобраны для подробного изучения три метода: разделения противоречия (выполняются оба противоречивых требования физического противоречия, но либо в разное время, либо в разных частях объекта), вепольного анализа (объект представляется в виде системы веществ и полей) и эмпирических правил (обобщение типовых приемов решения технических задач) [14; 15].

Вернемся к задаче об оптимальном режиме резания. Мы имеем противоречие: главный угол в плане ϕ резца должен быть большим и малым. Воспользуемся методом разделения противоречий. Одно из правил, которое включает этот метод, – правило разделения противоречия в пространстве (выполняются оба требования противоречия, но в разных частях объекта). Правило, в свою очередь, включает прием «Деление»: разделить объект на части с разными функциями. Режущая кромка резца выполняет две функции – снятие припуска и формирование шероховатости поверхности. За формирование шероховатости отвечает небольшой участок режущей кромки, прилегающий к вершине резца. За снятие припуска отвечает остальной, основной участок режущей кромки. Поэтому нужно сделать на участке, прилегающем к вершине резца, угол ϕ малым, близким

к нулю, а на остальном участке – большим, как показано на рис. 2 а. Можно добавить третий участок с углом $\varphi=0$ (рис. 2 б) [16].

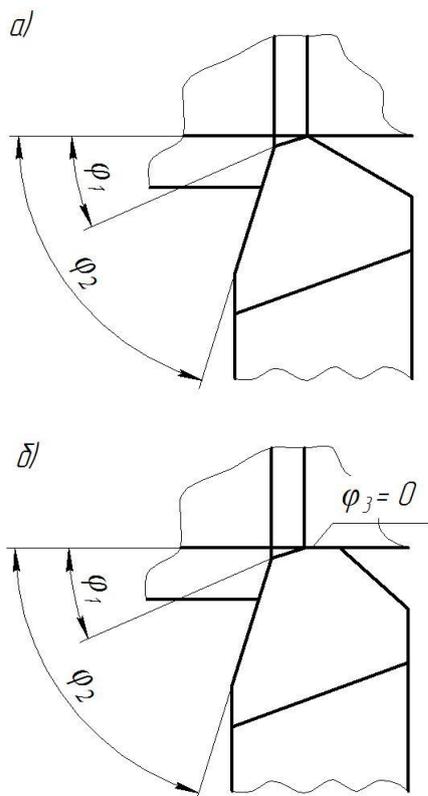


Рис. 2. Режущая кромка резца в виде ломаной линии

Еще один недостаток токарной обработки, как было отмечено, – высокая температура резания. Чтобы снизить температуру, применяют полив зоны резания смазывающе-охлаждающей жидкостью (СОЖ). Но доступ СОЖ к режущей кромке резца затруднен из-за достаточно плотного контакта передней поверхности резца с заготовкой и стружкой. Чтобы обеспечить доступ СОЖ к режущей кромке, нужно периодически прекращать работу и отводить резец от заготовки. Но при этом снизится производительность обработки. Имеем: полезное свойство объекта – высокая производительность. Техническое противоречие: обработка выполняется с высокой производительностью, но при этом доступ СОЖ в контакт затруднен. Идеальное решение: обработка выполняется с высокой производительностью, и при этом обеспечивается доступ СОЖ в контакт резца с заготовкой и стружкой. Дефектный элемент – контакт резца с заготовкой и стружкой. Для обеспечения доступа СОЖ к режущей кромке резец не должен контактировать с заготовкой; для сохранения высокой производительности резец должен находиться в контакте с заготовкой. Физическое противоречие: контакт резца с заготовкой должен быть и не должен быть.

Для получения решения воспользуемся еще одним правилом метода разделения противоречия – правилом разделения во времени. Правило содержит в числе прочих прием «Прерывистость»: заменить непрерывное

действие прерывистым. Сообщим резцу колебания с высокой частотой вдоль движения подачи (вдоль обрабатываемой поверхности). Это обеспечит постоянное попадание микродоз СОЖ в контакт резца с заготовкой и стружкой, что, в свою очередь, приведет к снижению температуры резания.

Получить решение задачи можно и с помощью метода вепольного анализа [17; 18], в основе которого лежит представление любой технической системы в виде совокупности веществ и полей (отсюда термин «веполь» – минимальная работоспособная техническая система из двух веществ и поля). Одно из правил вепольного анализа – правило надстройки веполя: если вепольная техническая система неработоспособна, в нее дополнительно вводят 4-й, 5-й и т. д. элементы. Вепольная запись задачи имеет вид:

$$B2 \rightarrow P1 \sim B1 \Rightarrow B3 \rightarrow P2 \rightarrow B2 \rightarrow P1 \rightarrow B1.$$

Здесь вещества $B1$ и $B2$ – резец и заготовка; $P1$ – обработка резанием; $B3$ и $P2$ – добавочные вещество и поле, которые нужно ввести; \sim – вредное действие; \rightarrow – полезное действие; \Rightarrow – переход от задачи к решению.

Имеем ФП: материал заготовки должен быть прочным, исходя из условий работы вала, и должен быть непрочным, чтобы при обработке не возникали большие усилия. Применим в качестве добавленного вещества $B3$ поверхностно-активное вещество (ПАВ), например, триэтанолламин, способный разупрочнять (поле $P2$) материал заготовки на время действия ПАВ в определенном диапазоне температур [19]. Сила резания снизится, что уменьшит прогиб f заготовки. К тому же снижение силы резания приведет к уменьшению тепловыделения в зоне резания и снижению температуры резания:

$$\sim B1 \Rightarrow B2 \rightarrow P \rightarrow B1.$$

Вепольный анализ можно применить и для определения путей снижения температуры резания. Интересным представляется решение: резец с внутренним охлаждением (рис. 3). Вблизи режущей кромки резец $B2$ содержит полость, в которую по каналам подается газ $B3$ под большим давлением. При попадании в полость газ резко расширяется, и его температура $P2$ падает, иногда даже до отрицательных значений, о чем свидетельствует появление инея на поверхности резца [20].

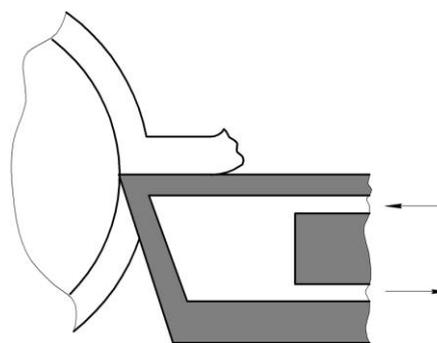


Рис. 3. Резец с внутренним охлаждением

А вот еще более экзотическое решение, полученное с помощью метода эмпирических правил. Одним из составляющих метод правил называется «Состояние»: изменить состояние материала объекта. Правило содержит прием «Пористость»: заменить сплошное вещество пористым. Предлагается выполнить резец из пористого материала, например быстрорежущей стали или твердого сплава, и подавать через него СОЖ под давлением в зону контакта.

Еще пример применения эмпирических правил, а именно правила «Криволинейность». Согласно приему «Качение», следует скольжение заменить качением. Предлагается переднюю поверхность резца выполнить в виде вращающегося ролика (рис. 4) [21]. Сила трения, а вслед за ней и температура резания существенно снизятся. Другой прием этого же правила – «Вращение»: заменить поступательное движение вращательным. Режущую пластину в виде диска установить на державке резца на подшипнике скольжения – латунной втулке [22]. Под действием сходящей стружки пластина будет вращаться, ее нагретый участок будет выходить из контакта, а холодный непрерывно входить в контакт. При правильном выборе диаметра пластины и скорости резания температура в контакте не выйдет на установившийся режим и не превзойдет заданного значения.

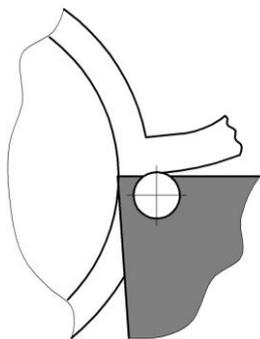


Рис. 4. Резец с вращающейся передней поверхностью

Подобные технические решения, полученные с помощью методов технического творчества, приведут к расширению области допустимых режимов резания. Если, например, прямые R , f , T займут положение, как показано на рис. 1 з, то она будет ограничиваться всеми тремя показателями. Точка D на графике, соответствующая оптимальному режиму, имеет координаты 3,5 и 2,4, произведение которых составит 8,4 усл. ед., что больше всех предыдущих значений производительности.

Результаты приведенной работы показывают, что наиболее эффективные решения технических задач специальности получаются при сочетании оптимизации параметров объекта и методики технического творчества.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гордеев А.В. Усиление творческой составляющей – основной путь повышения уровня подготовки инженера // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2009. № 3. С. 71–80.

2. Дегтярев Ю.И. Методы оптимизации. М.: Советское радио, 1980. 176 с.
3. Гилл Ф., Мюррей У., Райт М. Практическая оптимизация. М.: Мир, 1985. 510 с.
4. Соломенцев Ю.М., Басин А.М., Пасько А.Ф. Оптимизация технологического процесса обработки деталей в условиях серийного производства // Вестник машиностроения. 1976. № 2. С. 65–70.
5. Горанский Г.К., Владимиров Е.В., Ламбин Л.П. Автоматизация технического нормирования работ на металлорежущих станках с помощью ЭВМ. М.: Машиностроение, 1970. 222 с.
6. Дилигенский Н.В., Дымова Л.Г., Севастьянов П.В. Нечеткое моделирование и многокритериальная оптимизация производственных систем. М.: Машиностроение, 2004. 336 с.
7. Горанский Г.К. Расчет режимов резания с помощью ЭВМ. Минск: Госиздат СССР, 1963. 129 с.
8. Горанский Г.К. К теории автоматизации инженерного труда. Минск: Изд-во АН БССР, 1962. 182 с.
9. Кривоухов В.А. Резание металлов. М.: ОНТИ, 1978. 360 с.
10. Альтшуллер Г.С. Алгоритм изобретения. М.: Московский рабочий, 1973. 296 с.
11. Альтшуллер Г.С. Творчество как точная наука. М.: Сов. радио, 1979. 176 с.
12. Гордеев А.В. Основы технического творчества. Тольятти: ТГУ, 2008. 216 с.
13. Гордеев А.В. Выявление противоречий при решении технических задач // Педагогические системы развития творчества. Екатеринбург, 2005. С. 27–30.
14. Гордеев А.В. Разделение противоречий – эффективный метод решения технических задач // Известия Тульского государственного университета. Серия: Машиноведение. 2005. № 2. С. 262–266.
15. Казаков Ю.В. Методы решения изобретательских задач. Тольятти: ТГУ, 2010. 126 с.
16. Колесов В.И. Резец : авт. св. СССР № 933276; заявл. 11.06.1980; опубл. 07.06.1982.
17. Яновский Б.Г., Гордеев А.В. Вепольный анализ – эффективный метод решения технических задач // Школа и производство. 2000. № 1. С. 19–28.
18. Альтшуллер Г.С., Злотин Б.Л., Зусман А.В., Филатов В.И. Поиск новых идей: от озарения к технологии. Кишинев: Картя Молдовеняскэ, 1989. 381 с.
19. Ребиндер П.А., Шукин Е.Я. Поверхностные явления в твердых телах в процессе их деформации и разрушения // Успехи физических наук. 1972. Т. 108. С. 3–42.
20. Резников А.Н., Резников Л.А. Тепловые процессы в технологических системах. М.: Машиностроение, 1990. 288 с.
21. Брусов С.И., Добровольский Г.И., Дубров Д.Ю. Повышение эффективности обработки резанием. М.: Спектр, 2012. 302 с.
22. Бобров В.Ф. Основы теории резания металлов. М.: Машиностроение, 1975. 344 с.

REFERENCES

1. Gordeev A.V. Creative study – general direction of improvement study of engineer. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo unversiteta*, 2009, no. 3, pp. 71–80.

2. Degtyarev Yu.I. *Metody optimizatsii* [Optimization methods]. Moscow, Sovetskoe radio Publ., 1980. 176 p.
3. Gill F., Murrey U., Rayt M. *Prakticheskaya optimizatsiya* [Practical optimization]. Moscow, Mir Publ., 1985. 510 p.
4. Solomentsev Yu.M., Basin A.M., Pasko A.F. Optimization of the engineering procedure of parts processing in the terms of serial production. *Vestnik mashinostroeniya*, 1976, no. 2, pp. 65–70.
5. Goransky G.K., Vladimirov E.V., Lambin L.P. *Avtomatizatsiya tekhnicheskogo normirovaniya rabot na metallorezhushchikh stankakh s pomoshchyu EVM* [Automation of technical rate setting for metal-cutting machines using computer]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1970. 222 p.
6. Diligensky N.V., Dymova L.G., Sevastyanov P.V. *Nechetkoe modelirovanie i mnogokriterialnaya optimizatsiya proizvodstvennykh sistem* [Fuzzy modeling and multicriteria optimization of production systems]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2004. 336 p.
7. Goransky G.K. *Raschet razhimov rezaniya s pomoshchyu EVM* [Cutting modes calculation using computer]. Minsk, Gosizdat SSSR Publ., 1963. 129 p.
8. Goransky G.K. *K teorii avtomatizatsii inzhernogo truda* [To the theory of engineering labour automation]. Minsk, AN BSSR Publ., 1962. 182 p.
9. Krivoukhov V.A. *Rezanie metallov* [Cutting of metals]. Moscow, ONTI Publ., 1978. 360 p.
10. Altshuller G.S. *Algoritm izobreteniya* [Algorithm of invention]. Moscow, Moskovskiy rabochiy Publ., 1973. 296 p.
11. Altshuller G.S. *Tvorchestvo kak tochnaya nauka* [Creativity as the exact science]. Moscow, Sovetskoe radio Publ., 1979. 176 p.
12. Gordeev A.V. *Osnovy tehniceskogo tvorchestva* [Basics of technical creative work]. Togliatti, TGU Publ., 2008. 216 p.
13. Gordeev A.V. Contradictions determination while solving engineering problems. *Pedagogicheskie sistemy razvitiya tvorchestva*. Ekaterinburg, 2005, pp. 27–30.
14. Gordeev A.V. Teaching methodology of technical creativity – the way of training a modern specialist. *Izvestiya Tulskogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya Mashinovedenie*, 2005, no. 2, pp. 262–266.
15. Kazakov Yu.V. *Metody resheniya izobretatel'skikh zadach* [Methods of inventive problem solving]. Togliatti, TGU Publ., 2010. 126 p.
16. Kolesov V.I. *Rezets* [Cutter]. Author's certificate of USSR, no. 933276, 1980. (In Russian).
17. Yanovsky B.G., Gordeev A.V. Substance-field analysis is the effective method of engineering problems solving. *Shkola i proizvodstvo*, 2000, no. 1, pp. 19–28.
18. Altshuller G.S., Zlotin B.L., Zusman A.V. *Poisk novykh idey: ot ozareniya k tekhnologii* [Search for new ideas: from insight to technology]. Kishinev, Kartya Moldovenyaskie Publ., 1989. 381 p.
19. Rebinder P.A., Shchukin E.Ya. Surface phenomena in solid bodies during the process of their deformation and destruction. *Uspekhi fizicheskikh nauk*, 1972, vol. 108, pp. 3–42.
20. Reznikov A.N., Reznikov L.A. *Teplovye protsessy v tekhnologicheskikh sistemakh* [Thermal processes in technological systems]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1990. 288 p.
21. Brusov S.I., Dobrovolsky G.I., Dubrov D.Yu. *Povyshenie effektivnosti obrabotki rezaniem* [Cutting effectiveness increase]. Moscow, Spektr Publ., 2012. 302 p.
22. Bobrov V.F. *Osnovy teorii rezaniya metallov* [General theory of metal cutting]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1975. 344 p.

TECHNICAL PARAMETERS OPTIMIZATION WHILE SOLVING ENGINEERING PROBLEMS

© 2015

A.V. Gordeev, PhD (Engineering), Associate Professor,
assistant professor of Chair “Mechanical engineering equipment and technologies”
N.Y. Loginov, PhD (Engineering), Associate Professor,
assistant professor of Chair “Mechanical engineering equipment and technologies”
Togliatti State University, Togliatti (Russia)

Keywords: optimization of engineering solutions parameters; technical creativity; mathematical model; technical contradiction; physical contradiction.

Abstract: There are two radically different approaches to the engineering problems solving. The essence of one approach consists of the optimization of engineering solutions parameters using some known algorithm, for example, mathematical or some other modeling. The other approach is based on the creation of a new engineering solution using technical creativity. While solving challenging tasks both approaches are applicable. The aim of this research is to identify the correct balance of technical skills with regard to optimization and technical creativity.

Optimization of technical object parameters can be reduced to the search of their best combinations at the objective function extreme values and meeting the requirements of the defined engineering constraints. As a result, a task comes to the solution of the system of mathematical model equations and inequations. However, the solution of mathematical model allows determining the object optimal parameters only in terms of specified constraints. The expansion of the constraints boundaries is possible only by the creation of new engineering decisions. It can be achieved through the identification and resolution of contradictions contained in the problem, in other words, by applying the methodology of technical creativity.

The examples show that the most effective solutions to engineering problems result from the combination of the object parameters optimization and the technical creativity methods. The described approach to the problems solving is applicable to the standard engineering activity. The authors suggest applying the received data in the higher educational institutions and in training centers of industrial enterprises for training technical engineering personnel. The application of the proposed study will increase the qualitative approach of engineers while solving engineering problems, as well as improve the level of training of specialists.

ПРИМЕНЕНИЕ ТОНКОСЛОЙНЫХ ПОЛИМЕРНЫХ ПОКРЫТИЙ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ И ВОССТАНОВЛЕНИИ ДЕТАЛЕЙ МАШИН

© 2015

Е.А. Кравцова, кандидат технических наук, доцент,
доцент кафедры «Проектирование и эксплуатация автомобилей»
Тольяттинский государственный университет, Тольятти (Россия)
С.А. Феськов, директор
ООО «Форум-АвтоСервис», Тольятти (Россия)

Ключевые слова: машиностроение; ремонтное производство; способы нанесения покрытий на новые и восстанавливаемые детали машин; преимущества полимерных покрытий; способ нанесения полиуретанового покрытия; повышение износостойкости; увеличение срока службы деталей машин и инструмента; замена металлов пластмассами.

Аннотация: В статье рассмотрены различные способы повышения долговечности и надежности машин и оборудования посредством нанесения покрытия на быстроизнашивающиеся поверхности деталей. Показаны преимущества нанесения тонкослойных полимерных покрытий на готовые, а также ремонтируемые металлические изделия и детали машин. Цель работы – увеличение срока службы деталей машин, штамповой оснастки, инструмента и других изделий за счет повышения их износостойкости. Для этого был создан новый способ нанесения полимерного покрытия на металлы. На этот способ получен патент РФ на изобретение. Для этого в лабораторных условиях были подобраны материалы самого покрытия (полиуретан СКУ ПФЛ-100) и связующего вещества (силбонд 49 СФС). Разработан технологический процесс нанесения полиуретанового покрытия: определены последовательность осуществляемых при этом операций и характеризующие их параметры. Данные испытаний в реальных условиях эксплуатации показали, что даже такие детали, как установочные и уплотнительные кольца грунтовых насосов землесосных снарядов, после восстановления посредством нанесения полиуретанового покрытия способны перекачать в пятнадцать раз больше песка, чем новые кольца, не имеющие покрытия. Помимо увеличения срока службы нанесение полиуретанового покрытия придает деталям машин еще ряд положительных свойств: повышение устойчивости к ударным нагрузкам, снижение шума и/или трения, хорошая атмосферная, коррозионная, химическая стойкость. В перспективе полимеры за счет своей прочности, коррозионной устойчивости, легкой обрабатываемости и невысокой стоимости способны постепенно вытеснить такие дорогостоящие материалы, как нержавеющая сталь и цветные металлы. Подтверждением этого является разработанный и запатентованный в РФ способ получения слоистого изделия из полимерных материалов.

ВВЕДЕНИЕ

Одной из важнейших задач машиностроения является повышение надежности и долговечности деталей машин и инструмента. Большую роль в решении этой проблемы должно сыграть дальнейшее совершенствование и внедрение в производство различных способов нанесения покрытий на металлы и сплавы. Придавая требуемые эксплуатационные свойства рабочим поверхностям деталей и инструмента, можно заменять дорогостоящие металлы более дешевыми. Такой путь предоставляет значительные резервы экономии дорогостоящих сырьевых ресурсов. Применение прогрессивных технологий улучшения свойств поверхности материалов расширяет перспективу проектирования и производства различного оборудования с более высокими эксплуатационными показателями и увеличенным сроком службы деталей машин. Это, в свою очередь, позволяет сократить потребление энергии и повысить производительность труда в различных областях человеческой деятельности.

Ограниченные государственные запасы материалов и энергии не позволяют в достаточной мере развивать машиностроение, и с целью сохранения парка машин в работоспособном состоянии требуется совершенствовать ремонтное производство. Ремонт состоит в устранении неисправностей и восстановлении ресурса машин, а главная задача ремонтного производства заключается в экономически эффективном восстановлении

надежности машин в результате наиболее полного использования остаточной долговечности их деталей. Обоснованный процесс восстановления обеспечивает получение детали со свойствами, близкими к свойствам новой детали или даже превосходящими их при затратах, не превышающих 60 % затрат на их производство.

Восстановление деталей машин в системе вторичного производства машин является природоохранным и ресурсосберегающим производством. На изготовление, например, одного коленчатого вала автомобильного двигателя с рабочим объемом 4,8 л расходуют 57 кг металла, 183 МДж энергии, масса отходов при этом равна 2,5 кг. При восстановлении вала эти величины имеют значения примерно в 20 раз меньше: соответственно, 2,6 кг, 9,5 МДж и 0,12 кг [1]. Все вышеописанное подтверждает актуальность данной работы.

В настоящее время существует множество различных способов нанесения покрытий на детали, полученные в машиностроительном производстве и восстанавливаемые в ремонтном производстве. Выбор наиболее приемлемого способа определяется не только условиями работы данной детали и назначением машины, но и учетом всего комплекса технических, экономических и организационных требований к новым или восстановленным деталям.

Технологические процессы сварки и наплавки занимают ведущее место при ремонте деталей: с их помощью восстанавливают почти 70 % всех деталей [2].

В процессах восстановления деталей применяют также следующие способы [1–4]: напыление материала; электроискровую обработку; электролиз (железнение, хромирование, цинкование и проч.); холодное и горячее пластическое деформирование; электромеханическую, электрофизическую, электрохимическую, химическую обработку; электроконтактную приварку металлического слоя; термическую (ТО) и химико-термическую обработку (ХТО); пайку; нанесение полимерных покрытий.

В ряде случаев после операций восстановления геометрии и размеров деталей машин путем пластической деформации, наплавки, гальванического железнения с целью придания поверхности максимальной твердости, выносливости, коррозионной стойкости и износостойкости проводят ХТО [1; 3; 5; 6]. ХТО заключается в поверхностном насыщении стальных деталей и инструмента различными элементами, например, углеродом, азотом, алюминием, хромом и др. Как правило, после ХТО проводят термическую обработку, например закалку с низким отпусканием, во избежание продавливания твердого диффузионного слоя. В случае азотирования ХТО предшествует улучшение. Например, в работах [7; 8] было изучено сначала однокомпонентное поверхностное насыщение стали неметаллами: цементация, азотирование, борирование, диффузионная металлизация (хромирование), а затем двухкомпонентное насыщение: карбохромирование, борохромирование, хромоборирование и, наконец, комплексное последовательное насыщение поверхности тремя элементами: углеродом, хромом и бором (С-Сг-В).

Последнее время проектировщики, конструкторы, ученые и производственники, занятые в области машиностроения и ремонтного производства, стали уделять большое внимание использованию полимеров, в том числе в качестве покрытий. Пластмассы наносят на поверхность деталей литьем под давлением, горячим прессованием, вихревым, газопламенным, центробежным, вибрационным, струйным, электростатическим, вибро-вихревым способом [1; 9–14]. Полимеры широко применяют также для покрытия датчиков приборов, предназначенных для автоматического контроля и регулирования сложных процессов в химической, целлюлозно-бумажной, легкой, пищевой и других отраслях промышленности.

Пластмассы в ремонтной практике наносят на поверхность деталей для восстановления их размеров, повышения износостойкости и улучшения герметизации. Одновременно покрытие из пластмассы снижает шум от трения и повышает коррозионную стойкость изделия. Тонкий слой пластмассы практически не ухудшает прочностных свойств металла и придает детали податливость, т. е. способность принимать форму сопряженной детали, что приводит к резкому увеличению площади контакта. Полимерное покрытие обладает хорошими электроизоляционными, антиадгезионными и декоративными свойствами, придающими изделию красивый внешний вид.

Восстановление деталей машин обеспечивает экономии высококачественного металла, топлива, энергетических и трудовых ресурсов, а также рациональное использование природных ресурсов и охрану окружающей среды. Для восстановления работоспособности изношенных деталей требуется в 5–8 раз меньше тех-

нологических операций по сравнению с изготовлением новых деталей. Однако ресурс восстановленных деталей по сравнению с новыми деталями во многих случаях остается низким. В то же время имеются такие примеры, у которых ресурс деталей, восстановленных прогрессивными способами, в несколько раз выше ресурса новых деталей. Поэтому для достижения цели, поставленной в данной работе: увеличение срока службы деталей машин, штамповой оснастки и инструмента за счет повышения их износостойкости, – разработали именно такой способ нанесения на готовые металлические изделия полимерного покрытия, который защищен патентом РФ на изобретение [15].

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Основная доля деталей в процессе эксплуатации достигает предельного состояния из-за износа. В зависимости от условий износа и активности окружающей среды различают следующие основные виды износа: механический, коррозионно-механический и эрозионный, рассмотренные в работе [1]. Наиболее подвержены всем перечисленным видам износа такие детали, как установочные и уплотнительные кольца грунтовых насосов землесосных снарядов и драг, землеройных машин для очистки водостоков и водоемов а также детали нефтяных и других насосов для жидких и текучих сред. Именно поэтому кольца были избраны объектами исследования в данной работе.

На рис. 1 представлено изношенное установочное кольцо грунтового насоса после эксплуатации, а на рис. 2 – изношенное уплотнительное кольцо.



Рис. 1. Изношенное установочное кольцо грунтового насоса землесосного снаряда после эксплуатации



Рис. 2. Изношенное уплотнительное кольцо грунтового насоса после эксплуатации

В результате применения запатентованного способа конструкционная деталь после нанесения покрытия включает три слоя: металлический компонент, неметаллический компонент и связующее вещество. При этом на металлический компонент, роль которого выполняет изнашивающаяся(-иеся) поверхность(-и), сначала однокомпонентной, например, стальной детали, наносят полимерное покрытие, а в качестве связующего вещества используют адгезив. Нанесенное полимерное покрытие защищает металлическую конструкционную деталь от износа, что увеличивает срок ее службы [15].

Лабораторные исследования проводились для подбора материалов полимера и адгезива. В качестве материала покрытия был выбран полиуретан СКУ ПФЛ-100, а в качестве связующего вещества – силбонд 49СФС. Затем был разработан технологический процесс нанесения полиуретанового покрытия. Были определены последовательность проводимых операций и характеризующие их параметры.

При нанесении полиуретанового покрытия на быстроизнашивающуюся(-иеся) поверхность(-и) конструкционных деталей, в данном случае установочных колец грунтовых насосов, операции выполнялись в следующей последовательности:

- механическая обработка внутренней, внешней и торцевой поверхностей установочного кольца путем снятия слоя порядка 10 мм на сторону по всей окружности стальной детали;

- нанесение на все обработанные поверхности проточек, например в виде встречных левой и правой резьбы, с целью создания шероховатости для лучшего удержания покрытия;

- обезжиривание вышеуказанных поверхностей, например, ацетоном;

- обработка поверхностей связующим веществом, например, адгезивом силбондом;

- нагрев детали до температуры порядка 80 °С;

- охват подготовленных поверхностей литейными формами: внутренней и наружной;

- заливка в щель между поверхностями детали и форм полиуретана;

- выдержка детали в течение порядка трех часов при температуре 100 °С для отверждения полиуретана;

- после охлаждения извлечение из форм детали, состоящей уже из трех компонентов: металлического, неметаллического и связующего.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Испытание в реальных условиях эксплуатации грунтового насоса при расчистке фарватера в русле реки Волга с параллельной добычей песка, применяемого в строительстве, показало, что при использовании однокомпонентного металлического установочного кольца насос способен промыть 100 тыс. т песка до смены кольца ввиду его полного износа через 1–3 месяца работы. После нанесения покрытия на новое кольцо грунтовой насос уже перекачал 1,5 млн т песка, и до сих пор кольцо продолжает работать. Возобновление покрытия на кольце позволит насосу эксплуатироваться еще 5 лет.

Другим примером использования предлагаемого способа нанесения полиуретанового покрытия на металлическую деталь является аналогичный технологический

процесс, но применяемый уже для уплотнительного кольца грунтового насоса землесосного снаряда с целью повышения герметичности конструкции. На рис. 3 приведено установочное кольцо грунтового насоса землесосного снаряда после намыва 150 тыс. т песка, а на рис. 4 изображено установочное кольцо после намыва более 1 млн т песка и повторно восстановленное.



Рис. 3. Установочное кольцо грунтового насоса землесосного снаряда после намыва 150 тыс. т песка



Рис. 4. Установочное кольцо после намыва более 1 млн т песка и повторно восстановленное

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ИССЛЕДОВАНИЙ

Таким образом, использование изобретения [15] приводит к повышению износостойкости деталей машин путем нанесения на них полиуретанового покрытия, что, в свою очередь, ведет к увеличению срока их службы. Кроме того, детали приобретают еще ряд положительных механических и химических свойств.

Именно изготовление изделий с тонкослойными полимерными покрытиями, наносимыми на поверхность металлов, является одним из способов рационального использования одновременно свойств металлов и полимеров. В таких изделиях высокая механическая прочность и жесткость, характерные для металлов, дополняются хорошими коррозионными, антифрикционными,

износостойкими, электроизоляционными, антиадгезионными и декоративными свойствами, которые присущи полимерам [16–20].

Заявленный способ предполагается применять в любой области человеческой деятельности: промышленности, сельском хозяйстве, военном деле, трубопроводном транспорте и прочем для покрытия полиуретаном конструкционных деталей машин и механизмов не только для более длительной их эксплуатации, но и для повышения стойкости к ударным нагрузкам, снижения шума и/или трения, хорошей устойчивости: атмосферной, химической, коррозионной.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Произведен обзор способов нанесения покрытий на металлы и сплавы с целью повышения износостойкости деталей машин, штамповой оснастки и инструмента. Раскрыты преимущества полимерных покрытий.

2. Разработан запатентованный в РФ способ нанесения на готовые и восстанавливаемые металлические изделия полимерного покрытия для повышения износостойкости и, соответственно, увеличения срока их службы. При этом могут быть не только полностью восстановлены сильно изношенные детали машин, но и приобретены ими новые положительные механические и химические свойства.

3. Проведено испытание, которое показало, что при использовании однокомпонентного установочного кольца, как наиболее подверженного всем видам износа, грунтовый насос способен промыть 100 тыс. т песка до смены кольца без покрытия ввиду его полного износа через 1–3 месяца работы. Установлено, что после нанесения покрытия по запатентованному способу на новое кольцо грунтовый насос уже перекачал 1,5 млн т песка, и до сих пор кольцо продолжает работать. После возобновления покрытия на кольце насос сможет эксплуатироваться еще 5 лет. Таким образом, цель данной работы достигнута.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Полимеры сберегают огромные средства, предохраняя металл от преждевременного разрушения. Такая защита не только надежная, но и сравнительно недорогая. Экономисты подсчитали, что если на всех металлических изделиях применять полимерные покрытия, то можно сберечь около 60 % нержавеющей стали, десятки тысяч тонн олова и цинка, сотни тонн серебра. Поэтому именно полимерным материалам должны отдавать предпочтение технологи и конструкторы. В настоящее время именно полимеры не просто заменяют, а постепенно вытесняют металлы, будучи столь же прочными, к тому же более коррозионно-устойчивыми, более легко обрабатываемыми.

Дальнейшие исследования авторов направлены на совершенствование принципа «местного качества» [20], суть которого заключается в следующем. К различным поверхностям и частям объема одной и той же детали нередко предъявляются различные требования, обусловленные разными условиями, в которых работают соответствующие части детали. В большинстве случаев невозможно выбрать материал, который одновременно удовлетворял бы всем предъявляемым требованиям.

Развитие принципа «местного качества» привело к появлению нового класса материалов: комбинированных материалов на основе металл – металл, металл – неметалл, пластмасса и др. Так был разработан новый способ изготовления слоистых изделий, состоящих из трех слоев: внутреннего (прочная несущая основа, имеющая форму детали, заменяющая металл) – из капролона или полиамида, наружного (тонкослойное износостойкое покрытие рабочей поверхности детали) – из полиуретана и связующего – из адгезива, например, силбонда. Этот способ позволяет расширить технические возможности изделий из полимеров типа тел вращения: роликов, колес, шестерен, шкивов и проч. На этот способ также получен патент РФ на изобретение [21].

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Пантелеенко Ф.И., Лялякин В.П., Константинов В.М. Восстановление деталей машин. М.: Машиностроение, 2003. 672 с.
2. Хасуи А., Моригаки О. Наплавка и напыление. М.: Машиностроение, 1985. 239 с.
3. Молодык Н.В., Зенкин А.С. Восстановление деталей машин. М.: Машиностроение, 1989. 480 с.
4. Силуянов В.П., Надольский В.А., Лужнов П.И. Прогрессивные способы восстановления деталей машин. Минск: Ураджай, 1988. 120 с.
5. Кравцова Е.А. Диффузионные методы упрочнения материалов. Тольятти: ТГУ, 2006. 77 с.
6. Гончаров В.С., Кравцова Е.А., Ключко С.Л. Вакуумно-диффузионные способы поверхностного упрочнения гравюр штампов горячего деформирования // Машиностроитель. 2003. № 2. С. 33–34.
7. Гончаров В.С., Кравцова Е.А., Ключко С.Л. Способ нанесения многокомпонентного покрытия на стальные изделия // Изобретатели – машиностроению. 2000. № 3. С. 24.
8. Гончаров В.С., Кравцова Е.А., Ключко С.Л. Способ нанесения многокомпонентного покрытия на стальные изделия : патент РФ № 2081936; заяв. 03.04.1995; опубл. 20.06.1997.
9. Генель С.В., Белый В.А., Булгаков В.Я., Гехтман Г.А. Применение полимерных материалов в качестве покрытий. М.: Химия, 1988. 238 с.
10. Рыжов Э.В., Клименко С.А., Гуцаленко О.Г. Технологическое обеспечение качества деталей с покрытиями. Киев: Наукова думка, 1994. 180 с.
11. Рутто Р.А., Миронович Л.Л. Применение тонкослойных покрытий из пластических масс // Применение пластических масс в машиностроении. Минск: ЦНТИН, 1984. С. 42–48.
12. Рифтин Д.В. Методы напыления тонкослойных пластмассовых покрытий на металлические изделия. М.: ЦИНТИАМ, 1983. 92 с.
13. Тихомиров В.Б. Полимерные покрытия в атомной технике. М.: Атомиздат, 1985. 193 с.
14. Колзунова Л.Г., Коварский Н.Я. Полимерные покрытия на металлах. Электрохимические и электрофизические методы нанесения. М.: Наука, 1996. 86 с.
15. Феськов С.А., Феськов С.С. Способ нанесения полиуретанового покрытия : патент РФ № 2515298; заяв. 04.10.2012; опубл. 10.05.2014.
16. Мирзоев Р.Г. Пластмассовые детали машин и приборов. М.: Машиностроение, 1971. 368 с.

17. Глаголева Л.А. Пластмассы в машиностроении. М.: Знание, 1967. 64 с.
 18. Николаев А.Ф. Пластические массы – заменители металлов. М.: Просвещение, 1988. 44 с.
 19. Суслов Н.И. Замена металлов пластмассами. Свердловск: Mashgiz, 1962. 204 с.
 20. Добровольский В.А., Заблонский К.И., Мак С.Л. Детали машин. 7-е изд. М.: Машиностроение, 1972. 503 с.
 21. Феськов С.А., Феськов С.С. Способ получения слоистого изделия из полимерных материалов : патент РФ № 2522009; заяв. 04.10.2012; опубл. 10.07.2014.
- REFERENCES**
1. Panteleenko F.I., Lyalyakin V.P., Konstantinov V.M. *Vosstanovlenie detaley mashin* [Machine parts renovation]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2003. 672 p.
 2. Khasui A., Morigaki O. *Naplavka i napylenie* [Facing and sputtering]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1985. 239 p.
 3. Molodyk N.V., Zenkin A.S. *Vosstanovlenie detaley mashin* [Machine parts renovation]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1989. 480 p.
 4. Siluyanov V.P., Nadolsky V.A., Lyzhnov P.I. *Progressivnye sposoby vosstanovleniya detaley mashin* [Advanced methods of machine parts renovation]. Minsk, Uradzhay Publ., 1988. 120 p.
 5. Kravtsova E.A. *Diffuzionnye metody uprochneniya materialov* [Diffusion methods of materials strengthening]. Togliatti, TGU Publ., 2006. 77 p.
 6. Goncharov V.S., Kravtsova E.A., Klyuchko S.L. Vacuum-diffusion methods of surface strengthening of hot working die impressions. *Mashinostroitel*, 2003, no. 2, pp. 33–34.
 7. Goncharov V.S., Kravtsova E.A., Klyuchko S.L. Method of applying multi-component coating on steel goods. *Izobretateli – mashinostroeniye*, 2000, no. 3, p. 24.
 8. Goncharov V.S., Kravtsova E.A., Klyuchko S.L. *Sposob naneseniya mnogokomponentnogo pokrytiya na stalnye izdeliya* [Method of applying multi-component coating on steel goods]. Patent RF no. 2081936, 1995.
 9. Genel S.V., Bely V.A., Bulgakov V.Ya., Gekhtman G.A. *Primenenie polimernykh materialov v kachestve pokrytiy* [Applying of polymeric materials as coatings]. Moscow, Khimiya Publ., 1988. 238 p.
 10. Ryzhov E.V., Klimenko S.A., Gutsalenko O.G. *Tekhnologicheskoe obespechenie kachestva detaley s pokrytiyami* [Technology quality assurance of parts with coatings]. Kiev, Naukova dumka Publ., 1994. 180 p.
 11. Rutto R.A., Mironovich L.L. Use of thin plastic coatings. *Primenenie plasticheskikh mass v mashinostroenii*. Minsk, TsNTIN Publ., 1984, pp. 42–48.
 12. Riftin D.V. *Metody napyleniya tonkosloynykh plastmassovykh pokrytiy na metallicheskie izdeliya* [Methods of sputtering thin plastic coatings on metal products]. Moscow, TsINTIAM Publ., 1983. 92 p.
 13. Tikhomirov V.B. *Polimernye pokrytiya v atomnoy tekhnike* [Polymeric coatings in nuclear engineering]. Moscow, Atomizdat Publ., 1985. 193 p.
 14. Kolzunova L.G., Kovarsky N.Ya. *Polimernye pokrytiya na metallakh. Elektrokhimicheskie i elektrofizicheskie metody naneseniya* [Polymeric coatings on metals. Electrochemical and electrophysical methods of applying]. Moscow, Nauka Publ., 1996. 86 p.
 15. Feskov S.A., Feskov S.S. *Sposob naneseniya poliuretanovogo pokrytiya* [Methods of polyurethane coating applying]. Patent RF no. 2515298, 2012.
 16. Mirzoev R.G. *Plastmassovye detali mashin i priborov* [Plastic parts of machines and devices]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1971. 368 p.
 17. Glagoleva L.A. *Plastmassy v mashinostroenii* [Plastics in manufacturing engineering]. Moscow, Znanie Publ., 1967. 64 p.
 18. Nikolaev A.F. *Plasticheskie massy – zameniteli metallov* [Plastics – substitutes of metals]. Moscow, Prosveshchenie Publ., 1988. 44 p.
 19. Suslov N.I. *Zamena metallov plastmassami* [Substitution of metals with plastics]. Sverdlovsk, Mashgiz Publ., 1962. 204 p.
 20. Dobrovolsky V.A., Zablonsky K.I., Mak S.L. *Detali mashin* [Machine parts]. 7th ed. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1972. 503 p.
 21. Feskov S.A., Feskov S.S. *Sposob polucheniya sloistogo izdeliya iz polimernykh materialov* [Method of producing laminates from polymeric materials]. Patent RF no. 2522009, 2012.

**THE APPLICATION OF THIN POLYMERIC COATINGS
WHEN PRODUCING AND REWORKING MACHINE PARTS**

© 2015

E.A. Kravtsova, PhD (Engineering), Associate Professor,
assistant professor of Chair “Vehicles designing and operation”
Togliatti State University, Togliatti (Russia)
S.A. Feskov, Director
LLC “Forum-AvtoServis”, Togliatti (Russia)

Keywords: manufacturing engineering; repairing production; methods of applying coatings on new and restorable machine parts; polymeric coatings advantages; method of polyurethane coating applying; wear resistance increase; increase of service life of machine and equipment parts; replacement of metals with plastics.

Abstract: The paper considers various methods of machines and equipment service life and safety improvement by applying coatings on the rapidly wearing part surfaces. The authors showed the advantages of applying thin polymeric coatings on finished parts and metal pieces and machine parts under repair. The work objective is to improve the service life of machine parts, die tooling, tools and other goods by means of increase of their wear resistance. For this purpose, the authors created a new method of applying polymeric coatings on metals and took out the RF patent for the invention. Using the experimental conditions the authors selected the materials for a coating (SKU PFL-100 polyurethane) and the binding agent (silbond 49 SFS), as well as developed the processing procedure of applying polyurethane coating: defined the sequencing of performed operations and their characteristic parameters. Under the actual operating conditions, the experimental data showed that even such parts as the adjusting and sealing rings of suction dredges of hydraulic excavators, after the renovation using the applying of polyurethane coating, are able to transfer fifteen times more sand than new rings without coating. Except the service life increase, the polyurethane coating applying impart a number of good properties (advantages): the increase of load impact resistance, noise and/or friction reduction, good weather, corrosion, chemical resistance. Eventually, the polymers due to their durability, corrosion resistance, easy workability and low price will be able to substitute such expensive materials as stainless steel and nonferrous metals. The developed and patented in the RF method of producing laminated moldings proves this statement.

ИССЛЕДОВАНИЕ И РАЗРАБОТКА ОЦЕНОЧНЫХ КРИТЕРИЕВ АКУСТИЧЕСКОГО КОМФОРТА АВТОТРАНСПОРТНЫХ СРЕДСТВ

© 2015

А.В. Краснов, кандидат технических наук,
доцент кафедры «Управление промышленной и экологической безопасностью»
Тольяттинский государственный университет, Тольятти (Россия)

Ключевые слова: автотранспортное средство; акустический комфорт; уровень шума; индекс артикуляции; индекс акустического комфорта.

Аннотация: Обеспечение заданного уровня акустического комфорта в пассажирских помещениях автотранспортных средств (АТС) и низких уровней внешнего шума представляет собой важное направление при их проектировании и доводке. Одной из актуальных задач при этом является разработка объективных критериев, характеризующих достигаемый уровень акустического комфорта разрабатываемой конструкции АТС. Известные методы и объективные критерии оценки акустического комфорта характеризуются ограниченностью анализируемых нагрузочно-скоростных режимов эксплуатации, сложностью интерпретации и ранжирования получаемых результатов, недостаточной корреляцией с результатами субъективных экспертных оценок. В статье анализируются результаты экспериментальных исследований внутреннего шума 70 моделей АТС (легковых автомобилей) отечественных и зарубежных производителей, выполненных в дорожных и стендовых условиях испытаний. Дорожные акустические испытания проводились на дорогах общего пользования при движении с интенсивным разгоном, стабилизированными скоростями, накатом с выключенным двигателем. Стендовые акустические испытания проводились на неподвижных образцах АТС в условиях полномасштабной аэродинамической трубы и большой полубезэховой акустической камеры. При анализе полученных результатов исследований оценивается статистическое распределение исследуемых параметров, характер их изменения в зависимости от нагрузочно-скоростных режимов эксплуатации, хронологические тенденции. Исследованные образцы АТС ранжируются по четырем категориям акустического комфорта на каждом из исследуемых режимов испытаний. Разработана модель формирования комплексного индекса акустического комфорта АТС, составленная из параметров уровней шума, уровней звуковых давлений на частотах моторных гармоник, индексов артикуляции. Вклады каждого из акустических параметров, замеренных на различных режимах испытаний, определяются эмпирическими коэффициентами весомости. Объективные критерии ранжирования акустических параметров могут быть использованы в технических требованиях на проектирование новых и модернизацию производимых моделей АТС. Комплексный индекс акустического комфорта предлагается применять при определении уровня конкурентоспособности и совершенства конструкций АТС внутри целевой группы аналогов.

ВВЕДЕНИЕ

Важнейшим направлением проектирования и доводки конструкций автотранспортных средств (АТС) является обеспечение заданного уровня акустического комфорта в их пассажирских помещениях и низких уровней шума, излучаемого во внешнюю среду [1–3]. При этом весьма актуальна разработка объективных критериев, позволяющих достоверно оценить ощущение акустического комфорта в АТС, которое воспринимается субъективно и зависит от физиологических особенностей отдельного человека [4]. Решение представленной задачи усложняется необходимостью учета свойств когерентности и векторной направленности распространения звуковых волн, локализуемых в частично замкнутых пространствах АТС [5].

В публикациях [6–8] представлены результаты разработки комплексных критериев акустического комфорта АТС, сформированных из следующих параметров: эквивалентный уровень шума, разборчивость речи, громкость, флуктуация, тональность, звукоизоляция элементов кузова. Описанные критерии нарабатывались на ограниченном количестве образцов АТС (не более 20), нагрузочно-скоростных режимов эксплуатации и имеют недостаточную корреляцию с результатами субъективных экспертных оценок внутреннего шума.

В документе [9] описано предложение по маркировке АТС, произведенных на территории Европейского

союза, индексами $A...G$, характеризующими величины общих уровней внешнего и внутреннего шума, зарегистрированные при их сертификационных испытаниях. Указанная маркировка иллюстрирует относительную безразмерную оценку соответствия конструкций АТС санитарным и экологическим требованиям, однако не позволяет в должной мере оценить достигнутый уровень акустического комфорта.

Известны методы оценки качественных характеристик АТС [10–16], основанные на анализе объективных психоакустических критериев и субъективных психосоматических реакций человека на звуки различной сложности. Реализация указанных методов, как правило, связана с необходимостью проведения большого количества экспериментов по оценке влияния различных звуков на восприятие человеком, сложностью интерпретации и ранжирования получаемых результатов.

С целью исследования характеристик внутреннего шума современных АТС и выработки объективных критериев оценки уровня их акустического комфорта был выполнен анализ результатов акустических испытаний 70 моделей АТС (легковых автомобилей) категории $M1$ [17] 26 отечественных и зарубежных производителей, реализуемых на территории РФ в период 1996...2013 г. Среди исследованных образцов АТС 85 % имели постоянный привод на переднюю или заднюю ось и 15 % имели постоянный или подключаемый полный привод на обе оси.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Измерения акустических параметров образцов АТС проводились в дорожных и стендовых условиях испытаний на различных нагрузочно-скоростных режимах. Дорожные акустические испытания проводились на участках дорог общего пользования, соответствующих требованиям ГОСТ Р 51616 [18] и технического регламента о безопасности колесных транспортных средств [19]. Оценивались режимы движения АТС с интенсивным разгоном, стабилизированными скоростями и движения накатом с выключенным двигателем. Регистрация акустических параметров при движении с интенсивным разгоном производилась в диапазоне изменения оборотов двигателей $0,45n_{Ne} \dots 0,90n_{Ne}$ (мин⁻¹), где n_{Ne} соответствует номинальному значению эффективной мощности двигателя N_e (кВт), заявленному при официальных сертификационных испытаниях АТС по ГОСТ Р 41.85 [20]. При испытаниях АТС на режимах стабилизированного движения и накатом с выключенным двигателем выполнялась оценка акустических параметров в диапазоне скоростей 60...120 км/ч.

Стендовые акустические испытания проводились на неподвижных образцах АТС в условиях полномасштабной аэродинамической трубы (ПАДТ) и большой полубезэховой акустической камеры (БПАК). При стендовых аэроакустических испытаниях выполнялась оценка внутреннего шума АТС при имитации ПАДТ набегающего потока воздуха со скоростями 60...160 км/ч. При испытаниях в БПАК производилась оценка внутреннего шума АТС при работе двигателя на оборотах холостого хода и работе климатической (отопительно-вентиляционной) установки на режимах минимальной и максимальной производительности. Подробное описание применяемых методов стендовых акустических испытаний представлено в работе [21].

На каждом из исследуемых режимов измерения проводились в контрольных точках 1 и 2 пассажирских помещений АТС, соответствующих контрольным точкам Б и А по ГОСТ Р 51616 [18]. Определялись значения следующих акустических параметров: общих уровней шума (дБА), уровней звуковых давлений (дБ) на 2-й и 4-й порядковых моторных гармониках, спектральных составляющих уровней шума (дБА) в диапазоне частот 20...20000 Гц, индексов артикуляции (%).

Для сопоставительной оценки зарегистрированных акустических параметров АТС с группой аналогов определялись значения математического ожидания $M(X)$, значения верхней $+X$ и нижней $-X$ границ доверительного интервала. Сравнительная группа аналогов была составлена из АТС, обладающих общими классификационными признаками, функциональным назначением, масштабами производства и продаж, близкими техническими и экономическими показателями.

Категорийность акустического комфорта АТС на различных нагрузочно-скоростных режимах определялась следующими условиями распределения значений акустических параметров:

- категория 1 с экстравысоким уровнем, при значениях ниже $-X$;
- категория 2 с высоким уровнем, при значениях от $-X$ до $M(X)$;
- категория 3 со средним уровнем, при значениях от $M(X)$ до $+X$;

– категория 4 с низким уровнем, при значениях выше $+X$.

Ввиду того что величины индексов артикуляции имеют обратную значимость (более высокие значения соответствуют лучшей разборчивости речи), определение категорий по этому акустическому параметру выполняется в обратном порядке.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Результаты проведенных акустических исследований АТС на режиме движения с интенсивным разгоном показали (см. рис. 1), что значение математического ожидания $M(X)$ общих уровней шума составляет 75,7 дБА, индексов артикуляции 65,1 %. Значения верхней $+X$ и нижней $-X$ границ доверительного интервала общих уровней шума составляют 78,8 дБА и 72,6 дБА, индексов артикуляции составляют 75,6 % и 54,5 %. Тенденции изменения среднегодовых значений общих уровней шума характеризуются несущественным уменьшением (0,5 дБА за 10 лет), а значений индексов артикуляции – положительным ростом (2 % за 10 лет).

Полученные результаты исследований акустических параметров АТС на режимах движения со стабилизированными скоростями 60...120 км/ч показали (см. рис. 2), что значения математического ожидания $M(X)$ общих уровней шума и индексов артикуляции составляют 64,2...72,6 дБА и 50,4...81,9 %. Значения верхней $+X$ и нижней $-X$ границ доверительного интервала при этом составили соответственно 67,1...75,3 дБА и 61,2...90,1 %; 61,4...69,9 дБА и 39,6...73,6 %. Отмечается равномерное увеличение значений общих уровней шума при нарастающей стабилизированной скорости движения без выделения резонансного увеличения и спада. Тенденции изменения среднегодовых значений общих уровней шума и индексов артикуляции характеризуются положительным ростом на 1 дБА и 3 % за 10 лет, соответственно.

Сопоставление общих уровней шума одних и тех же образцов АТС на режимах движения со стабилизированными скоростями и движения накатом с выключенным двигателем свидетельствует о средней разнице их значений, равной 1,4...1,9 дБА. При этом на отдельных образцах АТС (5 % от общего числа) указанная разница достигает 4,3...6,1 дБА. Это косвенно свидетельствует о существенном вкладе силового агрегата и узлов ходовой части во внутренний шум этих АТС и указывает на резервы заметного улучшения их акустического комфорта.

Анализ уровней аэродинамического шума (см. рис. 3) свидетельствует о том, что подавляющее большинство (71 %) исследованных образцов АТС характеризуется категориями 2 – высокого (27 %) и 3 – среднего (44 %) акустического качества. Наименьшее количество исследованных образцов АТС (9 %) представлено категорией 4 низкого акустического качества. Разница в значениях общих уровней внутреннего шума идентичных образцов АТС на режиме движения со стабилизированными скоростями и на режиме имитации набегающего потока воздуха составляет в среднем 2,6...10,4 дБА. Наибольшая разница в указанных значениях общих уровней шума отмечается на минимальной скорости контролируемого скоростного диапазона 60 км/ч. Это свидетельствует о доминирующем вкладе в процесс генерирования виброакустического возбуждения и излучения силового агрегата и узлов ходовой части АТС.

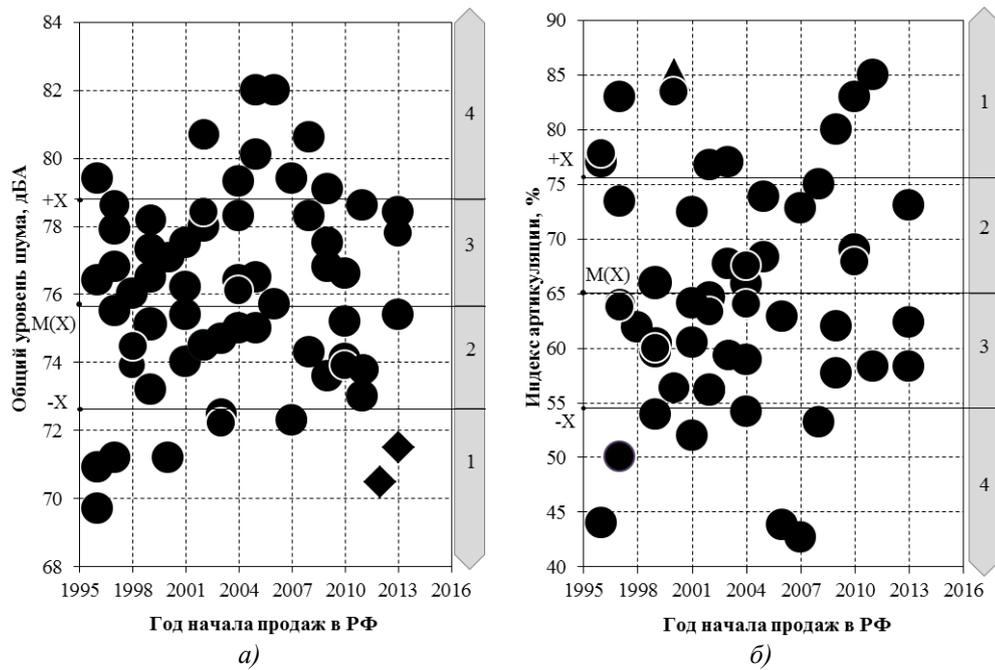


Рис. 1. Общие уровни шума (а) и индексы артикуляции (б), зарегистрированные в пассажирских помещениях АТС на режиме движения с интенсивным разгоном

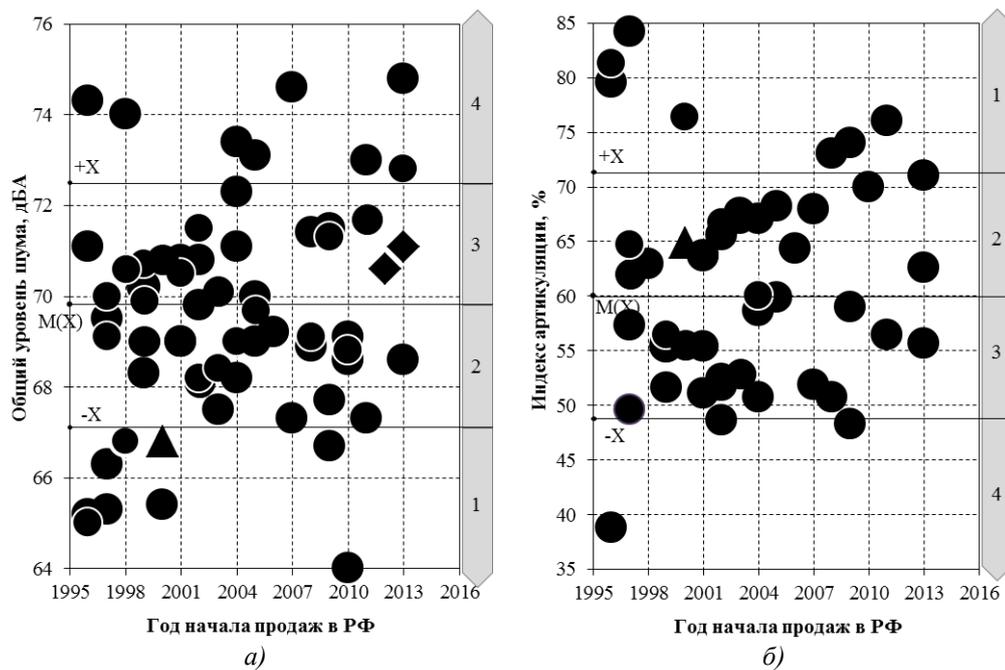


Рис. 2. Общие уровни шума (а) и индексы артикуляции (б), зарегистрированные в пассажирских помещениях АТС на режиме движения со стабилизированной скоростью 100 км/ч

РАЗРАБОТКА КРИТЕРИЕВ АКУСТИЧЕСКОГО КОМФОРТА

Определение комплексного индекса акустического комфорта CI предлагается выполнять с использованием выражения:

$$CI = 0,4 \cdot I_W + 0,3 \cdot I_C + 0,15 \cdot I_N + 0,15 \cdot I_A,$$

где I_W , I_C , I_N , I_A – индексы акустического комфорта АТС на режимах движения с интенсивным разгоном (I_W), со стабилизированными скоростями (I_C), накатом с выключенным двигателем (I_N), режимах аэродинамического воздействия потоков воздуха (I_A), определяемые представленными ниже выражениями.

$$I_W = 0,55 \cdot P_{WT} + 0,2 \cdot P_{2E} + 0,15 \cdot P_{4E} + 0,10 \cdot P_{WA},$$

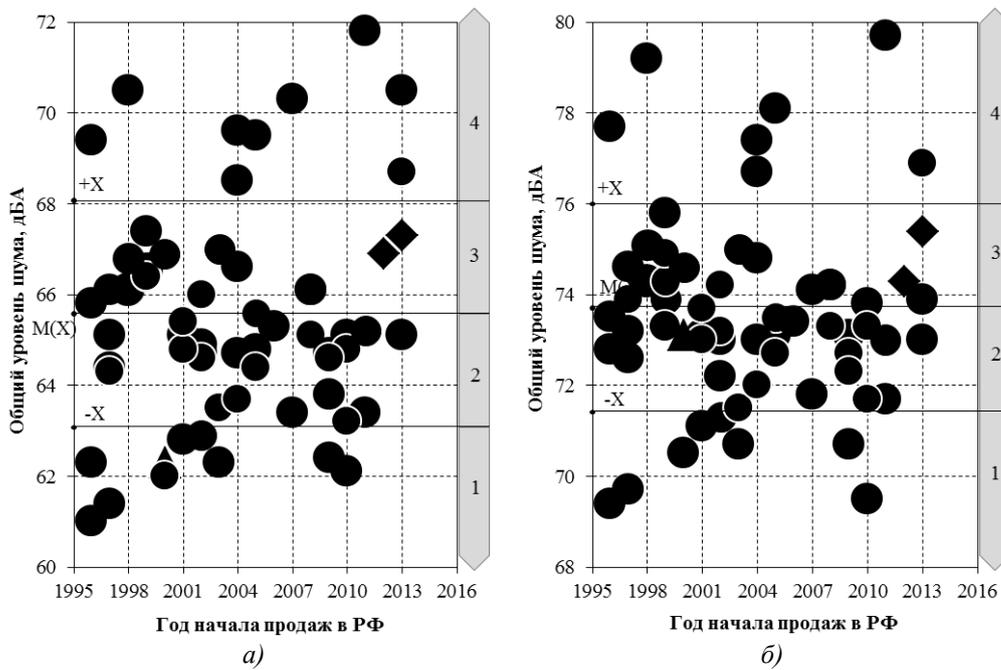


Рис. 3. Общие уровни шума, зарегистрированные в пассажирских помещениях неподвижных АТС при имитации набегающего потока воздуха со скоростями 100 км/ч (а) и 140 км/ч (б) в условиях ПАДТ

где P_{WT} , P_{2E} , P_{4E} – показатели общего уровня шума, уровней звуковых давлений на частотах второй и четвертой моторных гармоник, зарегистрированных на режиме движения АТС с интенсивным разгоном; P_{WA} – показатель индекса артикуляции при оборотах двигателя $0,65n_{Ne}$, мин^{-1} , зарегистрированного на режиме движения АТС с интенсивным разгоном.

$$I_C = 0,7 \cdot \sum_{v=60}^{120} k_1 \cdot P_{CTv} + 0,3 \cdot \sum_{v=60}^{120} k_1 \cdot P_{CAv}$$

$$I_N = \sum_{v=60}^{120} k_1 \cdot P_{NTv}$$

где P_{CTv} , P_{NTv} – показатели общих уровней шума, зарегистрированных на режимах движения со стабилизированными скоростями v и движения накатом с выключенным двигателем со скоростью v ; P_{CAv} – показатели индексов артикуляции, зарегистрированных на режимах движения со стабилизированными скоростями v ;

$k_1 = 0,55 - \frac{v}{300}$ – коэффициент весомости показателей P_{CT} , P_{NT} и P_{CA} при скорости v ;
 v – текущая стабилизированная скорость движения или текущая скорость начала движения накатом, км/ч (в диапазоне 60...120 км/ч с шагом 20 км/ч).

$$I_A = 0,7 \cdot \sum_{s=60}^{160} k_2 \cdot P_{ATs} + 0,18 \cdot P_{HT} + 0,12 \cdot P_{HA}$$

где P_{ATs} – показатели общих уровней шума, зарегистрированных при имитации набегающего потока воздуха со скоростями s ;

k_2 – коэффициент весомости показателей P_{ATs} при s (определяется нелинейной зависимостью);

s – текущая стабилизированная скорость набегающего потока воздуха, км/ч (в диапазоне 60...160 км/ч с шагом 20 км/ч);

P_{HT} , P_{HA} – показатели общих уровней шума и индексов артикуляции, зарегистрированных при работе климатической (отопительно-вентиляционной) установки АТС на режиме ее максимальной производительности.

Показатели общих уровней шума P_{WT} , P_{CT} , P_{NT} , P_{AT} , P_{HT} и уровней звуковых давлений P_{2E} , P_{4E} определяются с использованием следующего выражения:

$$P_{XX} = 1 - \frac{A - A_{\min}}{A_{\max} - A_{\min}}$$

При этом показатели индексов артикуляции P_{WA} , P_{CA} , P_{HA} определяются с использованием выражения:

$$P_{YY} = \frac{A - A_{\min}}{A_{\max} - A_{\min}}$$

где A , A_{\min} , A_{\max} – текущее, минимальное и максимальное значения акустических параметров, зарегистрированные на рассматриваемом нагрузочно-скоростном режиме.

На рисунке 4 представлены расчетные значения комплексных индексов CI акустического комфорта исследованных образцов АТС. Полученный массив значений CI ранжирован по акустическому комфорту на 4 группы: экстравысокое ($>0,7$), высокое ($0,5...0,7$), среднее ($0,3...0,5$), низкое ($<0,3$). Рассчитанные значения комплексного индекса CI акустического комфорта АТС следует рассматривать как интегральную оценку достигнутого уровня и совершенства конструкций с точки зрения внутреннего шума.

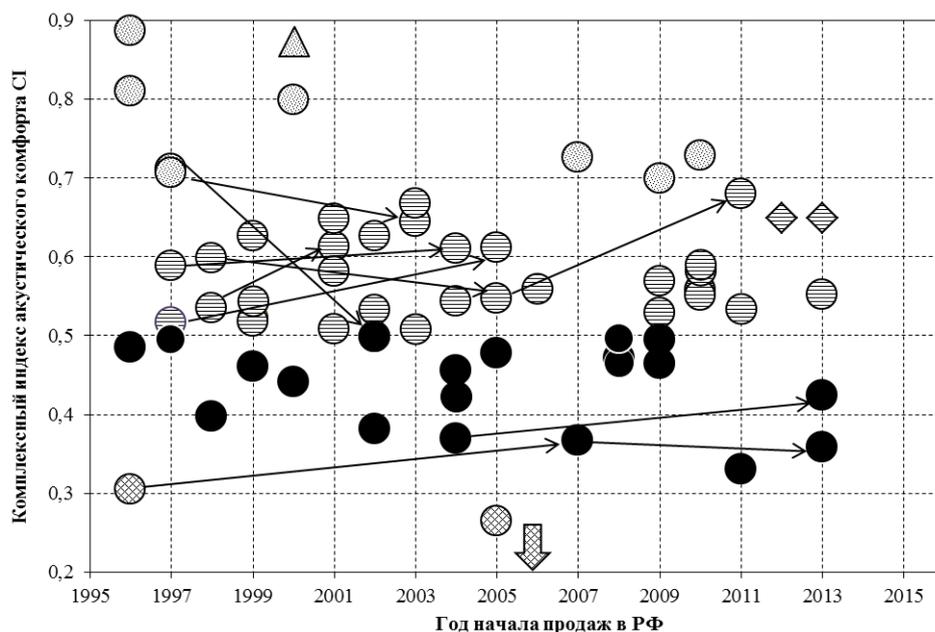


Рис. 4. Комплексные индексы CI акустического комфорта исследованных АТС

Таким образом, к группе экстравысокого акустического комфорта отнесены 14 % исследованных образцов АТС. К примеру, к ним относятся АТС моделей VW Passat, VW Golf, Audi A4, Toyota Prius, Nissan Quashqai, Skoda Yeti, Mazda 6. Группа высокого акустического комфорта включает 48 % образцов АТС, в частности, к ним относятся Opel Astra, Ford Focus, Kia Sportage, Skoda Fabia, Suzuki Grand Vitara, Chevrolet Cruze, Honda Civic, Hyundai Solaris и др. К группам среднего и низкого акустического комфорта относятся, соответственно, 34 % и 4 % исследованных образцов АТС.

Как показал анализ результатов выполненных расчетов, тенденция изменения среднегодовых значений комплексного индекса CI характеризуется устойчивым спадом. При этом изменение значений комплексного индекса CI различных поколений идентичных моделей АТС (Ford Focus, Opel Astra, Lada Kalina, Peugeot 306/307 и др.) характеризуется положительной тенденцией роста (до 20 % за 10 лет).

Правомерность использования представленной расчетной модели оценочных критериев акустического комфорта АТС подтверждается сильными корреляционными связями индексов I_W , I_C , I_N , I_A с субъективными экспертными оценками внутреннего шума АТС на идентичных нагрузочно-скоростных режимах испытаний. В частности, коэффициенты корреляции на режимах движения с интенсивным разгоном, движения со стабилизированными скоростями и накатом, имитации набегающего потока воздуха составляют 0,86...0,98. При этом коэффициент корреляции комплексного индекса CI акустического комфорта с суммарной субъективной экспертной оценкой составляет 0,97.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

1. Проанализировано статистическое распределение акустических параметров 70 моделей АТС категории M1, оценен характер их изменения в зависимости от нагрузочно-скоростных режимов эксплуатации и года выпуска.

2. Определены объективные оценочные критерии ранжирования акустических параметров АТС, регистрируемых в их пассажирских помещениях, по четырем категориям комфорта.

3. Разработана модель формирования комплексного индекса, позволяющего оценивать уровень конкурентоспособности и совершенства конструкций АТС с точки зрения акустического комфорта.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Dings J. Can you hear us?. Belgium: T&E – European Federation for Transport and Environment, 2008. 12 p.
2. Галевко Ю.В., Щепкин А.И., Фесина М.И. Вопросы шума АТС в КВТ ЕЭК ООН (к 50-летию Женевского соглашения 1958 года) // Журнал автомобильных инженеров. 2008. № 4. С. 36–43.
3. Environmentally Friendly Vehicles and the World Forum for Harmonization of Vehicle Regulations (WP.29). 2003–2012: Ten Years of Progress and Future Trends. Geneva: UNECE, 2013. 39 p.
4. Fastl H., Zwicker E. Psychoacoustics. Facts and Models. Berlin: Springer-Verlag, 2007. 471 p.
5. Geib W. Schallflub im Automobil // ATZ. 1991. № 9. S. 562–576.
6. Rossi F., Nicolini A., Filipponi M. An Index for Motor Vehicle Passengers Acoustical Comfort // The 32nd International Congress and Exposition on Noise Control Engineering. Korea, 2003. P. 1–8.
7. Prasad M.S., Watkins S., Wang X., Hill S., Weymouth D. Rating criteria for vehicle in-cabin noise with emphasis on HVAC system operation // Int. J. Vehicle Noise and Vibration. 2009. Vol. 5. № 1-2. P. 175–191.
1. Genuit K. Sound-Engineering im Automobilbereich. Methoden zur Messung und Auswertung von Geräuschen und Schwingungen. Berlin: Springer-Verlag, 2010. 610 s.
2. Sliggers J. A noise label for motor vehicles: towards quieter traffic // Informal document GRB-61-01. 61st GRB. Rome, 2015. P. 1–18.

3. Pflüger M., Brandl F., Bernhard U., Feitzelmayer K. *Fahrzeugakustik*. Wien: Springer-Verlag, 2010. 222 s.
4. Lyon R.H. Product Sound Quality - from Perception to Design // *Sound and Vibration Magazine*. 2003. № 3 (March). P. 18–22.
5. Bowen D.L. Correlating Sound Quality Metrics and Jury Ratings // *Sound and Vibration Magazine*. 2008. № 9 (September). P. 12–14.
6. Kim T.G., Lee S.K., Lee H.H. Characterization and quantification of luxury sound quality in premium-class passenger cars // *Journal of Automobile Engineering*. 2009. Vol. 223. № 3. P. 343–353. DOI: 10.1243/09544070JAUTO989.
7. Nakasaki R., Hasegawa H., Kasuga M. Subjective evaluation of sound images of air-conditioning system in a vehicle // *Acoust. Sci. & Tech.* 2011. Vol. 32. № 4. P. 137–142.
8. Bodden M. Instrumentation for Sound Quality Evaluation // *ACUSTICA. Acta acustica*. 1997. Vol. 83. P. 775–783.
9. Robinson D., Hawksford M. Psychoacoustic models and non-linear human hearing // *AES 109th Convention*. Los Angeles, 2000. P. 11–14.
10. Consolidated Resolution on the Construction of Vehicles (R.E.3) // *World Forum for Harmonization of Vehicle Regulations*. 161th session. Geneva, 2014. P. 1–102.
11. ГОСТ Р 51616. Автомобильные транспортные средства. Шум внутренний. Допустимые уровни и методы испытаний. М.: Изд-во стандартов, 2000. 19 с.
12. РФ. Правительство. Технический регламент о безопасности колесных транспортных средств : утв. постановлением № 720 от 10.09.2009.
13. ГОСТ Р 41.85-99. Единообразные предписания, касающиеся официального утверждения двигателей внутреннего сгорания или систем электротяги, предназначенных для приведения в движение механических транспортных средств категорий М и N, в отношении измерения полезной мощности и максимальной 30-минутной мощности систем электротяги. М.: Изд-во стандартов, 2001. 32 с.
14. Фесина М.И., Краснов А.В., Горина Л.Н. Автомобильные акустические материалы. Проектирование и исследование низкошумных конструкций автотранспортных средств. В 2 ч. Ч. 1. Тольятти: ТГУ, 2010. 304 с.
15. Bodden M. Instrumentation for Sound Quality Evaluation. *ACUSTICA. Acta acustica*, 1997, vol. 83, pp. 775–783.
16. Robinson D., Hawksford M. Psychoacoustic models and non-linear human hearing. *AES 109th Convention*. Los Angeles, 2000, pp. 11–14.
17. Consolidated Resolution on the Construction of Vehicles (R.E.3). *World Forum for Harmonization of Vehicle Regulations*. 161th session. Geneva, 2014, pp. 1–102.
18. *GOST R 51616. Avtomobilnye transportnye sredstva. Shum vnutrenniy. Dopustimye urovni i metody ispytaniy* [Motor vehicles. Internal noise. Permissible levels and methods of tests]. Moscow, Izdatelstvo standartov Publ., 2000. 19 p.
19. RF Government order “Standards and Recommended Practices on safety of wheeled vehicles” of September 10, 2009 no. 720 (in Russian).
20. *GOST R 41.85-99. Edinoobraznye predpisaniya, kasayushchiesya ofitsialnogo utverzhdeniya dvigateley vnutrennego sgoraniya ili sistem elektrotzyagi, prednaznachennykh dlya privedeniya v dvizhenie mekhanicheskikh transportnykh sredstv kategoriy M i N, v otnoshenii izmereniya poleznoy moshchnosti i maksimalnoy 30-minutnoy moshchnosti sistem elektrotzyagi* [Uniform provisions concerning the approval of internal combustion engines or electric drive trains intended for the propulsion of motor vehicles of categories M and N with regard to the measurement of the net power and the maximum 30 minutes power of electric drive trains]. Moscow, Izdatelstvo standartov Publ., 2001. 32 p.
21. Fesina M.I., Krasnov A.V., Gorina L.N. *Avtomobilnye akusticheskie materialy. Proektirovanie i issledovanie* *International Congress and Exposition on Noise Control Engineering*. Korea, 2003, pp. 1–8.
7. Prasad M.S., Watkins S., Wang X., Hill S., Weymouth D. Rating criteria for vehicle in-cabin noise with emphasis on HVAC system operation. *Int. J. Vehicle Noise and Vibration*, 2009, vol. 5, no. 1-2, pp. 175–191.
8. Genuit K. *Sound-Engineering im Automobilbereich. Methoden zur Messung und Auswertung von Geräuschen und Schwingungen*. Berlin, Springer-Verlag, 2010. 610 s.
9. Sliggers J. A noise label for motor vehicles: towards quieter traffic. *Informal document GRB-61-01. 61st GRB*. Rome, 2015, pp. 1–18.
10. Pflüger M., Brandl F., Bernhard U., Feitzelmayer K. *Fahrzeugakustik*. Wien, Springer-Verlag, 2010. 222 s.
11. Lyon R.H. Product Sound Quality - from Perception to Design. *Sound and Vibration Magazine*, 2003, no. 3 (March), pp. 18–22.
12. Bowen D.L. Correlating Sound Quality Metrics and Jury Ratings. *Sound and Vibration Magazine*, 2008, no. 9 (September), pp. 12–14.
13. Kim T.G., Lee S.K., Lee H.H. Characterization and quantification of luxury sound quality in premium-class passenger cars. *Journal of Automobile Engineering*, 2009, vol. 223, no. 3, pp. 343–353. DOI: 10.1243/09544070JAUTO989.
14. Nakasaki R., Hasegawa H., Kasuga M. Subjective evaluation of sound images of air-conditioning system in a vehicle. *Acoust. Sci. & Tech.*, 2011, vol. 32, no. 4, pp. 137–142.

REFERENCES

1. Dings J. *Can you hear us?* Belgium, T&E – European Federation for Transport and Environment, 2008. 12 p.
2. Galevko Yu.V., Shchepkin A.I., Fesina M.I. Issues of MV noise in ITC UNECE (to the 50th anniversary of the Geneva Convention of 1958). *Zhurnal avtomobilnykh inzhenerov*, 2008, no. 4, pp. 36–43.
3. *Environmentally Friendly Vehicles and the World Forum for Harmonization of Vehicle Regulations (WP.29)*. 2003–2012: Ten Years of Progress and Future Trends. Geneva, UNECE, 2013. 39 p.
4. Fastl H., Zwicker E. *Psychoacoustics. Facts and Models*. Berlin, Springer-Verlag, 2007. 471 p.
5. Geib W. Schallflub im Automobil. *ATZ*, 1991, no. 9, pp. 562–576.
6. Rossi F., Nicolini A., Filipponi M. An Index for Motor Vehicle Passengers Acoustical Comfort. *The 32nd In-*

nizkoshumnykh konstruksiy avtotransportnykh sredstv
[Automobile sound proof materials. Development and

research of low noise designs of motor vehicles]. Togliatti, TGU Pulb., 2010, part 1, 304 p.

RESEARCH AND DEVELOPMENT OF EVALUATION CRITERIA OF MOTOR VEHICLES ACOUSTIC COMFORT

© 2015

A. V. Krasnov, PhD (Engineering),
assistant professor of Chair “Management of industrial and environmental safety”
Togliatti State University, Togliatti (Russia)

Keywords: motor vehicle; acoustic comfort; noise level; articulation index; acoustic comfort index.

Abstract: Ensuring the set level of acoustic comfort in passenger compartments of motor vehicles (hereinafter – MV) and low levels of external noise represents the important direction in their design and improvement. One of the important tasks in this process is the development of the objective criteria that characterize the attainable level of acoustic comfort of the developed construction of a vehicle. Well-known methods and objective criteria for assessment of acoustic comfort are characterized by limited load and high-speed modes of operation, complexity of interpretation and ranging of the obtained results, and insufficient correlation with results of the subjective expert opinion. The paper analyzes results of experimental studies of internal noise of 70 models of motor vehicles (cars) of the domestic and foreign manufacturers executed in road and bench test conditions. Road acoustic tests were carried out on public roads, moving with intensive acceleration, stabilized speeds, and motion with the engine switched off. Bench acoustic tests were carried out on motionless samples of motor vehicles in the conditions of a full-scale whirl tube and a big semi-anechoic acoustic chamber. In the course of analysis of the obtained results the researcher assesses statistical distribution of the studied parameters; the nature of their change depending on the load and high-speed modes of operation; chronological tendencies. The studied samples of MV are ranged into four categories of acoustic comfort in each of the studied modes of acoustic tests. The model of formation of a complex index of MV acoustic comfort has been developed based on the parameters of noise levels, levels of sound pressure at frequencies of motor harmonicas, and articulation indexes. Contribution of each of the acoustic parameters measured on various modes of tests is defined by empirical coefficients of weight. Objective criteria of ranging the acoustic parameters in various load and high-speed modes of operation can be used in technical requirements to design of the new and modernization of the existing models of MV. The complex index of acoustic comfort is offered to be applied for determination of competitiveness level and perfection of MV design within the target group of analogs.

ОЦЕНКА СТРОЕНИЯ ИЗЛОМОВ И СТРУКТУР В КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЯХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ КОМПЬЮТЕРИЗИРОВАННЫХ ПРОЦЕДУР

© 2015

А.В. Кудря, доктор технических наук, профессор кафедры «Металловедение и физика прочности»

Э.А. Соколовская, кандидат технических наук, доцент кафедры «Металловедение и физика прочности»

Ле Хай Нинь, аспирант кафедры «Металловедение и физика прочности»

В.А. Траченко, аспирант кафедры «Металловедение и физика прочности»

С.В. Скородумов, кандидат технических наук, инженер 1-й категории УНЦ «Международная школа микроскопии»

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва (Россия)

К.Б. Папина, ведущий инженер лаборатории химического и структурного анализа

Московский городской центр

по исследованию физико-механических свойств конструкционных материалов ОАО «МОСГАЗ»

Чинь Хью Чыонг, студент

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва (Россия)

Ключевые слова: конструкционные стали; разномасштабные структуры; излом; компьютеризированные процедуры обработки изображений; стереофотограмметрия; трехмерная модель рельефа; полиэдры Вороного; параметры геометрии излома; механизм разрушения.

Аннотация: Отсутствие быстродействующих, документированных, объективных процедур измерения структур и изломов затрудняет сопоставление неоднородности их строения для выявления критических факторов структуры, лимитирующих разрушение. Отсюда, в частности, принимаемые с целью повышения качества металлопродукции управленческие решения нередко носят субъективный характер, что делает их малоэффективными, ограничивая их применение узким кругом задач. Использование предложенных компьютеризированных процедур обеспечило возможность проведения массовых документированных измерений изображений структур и изломов конструкционных сталей в 2D и 3D-масштабах наблюдения. Для более точной идентификации структур их наблюдали на одном и том же поле шлифа с привлечением оптической, атомно-силовой, растровой электронной микроскопии и дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD-анализа). Из массовых измерений 2D и 3D геометрии вязких изломов сталей с различными типами структур (сорбит отпуска, феррит-перлитная полосчатость, остатки дендритной структуры), схем испытания (на удар и статическое растяжение, при вырезке образцов вдоль и поперек направления прокатки, тангенциально в поковке) реконструировали рельеф излома. Это позволило выделить параметры геометрии рельефа, определяющие различия в уровне вязкости металла (глубина и диаметр ямки, толщина перемычки между смежными ямками). Для оценки неоднородности размещения ямок в изломе использована статистика полиэдров Вороного (распределение полиэдров по площадям, числу соседей и расстоянию между ямками). Накопленная статистика результатов измерения элементов строения структур и изломов, в частности, может быть полезна как для их идентификации, так и для уточнения механизмов вязкого и хрупкого разрушения в конструкционных сталях (при прямом сопоставлении неоднородности строения структур и изломов) с целью выявления факторов, лимитирующих качество металла. Это существенно для повышения объективности и эффективности управленческих решений при повышении однородности качества металлопродукции широкого назначения.

Разнообразные сценарии протекания технологической наследственности (различия в эволюции структур и дефектов в рамках технологической цепочки) в пределах нормативного поля допуска отлаженного производственного процесса приводят к образованию номинально однотипных, но отличающихся геометрией своего строения структур. Это причина различий в сопротивляемости металла разрушению и, соответственно, колебаний качества конструкционной стали.

Для выявления роли геометрии структур в разрушении необходимы массовые документированные наблюдения их строения и последующее сопоставление с результатами измерения строения изломов (наиболее доступного способа анализа разрушения). Однако существующие стандарты предполагают преимущественно качественные оценки строения структур и изломов – на основе сравнения их изображений с эталонами (картинками) или словесным описанием. Это затрудняет выявление критических параметров структур, лимитирующих вязкость конструкционных материалов, выработку объективных требований к допустимой их неоднородности.

Решение поставленной задачи невозможно без развития и использования быстродействующих компьютеризированных процедур обработки изображений структур и изломов. Существует достаточно большое количество программных продуктов, направленных на реализацию возможностей современных средств цифровой регистрации, однако эффективность имеющихся алгоритмов и решений в значительной мере зависит от глубины гипотезы о связи выбираемых признаков изображений с искомым свойством материала. Немаловажную роль в получении объективных результатов играет соответствующее метрологическое обеспечение компьютеризированных процедур, корректное использование статистики [1–3]. Полезно также использование дополнительной информации о структурах и разрушении, которые могут дать современные средства наблюдения [4–7].

Данные подходы были использованы при сопоставлении структур и изломов (образцов на удар и растяжение) широкого спектра сталей типа 08Ю, Ст3сп, 40Х2Н2МА, 38ХН3МФА, 16Г2АФ, 15Х2НМФА, 09Г2С, 10ХСНДА в различном состоянии поставки (сорт,

поковки, лист) для выявления факторов, определяющих пластичность и вязкость сталей.

При анализе изображений структур и изломов разделение информативных (однотипных) элементов обычно производится на основе сопоставления интенсивности их яркости и геометрии строения (вытянутость, площадь, периметр, разветвленность и т. д.).

Для некоторых сложных структур, например в трубных сталях класса прочности К65 (Х80) и выше, где есть известная неопределенность в идентификации отдельных структурных элементов средствами оптической микроскопии [8], может быть полезно дополнительное наблюдение структур на одном и том же поле шлифа методами атомно-силовой (АСМ), растровой электронной микроскопии (РЭМ) и дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD-анализа). С целью более глубокого понимания особенностей строения элементов структуры трубных сталей (феррит, бейнит, включая границы раздела между ними) эффективным оказалось предварительное исследование морфологии их аналогов на эталонных объектах, например, зерен феррита на шлифах из листовой стали 08Ю, где, в частности, удалось показать, что смежные зерна феррита представляют собой площадки, находящиеся на различной высоте друг относительно друга (рис. 1). Такой подход позволил более объективно подойти к интерпретации структурных составляющих в высокопрочных трубных сталях и определить границы эффективного применения в этих целях оптической микроскопии, что

важно для аттестации качества трубного металла в условиях массового производства.

При экспресс-оценке полосчатых структур полезным может оказаться использование Фурье-преобразования оптического изображения. Так, в структуре листовых сталей СтЗсп и 09Г2С два пиковых значения спектральной плотности соответствовали масштабам зерна феррита и шагу полос перлита (рис. 2). Сопоставление с результатами Фурье-преобразования 2D-изображений вязкого излома ударных образцов стали СтЗсп (в плоскости, параллельной поверхности шлифа) выявило в ряде случаев удовлетворительное соответствие строения изображений структур и изломов.

Из установленного соотношения значений периодов спектральной плотности изображений феррито-перлитной полосчатости в микроструктуре и вязких изломов стали СтЗсп ($21,4 \pm 1,4$ и $35,8 \pm 2,8$; $20,4 \pm 0,8$ и $40,3 \pm 1,1$ мкм, соответственно), в частности, вытекает наличие связи между размером зерна феррита и шагом полос перлита – с одной стороны и размером ямок и периодичности строения мезорельефа излома – с другой стороны.

Полученные результаты могут быть полезны для понимания роли масштабов полосчатости в разрушении и еще раз подтверждают важность прямого сопоставления строения разнородных структур и изломов при выявлении причин различий в энергоёмкости вязкого разрушения.

2D-изображения («плоские» снимки) изломов, получаемые с использованием сканирующей электронной

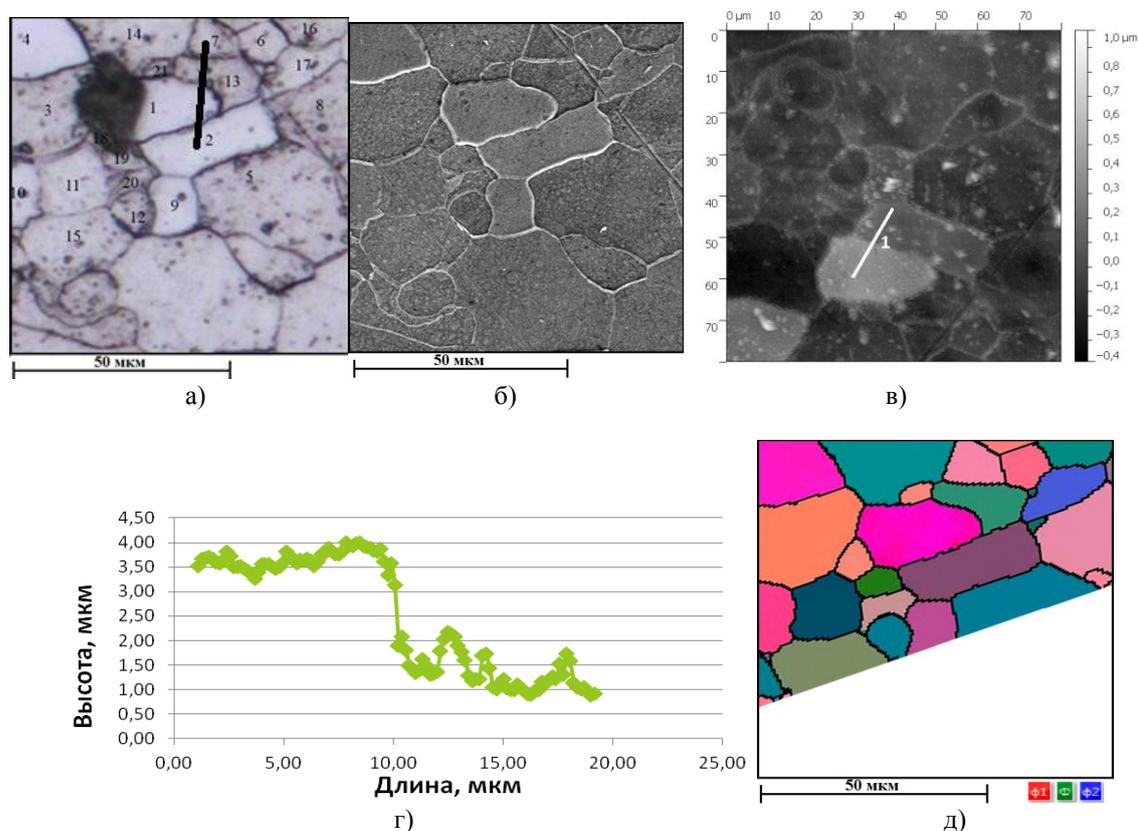


Рис. 1. Изображения структуры зерен феррита, полученные с использованием оптической (а), сканирующей (б), атомно-силовой микроскопии (в), включая профиль поверхности двух смежных зерен феррита вдоль секущей 1 (г), и EBSD-анализа (д) на одном и том же поле зрения

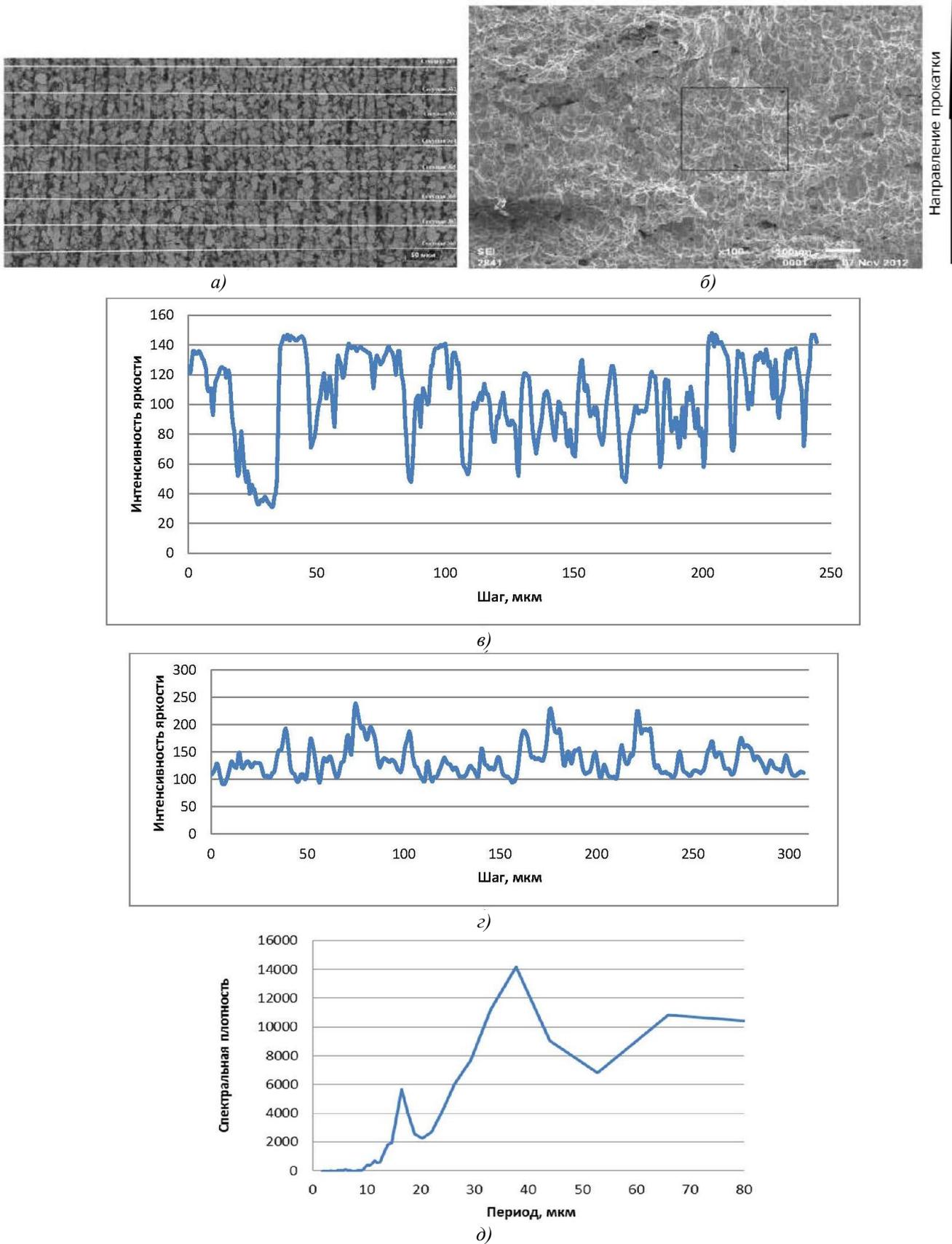


Рис. 2. Изображение феррито-перлитной полосчатости в структуре стали (а) и сопутствующее ему 2D-изображение вязкого излома ударного образца (б) СтЗсп (а) с характерным распределением интенсивности яркости в оттенках серого вдоль одной из секущих, выделенных белым цветом (в, г – в структуре и изломе соответственно), и его Фурье-преобразование (д, е, соответственно)

микроскопии, обычно используются для качественного наблюдения рельефа. 3D-реконструкция рельефа [1; 9; 10], когда стереопары, полученные в сканирующем электронном микроскопе, преобразуют в карту рельефа методами классической стереофотограмметрии, обеспечивает возможность количественных измерений геометрии излома. Ее ограничения обусловлены трудоемкостью процедуры реконструкции 3D-модели, в частности, из-за необходимости указания достаточного числа пар реперных точек, совпадающих на поле зрения, и недостатка вычислительных мощностей.

Однако современные программные продукты и рост компьютерных мощностей делают реальным построение 3D-моделей, по меньшей мере, в исследовательской практике. Нами эти возможности, в частности, были использованы для восстановления 3D-изображений (программа Photomod) вязких изломов конструкционных сталей с целью уточнения механизмов образования пор и их слияния при разрушении [11–13] в случае рас-

пространения магистральной трещины на дне макрохрупкого квадрата ударных образцов и донной трещины в образце на растяжение.

Для анализа геометрии вязкого излома выделяли его характерные элементы – ямки и перемычки между ними с последующим измерением глубин и поперечников ямок, их форм, толщин перемычек, оценкой их строения (наличие микроямок) (рис. 3).

Их распределение носит асимметричный характер, отражающий распределение неметаллических включений по размерам (рис. 4), поэтому сопоставление различных выборок ямок (по размерам) эффективнее проводить с применением критериев непараметрической статистики. В нашем случае был использован критерий Колмогорова – Смирнова [14].

Соотношение глубин ямок и их диаметров (с известными ограничениями [15]) может быть оценено как близкое к линейному. Это выполнялось для ямок вязкого излома сталей всего исследуемого в работе сортамента

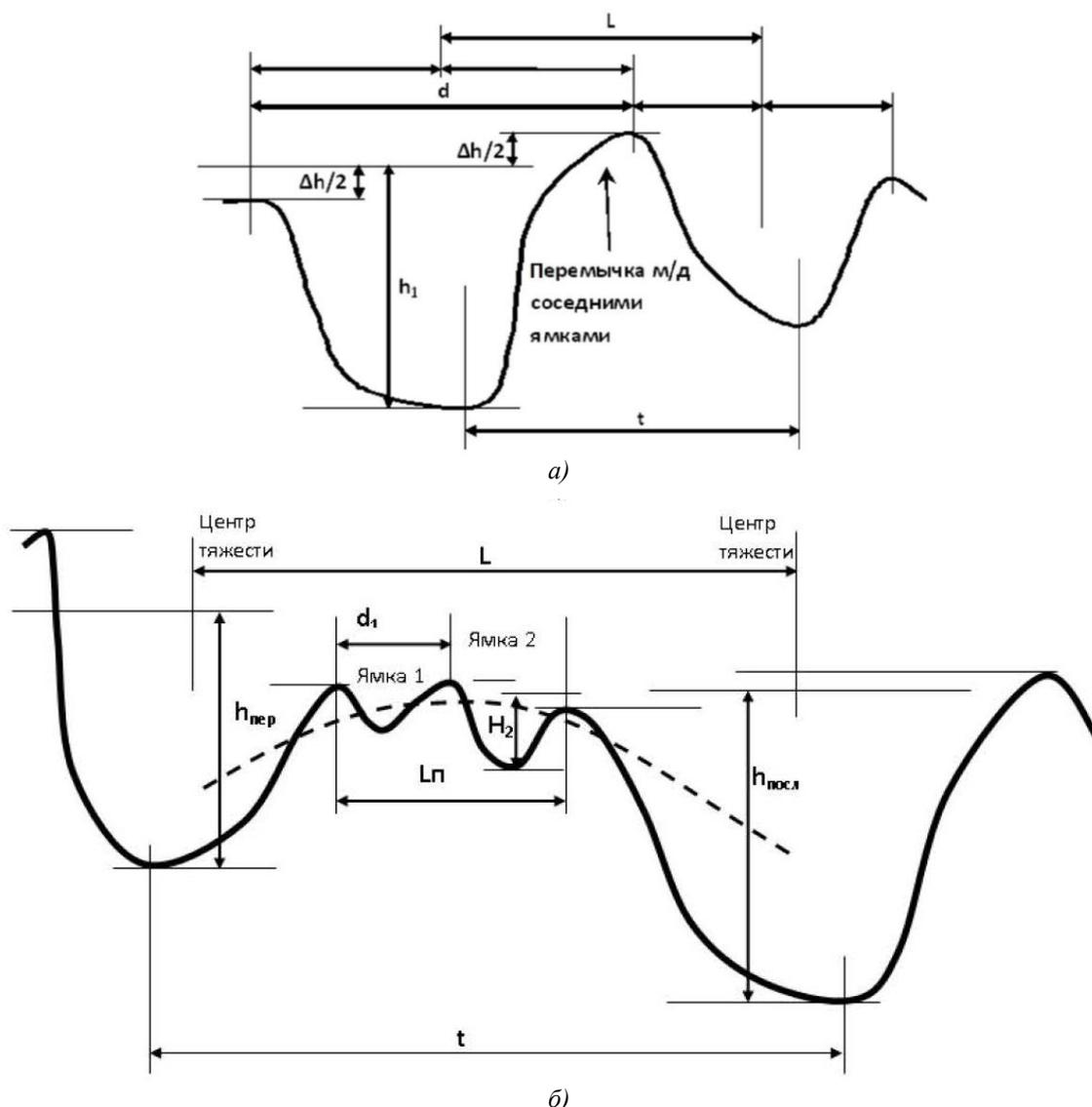


Рис. 3. Схема определения размеров ямок вязкого излома (диаметр – d , глубина – h), толщин перемычек – L_p , расстояния между смежными ямками – L , в т. ч. между точками, соответствующими их наибольшей глубине (t) (а, б – два типа перемычек между смежными ямками, без и с микроямками на них)

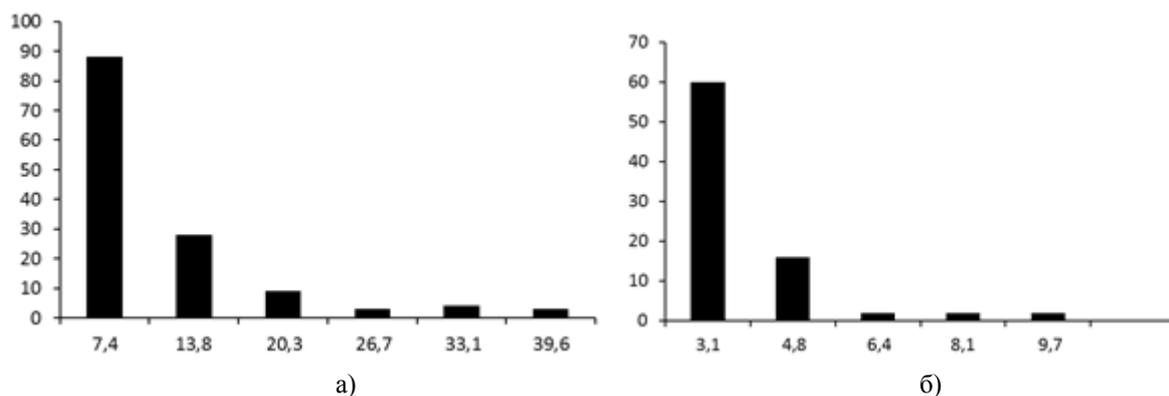


Рис. 4. Пример типичного распределения ямок по размерам (диаметр, мкм), вязкие изломы ударных образцов из сталей 09Г2С (а) и 40Х2Н2МА (б)

металлопродукции (включая лист), схем нагружения образца (на растяжение и удар) и вырезки образцов (продольные и Z-образцы на растяжение). Отсюда, в частности, вытекает возможность проведения в ряде случаев предварительного быстрого сопоставления вязких изломов по «плоским» (2D) картинкам.

Для повышения объективности оценки вязкости сталей по виду изломов существенным может оказаться измерение толщин перемычек между смежными ямками, их величина в той или иной мере должна характеризовать степень участия микропластической деформации, предшествующей слиянию пор при вязком разрушении. По-видимому, вполне закономерно, что изменение толщины перемычки L_n соответствует вариации значений расстояний между центрами смежных ямок L (их центрами тяжести по измерениям на 2D-кадре) $L_n = (-0,72 \pm 0,31) + (0,5 \pm 0,02)L$ (рис. 5). Прямыми измерениями геометрии вязкого излома также было показано, что разрушение перемычек между смежными ямками, когда вязкость максимальна, происходило по линии действия касательных напряжений (разрушение срезом). С понижением вязкости перемычка разрушалась мезоотрывом (протяженность такой мезоплощадки дос-

тигала 40–50 мкм) с образованием на ней ямок микронного размера (до 5–10 штук).

Очевидно, что механизм роста и слияния пор, образующихся, как правило, на хрупких или пластичных частицах вследствие их разрушения или отслоения от металлической матрицы, должен также зависеть от особенностей размещения включений в матрице. Для оценки неоднородности их размещения были, в частности, оценены возможности построения полиэдров Вороного [16]. С этой целью отдельные 2D-кадры изображений вязкого излома, полученных в сканирующем микроскопе (при увеличениях до 1000 крат), были «склеены» в панорамы, отражающие типичное строение исследуемых изломов в микро- и мезомасштабах наблюдения. Их бинаризация [2] обеспечила представление изображения в виде матрицы типа «0-1», наиболее удобной для последующей обработки.

Были построены гистограммы распределения площадей полиэдров и числа их соседей (например, рис. 6), отражающие, в частности, наличие областей с повышенной плотностью ямок, что характеризует особенности зарождения вязкого разрушения [16]. Для оценки воспроизводимости получаемых результатов варьировали

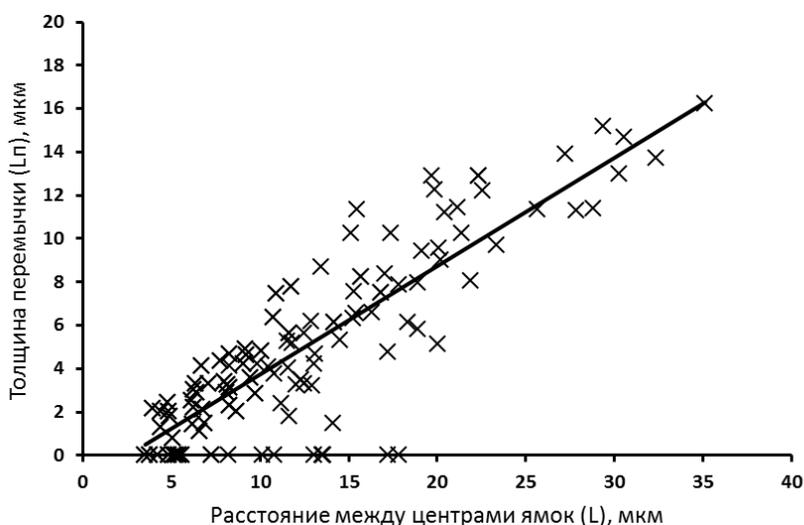


Рис. 5. Взаимосвязь между значениями толщин перемычек и расстояний между центрами смежных ямок, излом продольного ударного образца из листовой стали 09Г2С

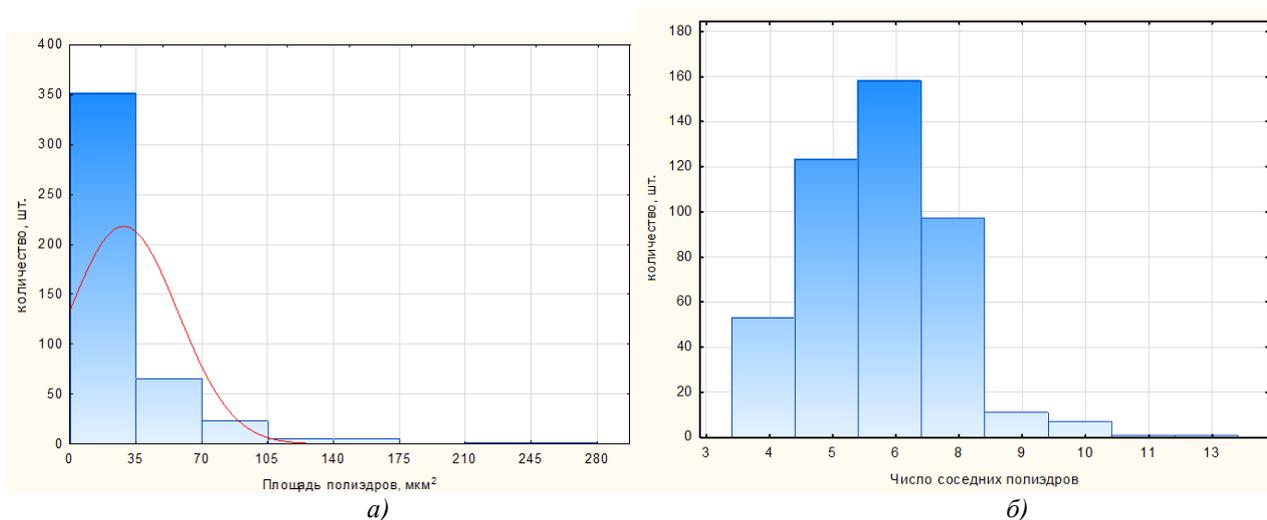


Рис. 6. Пример распределения полиэдров Вороного по площадям (а) и числу соседей (б), излом продольного ударного образца из листовой стали 09Г2С

площадь анализируемого кадра бинаризованного изображения вязкого излома и уровень порогового (минимального) значения ямки, используемого при построении полиэдров Вороного.

Очевидно, что при выборе размера анализируемой панорамы также необходимо учитывать и особенности распределения ямок по размерам. С этой целью строили как классические гистограммы распределения площадей ямок, так и их распределение, которое учитывало долю площади, занимаемой в изломе ямками каждого размерного диапазона (число разбиений гистограммы определяли как $n^{1/3}$, где n – число измерений [17]) (рис. 7).

С использованием критерия Колмогорова – Смирнова было показано (например, рис. 8), что для каждого вида излома существует своя минимально допустимая площадь наблюдения, обеспечивающая воспроизводимость получаемых результатов. Это, в частности, указывает на необходимость получения достаточной статистики результатов при решении задач, связанных с количественной оценкой строения изломов.

Учет всех методических обстоятельств позволяет объективно выделить критические параметры строения излома, связанные с колебаниями вязкости и пластичности. В частности, было показано, что доля, занимае-

мая перемычками в вязких изломах, связана с уровнем ударной вязкости исследуемых в работе сталей (рис. 9 а). Это прямо указывает на существенное влияние микропластической деформации, предшествующей слиянию пор (например, при распространении трещины по дну макрохрупкого квадрата), на колебания вязкости конструкционных сталей в различном состоянии поставки. Однако действие этого фактора связано с мерой на шкале «регулярность – скученность ямок», которая вытекает из статистики расстояний между центрами ближайших частиц, распределений полиэдров Вороного по числу ближайших соседей (рис. 9 б).

Построение полиэдров Вороного в ряде случаев оказалось полезным и при оценке неоднородности структур – в связи с необходимостью объяснения закономерности формирования рисунка ямочного рельефа на 2D-панораме, например, в крупных поковках из улучшаемой стали 38ХНЗМФА с сохранившейся дендритной структурой [18], по картине распределения пятен серного отпечатка на шлифе с целью привязки мест локализации крупных ямок в изломе к геометрии размещения сульфидов.

На геометрию ямок влияет также неоднородность микроструктуры. Так, в частности, в изломах продольных

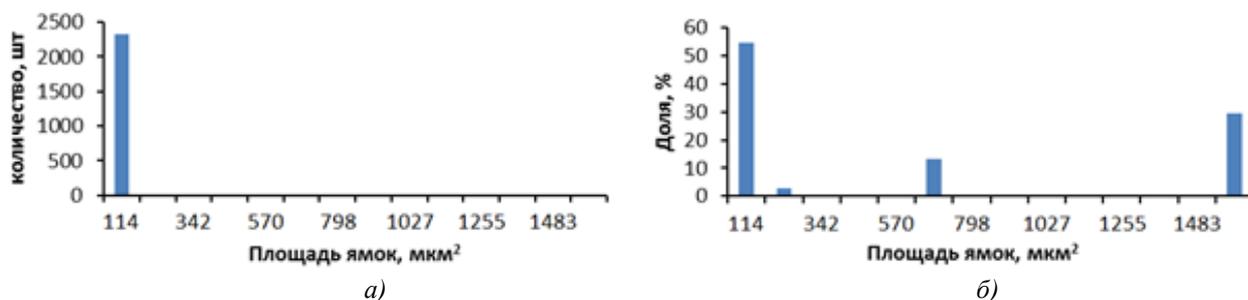


Рис. 7. Распределение ямок по размерам (площадям) в зависимости от их количества (а) и доли площади, занимаемой ямками каждого размерного диапазона (б), излом ударного образца из улучшаемой стали 40Х2Н2МА

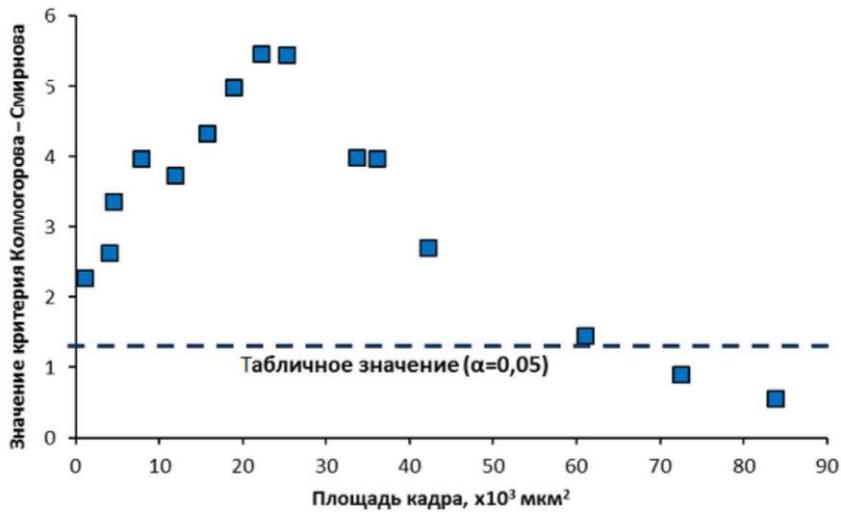
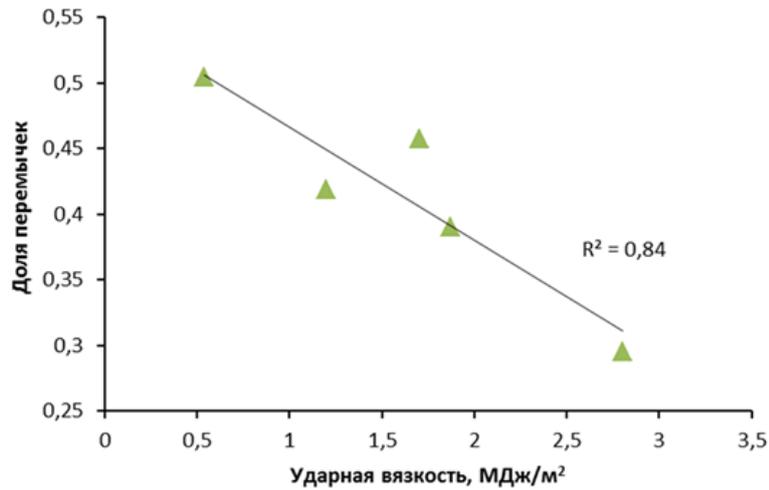
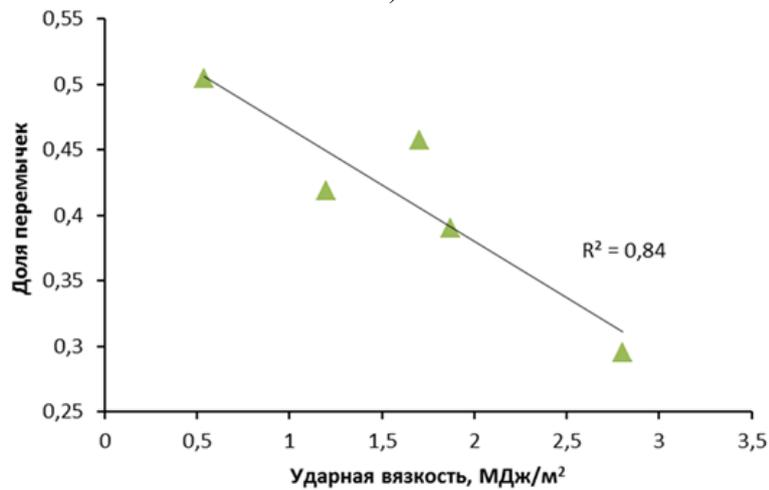


Рис. 8. Сопоставление различных выборок значений площадей полиэдров изломов сталей 40Х2Н2МА (на основе критерия Колмогорова – Смирнова), полученных при их измерении на полях зрения различного масштаба (при фиксированном увеличении)



а)



б)

Рис. 9. Соотношение доли перемычек между ямками в вязких изломах и ударной вязкостью (а), коэффициентами асимметрии распределений полиэдров Вороного по числу ближайших соседей (б)

ударных и образцов на растяжение, а также Z-образов на растяжение листовой стали 09Г2С с феррито-перлитной полосчатостью в структуре изменение соотношения глубин и диаметров ямок в диапазоне от $0,61 \pm 0,03$ до $1,34 \pm 0,08$ отражало особенности эволюции пор при повышении уровня напряжений. Увеличение толщины мягкой ферритной прослойки при локализации пластического течения в шейке Z-образца на растяжение с 30...45 до 100...170 мкм способствовало вытягиванию пор в направлении действия нормальных напряжений. В долевых же образцах вследствие дробления хрупких полос перлита при деформации смежные с ними прослойки феррита объединяются, что делает предпочтительным вытягивание пор по толщине листа с образованием крупных ямок поперечником от 8–10 мкм и более.

В целом полученные результаты позволили достаточно надежно выделить в рельефе вязких изломов особенности их строения, необходимые для уточнения механизма протекания вязкого разрушения и определения наблюдаемых различий в энергоемкости вязкого разрушения (с привязкой к структуре). Это существенно для прогноза вязкости в связи с технологически неизбежной неоднородностью разномасштабных структур в сталях промышленного способа производства, других конструкционных материалов [19–21]. Еще раз подтверждена эффективность использования в этих целях компьютеризированных процедур наблюдения и измерения изображений в материаловедении.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Крупин Ю.А., Сухова В.Г. Компьютерная металлография. М.: Изд. дом МИСиС, 2009. 88 с.
2. Соколовская Э.А. О воспроизводимости результатов измерений структур и изломов с использованием компьютеризированных процедур // Вопросы материаловедения. 2013. № 4. С. 143–153.
3. Кудря А.В., Штремель М.А. О достоверности анализа данных в управлении качеством // Металловедение и термическая обработка металлов. 2010. № 7. С. 50–55.
4. Клевцов Г.В., Мерсон Е.Д. О возможности использования конфокального лазерного сканирующего микроскопа для исследования микрорельефа поверхности разрушения металлических материалов // Фундаментальные исследования. 2012. № 11-5. С. 1185–1188.
5. Мерсон Е.Д., Криштал М.М., Мерсон Д.Л., Еремичев А.А., Виноградов А.Ю. Исследование стадийности процесса разрушения высокоуглеродистой стали, охрупченной водородом с применением метода акустической эмиссии // Деформация и разрушение материалов. 2012. № 9. С. 41–48.
6. Ханжин В.Г., Штремель М.А. Количественная информация о процессах разрушения, получаемая при измерениях акустической эмиссии // Металловедение и термическая обработка металлов. 2009. № 5. С. 53–59.
7. Кудря А.В., Марков Е.А. Количественная оценка разрушения по акустической эмиссии в различных масштабах измерения // Материаловедение. 2007. № 1. С. 13–18.
8. Смирнов М.А., Пышминцев И.Ю., Борякова А.Н. К вопросу о классификации микроструктур низкоуглеродистых трубных сталей // Металлург. 2010. № 7. С. 45–51.
9. Штремель М.А. Разрушение. Кн. 1. Разрушение материала. М.: Изд. дом МИСиС, 2014. 670 с.
10. Штремель М.А. Разрушение. Кн. 2. Разрушение структур. М.: Изд. дом МИСиС, 2015. 976 с.
11. Горицкий В.М. Диагностика материалов. М.: Металлургиздат, 2004. 408 с.
12. Фонштейн Н.М., Бронфин Б.М., Ширман А.З., Жукова Е.Н., Борцов А.Н. Количественное микрофрактографическое исследование вязкого разрушения в низколегированных сталях // Физика металлов и материаловедение. 1982. Т. 53. № 1. С. 174–179.
13. Тарасевич Ю.Ю. Перколяция: теория, приложения, алгоритмы. М.: УРСС, 2002. 112 с.
14. Никитин Я.Ю. Асимптотическая эффективность непараметрических критериев. М.: Физматлит, 1995. 240 с.
15. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Арсенкин А.М. Эффективность применения средств наблюдения различной размерности для анализа морфологии вязкого излома улучшаемых сталей // Деформация и разрушение материалов. 2010. № 1. С. 38–44.
16. Штремель М.А. Прочность сплавов. Ч. 2. Деформация. М.: МИСиС, 1997. 528 с.
17. Ченцов Н.Н. Статистические решающие правила и оптимальные выводы. М.: Наука, 1972. 524 с.
18. Кудря А.В., Соколовская Э.А. Неоднородность разномасштабных структур и вязкость конструкционных сталей // Известия Российской Академии наук. Серия физическая. 2004. Т. 68. № 10. С. 1495–1502.
19. Гудков А.А. Трещиностойкость стали. М.: Металлургия, 1989. 376 с.
20. Матвиенко Ю.Г. Модели и критерии механики разрушения. М.: Физматлит, 2006. 328 с.
21. Черепанов Г.П. Механика разрушения композиционных материалов. М.: Наука, 1983. 295 с.

REFERENCES

1. Krupin Yu.A., Sukhova V.G. *Kompyuternaya metallografiya* [Computer metallography]. Moscow, MISiS Publ., 2009. 88 p.
2. Sokolovskaya E.A. On the results reproducibility of structures and fractures measurements using computerized procedures. *Voprosy materialovedeniya*, 2013, no. 4, pp. 143–153.
3. Kudrya A.V., Shtremel M.A. Reliability of data analysis in quality control. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2010, no. 7, pp. 50–55.
4. Klevtsov G.V., Merson E.D. On the possibility of confocal laser scanning microscopy for investigation of metallic materials fracture surfaces. *Fundamentalnye issledovaniya*, 2012, no. 11-5, pp. 1185–1188.
5. Merson E.D., Krishtal M.M., Merson D.L., Eremichev A.A., Vinogradov A.Yu. The study of stages of destruction of high-carbon steel embrittled by hydrogen using the method of acoustic emission. *Deformatsiya i razrushenie materialov*, 2012, no. 9, pp. 41–48.
6. Khanzhin V.G., Shtremel' M.A. Quantitative information on fracture processes obtained by measurement of acoustic emission. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2009, no. 5, pp. 53–59.
7. Kudrya A.V., Markov E.A. Quantitative evaluation of destruction according to the acoustic emission in various

- measuring scales. *Materialovedenie*, 2007, no. 1, pp. 13–18.
8. Smirnov M.A., Pyshmintsev I.Y., Boryakova A.N. Classification of low-carbon pipe steel microstructures. *Metallurgist*, 2010, no. 7-8, pp. 444–454.
 9. Shtremel M.A. *Razrushenie. Kniga 1. Razrushenie materiala* [Destruction. Book 1. Material destruction]. Moscow, MISiS Publ., 2014. 670 p.
 10. Shtremel M.A. *Razrushenie. Kniga 2. Razrushenie struktur* [Destruction. Book 2. Structures destruction]. Moscow, MISiS Publ., 2015. 976 p.
 11. Goritsky V.M. *Diagnostika materialov* [Materials diagnostics]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 2004. 408 p.
 12. Fonshteyn N.M., Bronfin B.M., Shifman A.Z., Zhukova Ye.N., Bortsov A.N. Quantitative microfractographic analysis of ductile fracture in low alloyed steels. *Physics of Metals and Metallography*, 1982, vol. 53, no. 1, pp. 157–162.
 13. Tarasevich Yu.Yu. *Perkolyatsiya: teoriya, prilozheniya, algoritmy* [Percolation: theory, applications, algorithms]. Moscow, URSS Publ., 2002. 112 p.
 14. Nikitin Ya.Yu. *Asimptoticheskaya effektivnost neparametricheskikh kriteriev* [Asymptotic efficiency of distribution-free tests]. Moscow, Fizmatlit Publ., 1995. 240 p.
 15. Kudrya A.V., Sokolovskaya E.A., Arsenkin A.M. The efficiency of application of N-dimensional observation tools for the analysis of ductile fracture morphology of heat treatable steels. *Deformatsiya i razrushenie materialov*, 2010, no. 1, pp. 38–44.
 16. Shtremel M.A. *Prochnost splavov. Chast' 2. Deformatsiya* [Alloys strength. P. 2. Deformation]. Moscow, MISiS Publ., 1997. 528 p.
 17. Chentsov N.N. *Statisticheskie reshayushchie pravila i optimalnye vyvody* [Decision functions and effective conclusions]. Moscow, Nauka Publ., 1972. 524 p.
 18. Kudrya A.V., Sokolovskaya E.A. Non-uniformity of different scaled structures and fracture toughness of structural steels. *Izvestiya Rossiyskoy Akademii nauk. Seriya fizicheskaya*, 2004, vol. 68, no. 10, pp. 1495–1502.
 19. Gudkov A.A. *Treshchinostoykost' stali* [Resistance of steel to cracking]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1989. 376 p.
 20. Matvienko Yu.G. *Modeli i kriterii mekhaniki razrusheniya* [Patterns and criteria of fracture mechanics]. Moscow, Fizmatlit Publ., 2006. 328 p.
 21. Cherepanov G.P. *Mekhanika razrusheniya kompozitsionnykh materialov* [Fracture mechanics of composite materials]. Moscow, Nauka Publ., 1983. 295 p.

EVALUATION OF FRACTURES AND STRUCTURES MORPHOLOGY IN CONSTRUCTION STEELS USING THE COMPUTERIZED PROCEDURES

© 2015

- A.V. Kudrya**, Doctor of Sciences (Engineering), Professor of Chair “Physical Metallurgy and Physics of Strength”
E.A. Sokolovskaya, PhD (Engineering), assistant professor of Chair “Physical Metallurgy and Physics of Strength”
L.H. Ninh, postgraduate student of Chair “Physical Metallurgy and Physics of Strength”
V.A. Trachenko, postgraduate student of Chair “Physical Metallurgy and Physics of Strength”
S.V. Skorodumov, PhD (Engineering), engineer of the first category, Academic center “International school of microscopy”
National University of Science and Technology MISiS, Moscow (Russia)
K.B. Papina, leading engineer of Laboratory of chemical and structural analysis
Moscow city center
for study of physical and mechanical properties of structural materials of OAO «MOSGAZ», Moscow (Russia)
T.H. Chuong, student
National University of Science and Technology MISiS, Moscow (Russia)

Keywords: construction steels; different-scale structures; fracture; computerized procedures of image processing; stereophotogrammetry; three-dimensional model of relief; Voronoi polyhedra; fracture geometry parameters; fracture mechanism.

Abstract: The absence of fast-acting, documented, objective procedures for structures and fractures measurement makes it difficult to compare inhomogeneity of their structure for identifying structure critical factors limiting the destruction. Therefore, the administrative decisions taken to improve the quality of metal products are often subjective what makes them ineffective, limiting their applying by the narrow circle of tasks. The application of suggested computerized procedures made it possible to perform bulk documented measurements of the construction steels structures and fractures images made in 2D and 3D examination scales. For more accurate identification of structures, they were observed within the same field using the optical, atomic-powered, scanning electron microscopy and electron backscatter diffraction (EBSD - analysis). The fracture relief was reconstructed from the bulk measurements of 2D and 3D geometry of tough fractures of steels with different types of structures (secondary sorbite, ferrite-perlite banded orientation, the residual portion of the fir-tree structure), testing schemes (drop-weight test, static tension test, and test when trepanning throughout the rolling directions, tangentially in forging). It allowed identifying the relief geometrical parameters determining the differences in the metal viscosity levels (a pit depth and diameter, the web thickness between the adjacent pits). To estimate the inhomogeneity of pits distribution in fracture the authors used the statistics of Voronoi polyhedra (the polyhedra distribution by areas, the number of neighbors and the distance between pits). The statistics of measurement results of the structures and fractures elements may be useful both for their identification and for updating the mechanisms of ductile and brittle fracture in structural steels (during the direct comparison of structures and fractures) in order to identify the factors limiting the quality of metal. It is essential for the promotion of administrative decisions objectivity and efficiency while improving the consistent quality of multipurpose metal products.

ИССЛЕДОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ИЗЛУЧЕНИЯ ПРОДУКТОВ СГОРАНИЯ ГАЗОГЕНЕРАТОРА

© 2015

В.А. Кузьмин, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Физика»
И.А. Заграй, кандидат технических наук, докторант, доцент кафедры «Физика»
Вятский государственный университет, Киров (Россия)

Ключевые слова: характеристики излучения; продукты сгорания; газогенератор; частицы сажи; плотность потока; степень черноты.

Аннотация: Одной из основных задач нефтедобывающей промышленности является увеличение коэффициента нефтеотдачи пластов и темпов разработки нефтяных месторождений. В условиях уменьшения запасов углеводородного сырья и возрастающего потребления энергии возникает проблема освоения трудноизвлекаемых запасов, к которым, в частности, относятся тяжелые сорта нефти, обладающие высокой вязкостью. К основным методам снижения вязкости нефти относятся: введение химических агентов (растворителей), механическое воздействие, наложение магнитных и электрических полей, термообработка и др. Основным из способов разогрева и снижения вязкости труднодобываемых сортов нефти является использование газогенераторов, работающих на твердом топливе. Использование в газогенераторах баллиститных топлив с возможностью введения различных охладителей разной концентрации позволяет регулировать температуру и излучательные характеристики гомогенных продуктов сгорания до уровня, определенного технологией добычи.

В работе приводятся методика и результаты расчета теплового излучения продуктов сгорания газогенератора, работающего на твердом топливе. В качестве охладителя рассматривается вода. Продукты сгорания представляют собой совокупность монодисперсной системы частиц сажи и газовой фазы. Методом вычислительного эксперимента исследовано влияние концентрации охладителя (0 %, 10 % и 25 %) на температуру, спектральные и интегральные характеристики излучения (плотности потоков и степени черноты) при разном давлении (0,1 МПа и 7 МПа) продуктов сгорания. Установлено, что введение охлаждающих добавок при наличии в продуктах сгорания только газовой фазы сильнее сказывается на величине плотности потока, чем степени черноты. Увеличение содержания сажи приводит к росту спектральных и интегральных характеристик излучения даже при введении добавок, снижающих температуру продуктов сгорания. Представлена графическая зависимость интегральных характеристик от толщины излучающего слоя.

ВВЕДЕНИЕ

Улучшение качества разработки нефтяных месторождений является приоритетным направлением в области нефтедобывающей промышленности.

Разработка и внедрение новых методов по увеличению нефтеотдачи пластов позволяют не только повысить эффективность технологии добычи нефти, но и экономно расходовать ее ресурсы. Наибольший коэффициент нефтеотдачи (отношение добытого количества нефти к общим запасам) при современных системах разработки нефтяных месторождений достигается нагнетанием в пласт рабочих агентов, основным из которых является вода [1]. В работе [2] рассматриваются основные методы увеличения коэффициента нефтеотдачи и возможные сферы применения каждого из них на различных стадиях разработки. Сложность извлечения и транспортировки данного сырья во многом определяется плотностью и вязкостью добываемой нефти. Причем вязкость является главным физическим параметром сырой нефти, связанным со всеми процессами ее производства. Особенно это касается тяжелой нефти.

Вязкость нефти может быть снижена путем добавления некоторых химических соединений, включая различные виды растворителей (спирты, керосин и др.) [3–5]. В работах [6; 7] предлагается метод гидродинамической кавитационной обработки нефти с предварительным введением реагента для снижения ее вязкости. В работе [8] установлено, что под влиянием магнитного поля происходит изменение вязкостных характеристик парафинистых и высоковязких сортов нефти. Снижение вязкости нефти под действием тепла [9] приводит

к появлению в пласте дополнительного источника энергии в виде выделившегося газа. Это приводит к тепловому расширению нефти, что способствует ее полному вытеснению.

В данной работе в качестве способа разогрева и снижения вязкости труднодобываемых сортов нефти рассматривается использование газогенератора, работающего на твердом топливе. Использование в газогенераторах баллиститных топлив с возможностью введения различных охладителей разной концентрации позволяет регулировать температуру и излучательные характеристики гомогенных продуктов сгорания до уровня, определенного технологией добычи. В качестве охладителя рассматривается вода. Исследуется влияние концентрации охладителя на температуру, спектральные и интегральные характеристики излучения (плотности потоков и степени черноты) продуктов сгорания (ПС) газогенератора на твердом топливе.

МЕТОДИКА ЧИСЛЕННОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ РАДИАЦИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРОДУКТОВ СГОРАНИЯ

При работе газогенератора конденсированная фаза ПС определяется главным образом частицами сажи. Даже небольшое массовое содержание сажи существенно усиливает тепловое излучение ПС. В связи с этим возникает необходимость рассмотрения оптических свойств, радиационных характеристик индивидуальных частиц сажи и единичного объема ПС.

Все радиационные характеристики частиц могут быть определены в зависимости от двух основных

параметров: параметра дифракции $\rho = 2\pi r/\lambda$ и комплексного показателя преломления $m = n_1 - n_2 \cdot i$, определяющего оптические свойства вещества частиц конденсата ПС. При температуре $T = 2250$ К (по результатам работы Сталла и Пласса [10]) в спектральном интервале 1–10 мкм показатели преломления n_1 и поглощения n_2 сажи изменяются в пределах $n_1 = 2,0 - 4,3$; $n_2 = 1,0 - 3,9$.

Поле излучения системы среда-частица описывается системой уравнений Д. Максвелла. Решение задачи рассеяния света однородной сферической частицей, на которую в определенном направлении падает плоская волна, сводится к нахождению амплитудных коэффициентов

$$\begin{aligned} a_n &= \frac{\psi'_n(y)\psi_n(\rho) - m\psi_n(y)\psi'_n(\rho)}{\psi'_n(y)\xi_n(\rho) - m\psi_n(y)\xi'_n(\rho)}, \\ b_n &= \frac{m\psi'_n(y)\psi_n(\rho) - \psi_n(y)\psi'_n(\rho)}{m\psi'_n(y)\xi_n(\rho) - \psi_n(y)\xi'_n(\rho)}, \end{aligned} \quad (1)$$

где $y = m\rho$.

Через эти коэффициенты (1) находятся факторы эффективности ослабления, рассеяния и поглощения [11]:

$$K_{\text{осл}} = \frac{2}{\rho^2} \sum_{n=1}^{\infty} (2n+1) \text{Re}(a_n + b_n),$$

$$K_{\text{рас}} = \frac{2}{\rho^2} \sum_{n=1}^{\infty} (2n+1) (|a_n|^2 + |b_n|^2),$$

$$K_{\text{погл}} = K_{\text{осл}} - K_{\text{рас}}.$$

Далее определяются радиационные характеристики индивидуальных частиц (РХИЧ) – сечения ослабления, рассеяния и поглощения [11; 12]:

$$\begin{aligned} \sigma_{\text{осл}} &= \pi r^2 K_{\text{осл}}(m, \rho), \\ \sigma_{\text{рас}} &= \pi r^2 K_{\text{рас}}(m, \rho), \\ \sigma_{\text{погл}} &= \sigma_{\text{осл}} - \sigma_{\text{рас}}. \end{aligned} \quad (2)$$

По известным значениям величин (2) и концентрации частиц N рассчитываются радиационные характеристики единичного объема (РХЕО) – спектральные коэффициенты ослабления, рассеяния и поглощения [11; 12]:

$$\begin{aligned} \kappa_{z\lambda} &= N\sigma_{\text{осл}}, \\ \beta_{\lambda} &= N\sigma_{\text{рас}}, \\ \alpha_{z\lambda} &= N\sigma_{\text{погл}}. \end{aligned}$$

Из-за малости дифракционных эффектов при рассеянии излучения в спектральном интервале 1–10 мкм на частицах с размерами 0,005–0,08 мкм [13] сечения

и коэффициенты рассеяния не учитываются. Ослабление излучения происходит за счет большой поглощательной способности частиц сажи. Радиус частиц сажи принимался равным 0,04 мкм. С увеличением длины волны от 1 до 10 мкм сечение ослабления $\sigma_{\text{погл}}$ монотонно убывает от $1,63 \cdot 10^{-3}$ до $4,49 \cdot 10^{-5}$ мкм². Характер зависимости $\alpha_{z\lambda}$ от длины волны повторяет характер зависимости $\sigma_{\text{погл}}$ от λ . Максимум поглощательной способности приходится на коротковолновую часть спектра.

ПС газогенератора помимо частиц сажи представляют собой газовую фазу, состоящую из молекул H₂O, CO и CO₂. Коэффициенты поглощения $\alpha_{r\lambda}$ зависят от температуры и давления ПС. Общий коэффициент $\alpha_{r\lambda}$ смеси газов вычислялся с использованием информационной системы Spectra (<http://spectra.iao.ru>) [14], включающей банки данных HITRAN [15], HITEMP [16] и др. Излучение газовой фазы носит ярко выраженный селективный характер. Роль газовой фазы возрастает с ростом давления и увеличением концентраций основных ее компонентов. Наибольший вклад в суммарный $\alpha_{z\lambda}$ вносят молекулы H₂O (во всем диапазоне $\lambda = 1 - 10$ мкм) и CO₂ (в диапазоне $\lambda = 4,2 - 4,6$ мкм). При рассмотрении РХЕО ПС суммарный коэффициент поглощения конденсированной фазы и газовой фазы определялся по формуле: $\alpha_{\lambda} = \alpha_{z\lambda} + \alpha_{r\lambda}$. Коэффициент ослабления единичного объема ПС (без учета рассеяния): $\kappa_{\lambda} = \alpha_{\lambda}$.

МЕТОДИКА ЧИСЛЕННОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ХАРАКТЕРИСТИК ИЗЛУЧЕНИЯ ПРОДУКТОВ СГОРАНИЯ

Для ПС газогенератора рассматривалось интегродифференциальное уравнение (ИДУ) переноса энергии излучения [17]:

$$\begin{aligned} (\Omega \nabla) I_{\lambda}(r, \Omega) + \kappa_{\lambda} I_{\lambda}(r, \Omega) = \\ = \beta_{\lambda} \int_{(4\pi)} I_{\lambda}(r', \Omega') \gamma_{\lambda}(r, r', \Omega, \Omega') d\omega' + \alpha_{\lambda} I_{\lambda\text{АЧТ}}(r). \end{aligned} \quad (3)$$

Здесь Ω – направление,

I_{λ} – спектральная интенсивность излучения,

r – координата,

ω – телесный угол,

$I_{\lambda\text{АЧТ}}$ – спектральная интенсивность излучения абсолютно черного тела (АЧТ),

знак ' – рассеяние назад.

В работе для решения ИДУ (3) использовался метод сферических гармоник в P_3 -приближении для условий одномерной геометрии. Спектральные и интегральные плотности потоков (F_{λ} и F) определялись по формулам:

$$\begin{aligned} F_{\lambda} &= \int_{\Omega} I_{\lambda}(r, \Omega) \Omega d\Omega, \\ F &= \int_{\lambda_1}^{\lambda_2} F_{\lambda} d\lambda. \end{aligned}$$

Спектральные и интегральные степени черноты (ε_{λ} и ε) находились:

$$\varepsilon_{\lambda} = F_{\lambda} / F_{\lambda\text{АЧТ}},$$

$$\varepsilon = \int_{\lambda_1}^{\lambda_2} F_{\lambda} d\lambda / \int_{\lambda_1}^{\lambda_2} F_{\lambda\text{АЧТ}} d\lambda.$$

Описание разработанной комплексной методики решения ИДУ подробно рассматривается в работах [18; 19].

ИСХОДНЫЕ ДАННЫЕ ДЛЯ ПРОВЕДЕНИЯ ВЫЧИСЛИТЕЛЬНОГО ЭКСПЕРИМЕНТА

Методом вычислительного эксперимента исследовалось влияние концентрации охладителя на спектральные и интегральные плотности потоков энергии излучения и степени черноты ПС газогенератора. Процесс понижения температуры рабочих тел связан с увеличением в них концентрации паров воды и углекислого газа, что приводит к существенному перераспределению спектрального состава излучения за счет сильных полос поглощения.

Исходными данными в вычислительном эксперименте являлись состав, температура, давление и молярная масса ПС, определяемые термодинамическим расчетом (таблица 1) [20]. Толщина излучающего слоя $L=56$ мм. Выбор исследуемого спектрального интервала $\lambda=1-10$ мкм обусловлен основной долей энергии излучения, испускаемой в диапазоне температур $T=690-1309$ К.

РЕЗУЛЬТАТЫ РАСЧЕТОВ ТЕПЛООВОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

Расчеты спектральных и интегральных характеристик излучения проводились для различного содержания охладителя ($C_{\text{охл}}=0\%$, 10% и 25%) при давлениях $p=0,1$ МПа (рис. 1, 2) и 7 МПа (рис. 3, 4). На основании анализа результатов расчета было установлено, что с увеличением доли охладителя температура ПС уменьшается на 15-16% и возрастает концентрация излучающих компонентов H_2O и CO_2 .

При $p=0,1$ МПа присутствие охладителя, с одной стороны, понижает температуру ПС, но, с другой стороны, увеличение содержания сажи вызывает рост спектральных и интегральных плотностей потоков энергии излучения и степеней черноты ПС (рис. 1, 2). Интегральная плотность потока F возрастает в 2,4 раза, а интегральная степень черноты ε в 5 раз (таблица 1). Излучение ПС при $T=690$ К все больше напоминает излучение АЧТ (рис. 1).

При $p=7$ МПа присутствие охладителя больше сказывается на изменении F_{λ} , чем на ε_{λ} (рис. 3, 4). Так, при $C_{\text{охл}}=25\%$ F уменьшается по сравнению с $C_{\text{охл}}=0\%$ на 48%, а ε возрастает на 17%. Как показали расчеты, даже ввод 25% охладителя при $p=7$ МПа слабо влияет на спектральную степень черноты в основных полосах излучения газовой фазы и она близка к единице в полосах 2,7, 4,3, 5,5, 6,5...8 мкм (рис. 4).

Исследована зависимость характеристик излучения от толщины слоя L (рис. 5). Для условий, соответствующих

Таблица 1. Исходные параметры, плотность потока и степень черноты ПС

Давление p , МПа	0,1			7		
Концентрация охладителя $C_{\text{охл}}$, %	0	10	25	0	10	25
Температура ПС T , К	819	779	690	1309	1192	1076
Массовая доля сажи z	0,008	0,019	0,281	0	0	0
Молярная масса ПС μ , г/моль	22,80	23,60	24,90	20,33	20,93	22,40
Массовая доля H_2O	0,218	0,263	0,354	0,231	0,237	0,267
Массовая доля CO	0,067	0,036	0,006	0,219	0,183	0,113
Массовая доля CO_2	0,226	0,232	0,225	0,103	0,128	0,172
Плотность потока F , Вт/см ²	0,3553	0,4359	0,8365	8,303	6,068	4,325
Степень черноты ε	0,1615	0,2467	0,8128	0,5246	0,5630	0,614

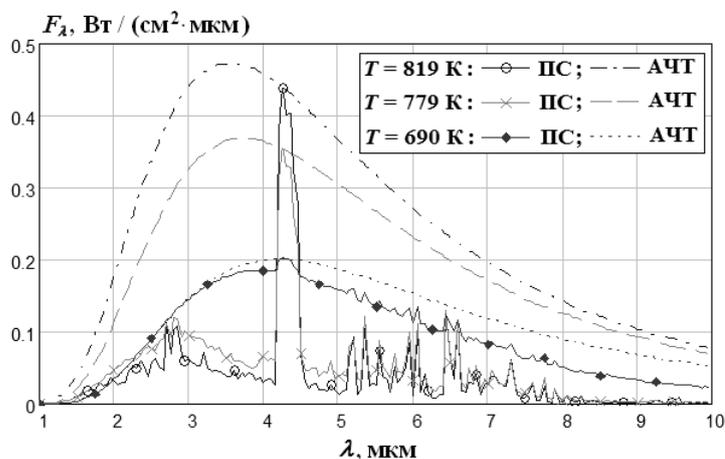


Рис. 1. Плотность потока ПС, $p=0,1$ МПа

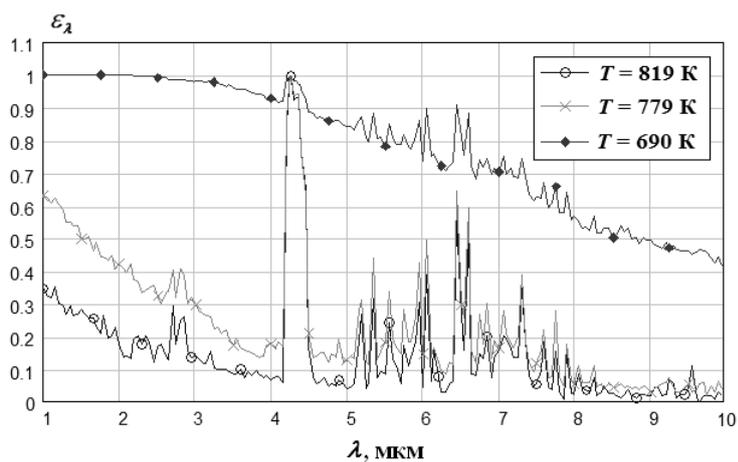


Рис. 2. Степень черноты ПС, $p=0,1 \text{ МПа}$

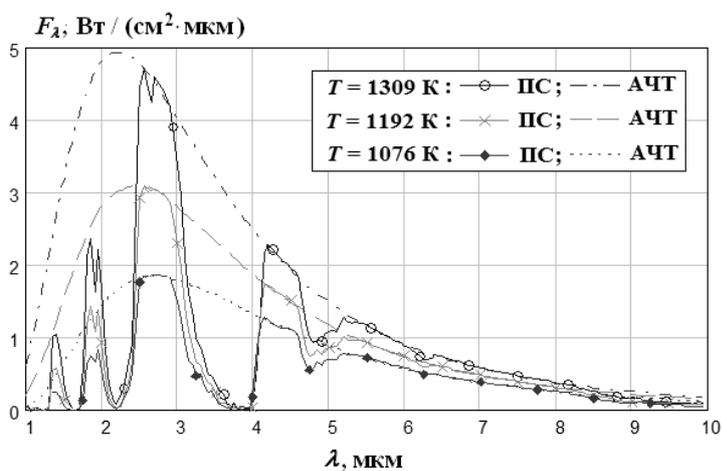


Рис. 3. Плотность потока ПС, $p=7 \text{ МПа}$

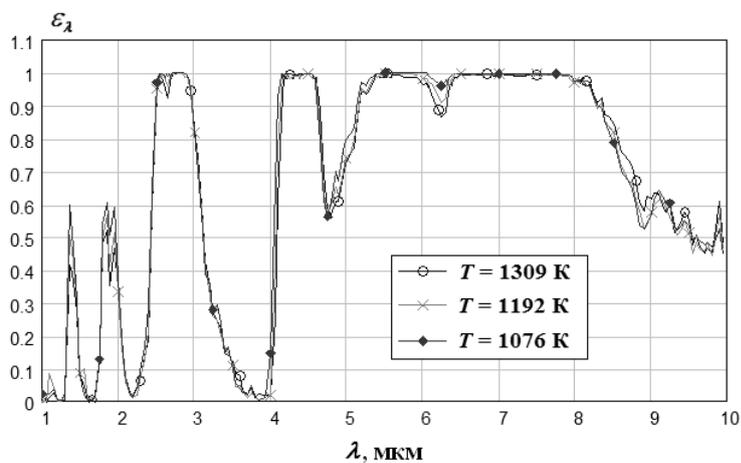


Рис. 4. Степень черноты ПС, $p=7 \text{ МПа}$

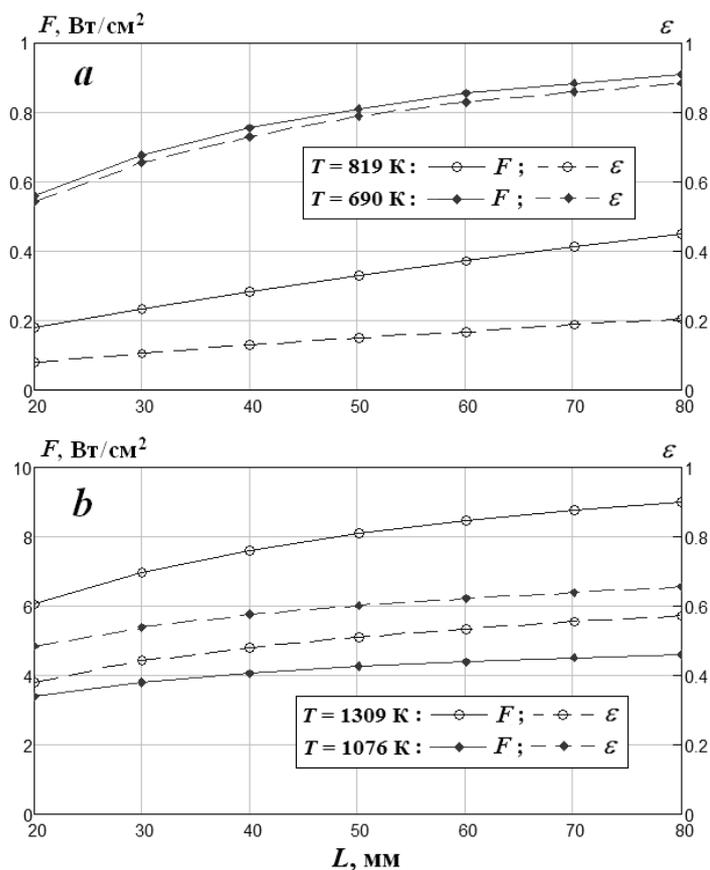


Рис. 5. Влияние толщины слоя на характеристики излучения ПС: а) $p=0,1$ МПа, б) $p=7$ МПа

малым оптическим толщинам ($\tau < 5 \dots 7$) (рис. 5 а), увеличение L от 20 до 80 мм при отсутствии охладителя повышает F и ϵ ПС в 2,5 раза. Ввод 25 % охладителя понижает это влияние до 64 %. Для условий, соответствующих большим оптическим толщинам ($\tau > 10$) (рис. 5 б), увеличение L от 20 до 80 мм это влияние сводит до 36–50 %.

ВЫВОДЫ

С помощью вычислительного эксперимента исследовано влияние концентрации охладителя на температуру, спектральные и интегральные характеристики излучения (плотности потоков и степени черноты) ПС газогенератора.

При интерпретации экспериментальных результатов с вводом в ПС охлаждающих добавок необходимо учитывать разную зависимость величин F_λ , ϵ_λ , F , ϵ от температуры и концентрации основных излучающих компонентов газовой фазы.

Введение охлаждающих добавок при наличии в ПС только газовой фазы ($p=7$ МПа) сильнее сказывается на F_λ и F , чем на ϵ_λ и ϵ .

Увеличение содержания сажи ($p=0,1$ МПа) вызывает рост спектральных и интегральных характеристик излучения даже при введении добавок, снижающих температуру ПС.

Влияние толщины слоя на F и ϵ становится тем меньше, чем выше содержание охлаждающих добавок в топливе и чем больше оптическая толщина ПС.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Нефтегазовая энциклопедия. В 3 т. Т. 2. К–П. М.: МАИ, 2003. 380 с.
2. Стародубцева Б.А., Егоров В.И. Эффективность новой техники и технологии в добыче нефти. М.: Недра, 1977. 125 с.
3. Henaut I., Gateau P. Method of transporting heavy crude oils in dispersion : US Patent, application 20060118467, 2006.
4. Martinez-Palou R., de Lourdes Mosqueira M., Zapata-Rendon B. Transportation of heavy and extra-heavy crude oil by pipeline: A review // Journal of petroleum science and engineering. 2011. Vol. 75. P. 274–282.
5. Yu Y., Li K. A method for calculating the temperature profile in heavy oil wells with injection of light oil Diluent // Petroleum Science and Technology. 2013. Vol. 31. № 24. P. 2569–2576.
6. Ершов М.А., Муллакаев М.С., Баранов Д.А. Снижение вязкости парафинистых нефтей обработкой в гидродинамическом проточном реакторе // Оборудование и технологии для нефтегазового комплекса. 2011. № 4. С. 22–26.
7. Ершов М.А., Баранов Д.А., Муллакаев М.С., Абрамов В.О. Снижение вязкости парафинистых нефтей в ультразвуковом поле // Химическое и нефтегазовое машиностроение. 2011. № 7. С. 16–19.
8. Лоскутова Ю.В., Юдина Н.В., Писарева С.И. Влияние магнитного поля на парамагнитные,

- антиоксидантные и вязкостные характеристики ряда нефтей // Нефтехимия. 2008. Т. 48. № 1. С. 50–54.
9. Байбаков Н.К., Гарушев А.Р. Тепловые методы разработки нефтяных месторождений. М.: Недра, 1988. 344 с.
 10. Stull R.V., Plass G.N. Emissivity of dispersed carbon particles // *Journal Opt. Soc. of America*. 1960. Vol. 50. № 2. P. 121–129.
 11. Кузьмин В.А., Заграй И.А. Радиационные характеристики дисперсных систем энергетических установок. Саарбрюккен: Lambert Academic Publishing, 2013. 140 с.
 12. Кузьмин В.А., Пяткова И.А. Радиационные характеристики частиц двигателей и энергетических установок // Известия вузов. Проблемы энергетики. 2010. № 3-4. С. 11–14.
 13. Хюлст Г.Х. ван де. Рассеяние света малыми частицами. М.: Изд-во иностр. лит., 1961. 320 с.
 14. Михайленко С.Н., Бабиков Ю.Л., Головкин В.Ф. Информационно-вычислительная система «Спектроскопия атмосферных газов». Структура и основные функции // Оптика атмосферы и океана. 2005. Т. 18. № 9. С. 765–776.
 15. Rothman L.S., Gordon I.E., Barbe A., Benner D.C., Bernath P.F., Birk M., Boudon V., Brown L.R., Campargue A. The HITRAN 2008 molecular spectroscopic database // *Journal of Quantitative Spectroscopy & Radiative Transfer*. 2009. № 110. P. 533–572.
 16. Rothman L.S., Gordon I.E., Barber R.J., Dothe H., Gamache R.R., Goldman A., Perevalov V.I., Tashkun S.A., Tennyson J. HITRAN, the high-temperature molecular spectroscopic database // *Journal of Quantitative Spectroscopy & Radiative Transfer*. 2010. № 111. P. 2139–2150.
 17. Суржиков С.Т. Тепловое излучение газов и плазмы. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2004. 544 с.
 18. Кузьмин В.А. Тепловое излучение в двигателях и энергетических установках. Киров: Полекс, 2004. 231 с.
 19. Кузьмин В.А., Маратканова Е.И., Заграй И.А., Рукавишникова Р.В. Тепловое излучение гетерогенных продуктов сгорания в факеле модельного ракетного двигателя // Теплофизика и аэромеханика. 2015. Т. 22. № 3. С. 385–400.
 20. Алемасов В.Е., Дрегаллин А.Ф., Тишин А.П., Худяков В.А. Термодинамические и теплофизические свойства продуктов сгорания. М.: ВИНТИ АН СССР, 1971. 266 с.
- crude oil by pipeline: A review. *Journal of petroleum science and engineering*, 2011, vol. 75, pp. 274–282.
5. Yu Y., Li K. A method for calculating the temperature profile in heavy oil wells with injection of light oil Diluent. *Petroleum Science and Technology*, 2013, vol. 31, no. 24, pp. 2569–2576.
 6. Erschov M.A., Mullakaev M.S., Baranov D.A. Reduction of oil viscosity by means of ultrasound treatment and chemical reagents. *Oborudovanie i tekhnologii dlya neftegazovogo kompleksa*, 2011, no. 4, pp. 22–26.
 7. Ershov M.A., Baranov D.A., Mullakaev M.S., Abramov V.O. Reducing viscosity of paraffinic oils in ultrasonic field. *Chemical and petroleum engineering*, 2011, no. 7-8, pp. 457–461.
 8. Loskutova Yu.V., Yudina N.V., Pisareva S.I. Effect of magnetic field on the paramagnetic, antioxidant, and viscosity characteristics of some crude oils. *Petroleum Chemistry*, 2008, vol. 48, no. 1, pp. 51–55.
 9. Baybakov N.K., Garushev A.R. *Teplovye metody razrabotki neftyanykh mestorozhdeniy* [Thermal methods of oilfields development]. Moscow, Nedra Publ., 1988. 344 p.
 10. Stull R.V., Plass G.N. Emissivity of dispersed carbon particles. *Journal Opt. Soc. of America*, 1960, vol. 50, no. 2, pp. 121–129.
 11. Kuzmin V.A., Zagray I.A. *Radiatsionnye kharakteristiki dispersnykh sistem energeticheskikh ustanovok* [Radiation properties of disperse systems of energy-generating plants]. Saarbrücken, Lambert Academic Publishing, 2013. 140 p.
 12. Kuzmin V.A., Pyatkova I.A. Radiation characteristics of particles emitted by engines and power generators. *Izvestiya vuzov. Problemy energetiki*, 2010, no. 3-4, pp. 11–14.
 13. Hulst H.C. van de. *Rasseyanie sveta malymi chastitsami* [Light scattering by small particles]. Moscow, Izdatelstvo inostrannoy literatury Publ., 1961. 320 p.
 14. Mikhailenko S.N., Babikov Yu.L., Golovko V.F. Information-calculating system Spectroscopy of Atmospheric Gases. The structure and main functions. *Atmospheric and oceanic optics*, 2005, vol. 18, no. 9, pp. 685–695.
 15. Rothman L.S., Gordon I.E., Barbe A., Benner D.C., Bernath P.F., Birk M., Boudon V., Brown L.R., Campargue A. The HITRAN 2008 molecular spectroscopic database. *Journal of Quantitative Spectroscopy & Radiative Transfer*, 2009, no. 110, pp. 533–572.
 16. Rothman L.S., Gordon I.E., Barber R.J., Dothe H., Gamache R.R., Goldman A., Perevalov V.I., Tashkun S.A., Tennyson J. HITRAN, the high-temperature molecular spectroscopic database. *Journal of Quantitative Spectroscopy & Radiative Transfer*, 2010, no. 111, pp. 2139–2150.
 17. Surzhikov S.T. *Teplovoe izluchenie gazov i plazmy* [Thermal emission of gases and plasma]. Moscow, MGTU im. N.E. Bauman Publ., 2004. 544 p.
 18. Kuzmin V.A. *Teplovoe izluchenie v dvigateleyakh i energeticheskikh ustanovkakh* [Thermal emission in engines and energy-generating plants]. Kirov, Poleks Publ., 2004. 231 p.
 19. Kuzmin V.A., Maratkanova E.I., Zagray I.A., Rukavishnikova R.V. Thermal radiation of heterogeneous combustion products in the model rocket engine

REFERENCES

1. *Neftegazovaya entsiklopediya. T. 2. K-P* [Oil-and-gas encyclopedia. Vol. 2. K–P]. Moscow, MAI Publ., 2003. 380 p.
2. Starodubtseva V.A., Egorov V.I. *Effektivnost novoy tekhniki i tekhnologii v dobyche nefti* [The effectiveness of new machinery and technology in oil production]. Moscow, Nedra Publ., 1977. 125 p.
3. Henaut I., Gateau P. Method of transporting heavy crude oils in dispersion. US Patent, application 20060118467, 2006.
4. Martinez-Palou R., de Lourdes Mosqueira M., Zapata-Rendon B. Transportation of heavy and extra-heavy

- plume. *Thermophysics and Aeromechanics*, 2015, vol. 22, no. 3, pp. 371–386.
20. Alemasov V.E., Dregalin A.F., Tishin A.P., Khudyakov V.A. *Termodinamicheskie i teplofizicheskie svoystva produktov sgoraniya* [Thermodynamic and thermophysical properties of combustion products]. Moscow, VINITI AN SSSR Publ., 1971. 266 p.

THE ANALYSIS OF EMISSION CHARACTERISTICS OF GAS PRODUCER COMBUSTION PRODUCTS

© 2015

V.A. Kuzmin, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, professor of Chair “Physics”
I.A. Zagray, PhD (Engineering), doctoral candidate, assistant professor of Chair “Physics”
Vyatka State University, Kirov (Russia)

Keywords: emission characteristics; combustion products; gas producer; soot particles; flux density; emissivity factor.

Abstract: One of the main tasks of oil producing industry is the increase of producible oil index and the oil-field development rate. In the context of hydrocarbon crude stock reduction and the increasing energy consumption, the issue of hard to recover reserves development occurs and the high-viscosity heavy oil rates are considered to be such reserves. Chemical agents (resolvents) addition, mechanical effects, magnetic and electrostatic fields imposing, and thermal treatment are the basic methods of oil viscosity reduction. The main method of heating and viscosity reduction of hard to recover oil rates is the application of gas producers, which operate using solid fuel. The use of ballistite fuels in gas producers with the possibility of adding various coolants of different concentrations allows regulating temperature and emission characteristics of homogeneous combustion products to the level specified by the recovery methods. The paper presents the methods and the results of heat emission calculation of the combustion products of a gas producer that operates using solid fuel. Water is used as a coolant. The combustion products are represented by the aggregation of monodisperse system of soot particles and gas phase. Using the method of computing experiment, the authors studied the influence of a coolant concentration (0 %, 10 % and 25 %) on the temperature and spectral and integral emission parameters (flux density and emissivity factor) of combustion products at different pressures (0.1 MPa and 7 MPa). It was established that the cooling agents addition influences on the flux density value more than the emissivity factor when the combustion products have only gas phase. The growth of soot content causes the increase of spectral and integral emission characteristics even when adding agents lowering combustion products temperature. The authors present the graphic dependence of integral characteristics on the emitting layer thickness.

ПОВЫШЕНИЕ МИКРОМЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ХРОМОНИКЕЛЕВОГО ЛАЗЕРНОГО ПОКРЫТИЯ ФИНИШНОЙ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКОЙ

© 2015

А.В. Макаров, доктор технических наук, заведующий отделом материаловедения
и лабораторией механических свойств, главный научный сотрудник, профессор

Институт физики металлов имени М.Н. Михеева

Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург (Россия)

Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург (Россия)

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург (Россия)

Н.Н. Соболева, младший научный сотрудник

Р.А. Саврай, кандидат технических наук, заведующий лабораторией конструкционного материаловедения

И.Ю. Малыгина, кандидат технических наук, старший научный сотрудник

Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург (Россия)

Ключевые слова: лазерная наплавка; хромоникелевые покрытия; фрикционная обработка; микроиндентирование; механизмы изнашивания.

Аннотация: Хромоникелевые покрытия, нанесенные на поверхность деталей лазерной наплавкой, характеризуются значительной волнистостью и шероховатостью поверхности. Применение в качестве финишной операции фрикционной обработки наплавленных поверхностей позволяет избежать недостатков традиционного шлифования (прижоги, микротрещины, опасные растягивающие напряжения), обеспечив одновременно дополнительное повышение прочности и износостойкости, формирование благоприятных сжимающих напряжений и низкую шероховатость поверхности. В настоящей работе наряду с измерением микротвердости по методу восстановленного отпечатка применен метод кинетического микроиндентирования для исследования прочностных и упруго-пластических характеристик NiCrBSi лазерного покрытия, подвергнутого фрикционной обработке полусферическим скользящим индентором из мелкодисперсного кубического нитрида бора. Рассмотрены также обусловленные микромеханическими свойствами упрочненного слоя механизмы изнашивания покрытия в условиях сухого трения скольжения. Исследованием распределения микротвердости по глубине подвергнутого фрикционной обработке поверхностного слоя выявлено максимальное упрочнение в тонком (толщиной 5–7 мкм) слое с сильно диспергированной структурой непосредственно на поверхности покрытия. Установлено, что фрикционная обработка покрытия по сравнению с электролитическим полированием не только улучшает качество поверхности (снижает ее шероховатость), но и, по данным микроиндентирования, повышает способность поверхностного слоя сопротивляться механическому контактному воздействию. Как следствие повышения микромеханических свойств, в условиях трения скольжения без смазки фрикционная обработка приводит к смене основных механизмов изнашивания – от схватывания и пластического отгеснения к преимущественно упругому отгеснению. Это обуславливает устранение периода приработки и соответствующее снижение интенсивности изнашивания на начальном этапе трения у упрочненного покрытия.

ВВЕДЕНИЕ

Нанесение покрытий методом лазерной наплавки является современным эффективным способом упрочнения и повышения износостойкости поверхностей деталей машин [1–3]. Широкое применение в качестве материалов для нанесения таких покрытий находят самофлюсующиеся хромоникелевые порошки, имеющие хорошие характеристики в условиях абразивного воздействия, коррозии и повышенных температур [4–6].

Эксплуатационные характеристики изделий в значительной мере определяются полным технологическим процессом их изготовления [7], причем особая роль здесь принадлежит финишным методам обработки [8]. Для быстроизнашивающихся деталей машин весьма актуальной задачей является целенаправленное формирование в их поверхностном слое специальных износостойких структур [9], что может быть реализовано финишной обработкой. Особенностью наплавленных слоев является значительная волнистость и шероховатость поверхности [10]. Это недопустимо для прецизионных узлов трения. Традиционное шлифование абразивными кругами наплавленных поверхностей может сопровождаться появлением «прижогов» и микротрещин, а также опасных растягивающих напряжений.

Для создания благоприятных сжимающих напряжений в поверхностном слое NiCrBSi плазменных покрытий использовали такой метод поверхностного пластического деформирования как ультразвуковая обработка [11]. Авторами настоящей работы показана возможность применения фрикционной обработки скользящими инденторами не только для одновременного обеспечения благоприятного напряженного состояния поверхностного слоя и низкой шероховатости поверхности хромоникелевого покрытия, но и для его дополнительного упрочнения и повышения сопротивления абразивному и адгезионному изнашиванию [12]. Однако в исследовании [12] не рассматривались характер интенсивности упрочнения по глубине деформированного слоя, упруго-пластические свойства и механизмы изнашивания покрытия, упрочненного фрикционной обработкой.

В работе [13] для стальной поверхности, подвергнутой наноструктурирующей обработке скользящим индентором, развитие различных механизмов изнашивания было впервые соотнесено с результатами кинетического микроиндентирования. Указанный метод на основе непрерывной регистрации диаграммы нагружения и разгрузки в координатах «нагрузка – перемещение

индентора» позволяет определять как прочностные, так и упругие характеристики материала. В работах [4; 14–16] метод индентирования уже был использован для изучения микромеханических характеристик покрытий NiCrBSi. Представляет интерес применить метод микроиндентирования не только для исследования упруго-пластических характеристик хромоникелевого покрытия, но и для обоснования особенностей его деформирования и разрушения в условиях трения скольжения.

Целью работы явилось исследование влияния фрикционной обработки на микромеханические характеристики и обусловленные ими механизмы изнашивания в условиях трения скольжения хромоникелевого покрытия, полученного газопорошковой лазерной наплавкой.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Материалом для покрытий служил порошок марки ПГ-СР2 (0,48 % С; 14,8 % Cr; 2,6 % Fe; 2,9 % Si; 2,1 % В; остальное – Ni). Наплавку осуществляли в два прохода CO₂-лазером непрерывного действия с мощностью излучения 1,4–1,6 кВт при скорости 160 мм/мин, расходе порошка 2,9–3,8 г/мин, размере лазерного пятна на поверхности 6×1,5 мм. После ручной механической полировки проводилось электролитическое полирование образцов в уксусно-хромовом электролите. Фрикционную обработку электрополированных поверхностей выполняли полусферическим индентором из мелкодисперсного кубического нитрида бора при нагрузке 350 Н на воздухе при пятикратном сканировании плоских наплавленных поверхностей со средней скоростью 0,013 м/с, длине хода 18 мм, смещении индентора 0,1 мм на двойной ход.

Структуру и фазовый состав покрытий изучали с применением сканирующих электронных микроскопов (СЭМ) VEGA II XMU и Lira III Tescan с приставками для микроанализа, а также рентгеновского дифрактометра SHIMADZU XRD-7000. Шероховатость поверхности исследовали на оптическом профилометре Wyko NT-1100. Микротвердость по методу восстановленного отпечатка измеряли на микротвердомере Wilson & Wolpert 402 MVD при нагрузке 0,245 Н на индентор Виккерса. Изменение микротвердости по глубине анализировали при последовательном электролитическом удалении поверхностного слоя. Микроиндентирование проводили на измерительной системе Fischerscope HM2000 XUm с использованием индентора Виккерса при максимальной нагрузке 0,245 Н. Погрешность измерений определяли с доверительной вероятностью $p=0,95$.

Испытания в условиях трения скольжения осуществляли при возвратно-поступательном движении образцов с покрытиями на воздухе в паре с пластиной из стали Х12М твердостью 58–60 HRC при нагрузке $N=294$ Н, средней скорости скольжения $V=0,07$ м/с, длине рабочего хода $l=40$ мм, пути трения $L=12–240$ м.

Определяли потери массы образца Δm и интенсивность изнашивания I_h , которую рассчитывали по формуле: $I_h = \Delta m / (\rho SL)$, где Δm – потери массы образца, г; ρ – плотность материала образца, г/см³; S – геометрическая площадь контакта, см²; L – путь трения, см. Поверхности изнашивания изучали с помощью СЭМ VEGA II XMU Tescan.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты профилометрического исследования свидетельствуют, что фрикционная обработка хромоникелевого покрытия формирует более качественную поверхность с существенно меньшей шероховатостью по сравнению с исходным электролитическим полированием (табл. 1). При этом средняя микротвердость поверхности покрытия возрастает от 570 HV 0,025 у исходного электрополированного состояния до 855 HV 0,025 после фрикционной обработки (см. табл. 1).

Измерения микротвердости по методу восстановленного отпечатка при последовательном электролитическом удалении поверхностного слоя покрытия показали (рис. 1), что общая толщина упрочненного фрикционной обработкой градиентного слоя у покрытия ПГ-СР2 достигает 100 мкм. Максимальный уровень микротвердости наблюдается непосредственно на поверхности деформированного покрытия, наиболее интенсивное уменьшение твердости происходит в слое толщиной 25 мкм, а для слоя толщиной 60 мкм характерен экспоненциальный характер снижения микротвердости по мере удаления от обработанной поверхности. Это свидетельствует о накоплении наибольшей степени пластической деформации на поверхности обрабатываемого покрытия и экспоненциальном характере уменьшения степени деформации по глубине слоя, что согласуется с результатами математического конечно-элементного моделирования напряженно-деформированного состояния поверхностного слоя при фрикционной обработке скользящим индентором [17].

По данным микрорентгеноспектрального и рентгеноструктурного [12] методов анализа, структуру наплавленного покрытия составляют γ -твердый раствор на основе Ni, эвтектика из γ и фазы Ni₃B, а также карбиды Cr₂₃C₆ с микротвердостью 1000–1150 HV [18] в качестве основной упрочняющей фазы (см. табл. 1, рис. 2 а). По всей толщине лазерное покрытие характеризуется достаточно равномерным распределением структурных составляющих [19]. Согласно рис. 2 б, в результате фрикционной обработки на поверхности покрытия образуется сильно диспергированный слой толщиной 5–7 мкм. Исследованием на высокоразрешающем СЭМ Lira III Tescan с автоэмиссионным катодом Шоттки на деформированной поверхности выявляется смешанная нанокристаллическая (с размером кристаллитов <100 нм) и субмикрорекристаллическая

Таблица 1. Средние значения параметра шероховатости Ra, микротвердости HV 0,025 и фазовый состав поверхности покрытия ПГ-СР2

Состояние образца	Ra, нм	HV 0,025	Фазовый состав
Электрополировка	255	570±10	γ , Cr ₂₃ C ₆ , Ni ₃ B
Фрикционная обработка	60	855±25	γ , Cr ₂₃ C ₆

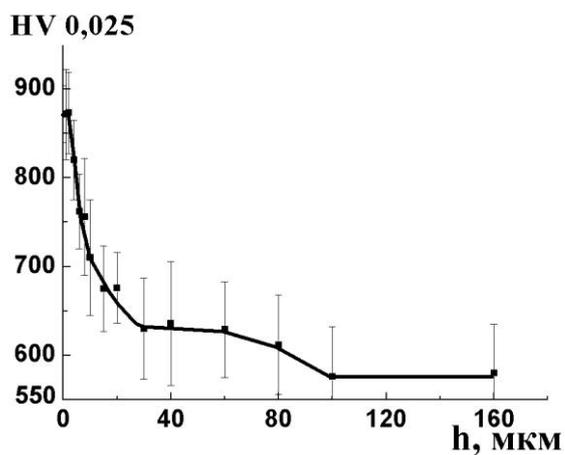


Рис. 1. Изменение микротвердости HV 0,025 по глубине h поверхностного слоя покрытия ПГ-СР2, подвергнутого фрикционной обработке

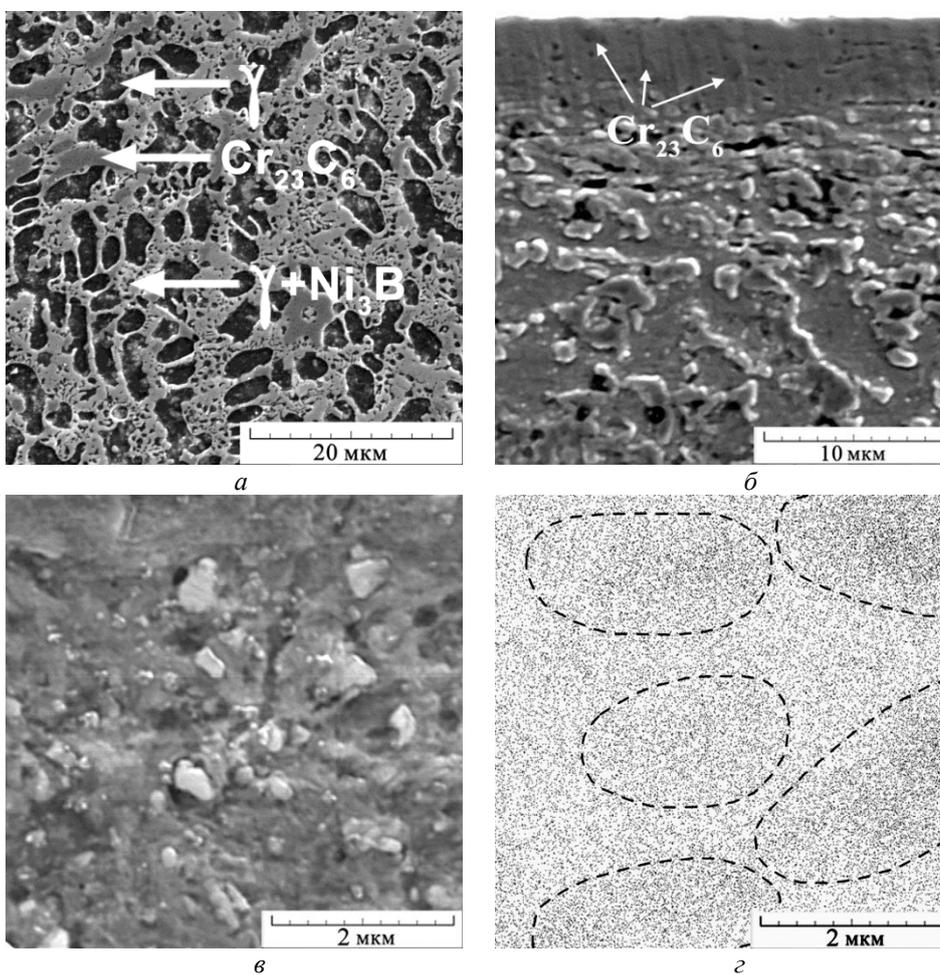


Рис. 2. Микроструктура покрытия ПГ-СР2 без фрикционной обработки (а), после фрикционной обработки (б, в) и распределение хрома (г) в микроструктуре, представленной на рис. 2 в: б – поперечное сечение; в, г – поверхность

(с размером кристаллитов 100–400 нм) структура (рис. 2 в). В процессе фрикционной обработки в тонком поверхностном слое покрытия происходит полное деформационное растворение частиц Ni_3B , а также диспергирование и частичное растворение карбидов $Cr_{23}C_6$

(см. табл. 1) [12]. Об этом свидетельствует наличие на деформированной поверхности обогащенных хромом областей, обведенных пунктирной линией на рис. 2 г. Деформационному растворению (диссоциации) боридов и карбидов способствует развитие в поверхностном слое

при фрикционной обработке ротационной пластичности и высокие степени накопленной пластической деформации [17], достаточные для перевода структуры в нано- и субмикрористаллическое состояние.

Таким образом, наблюдаемое на рис. 1 максимальное деформационное упрочнение поверхности покрытия при фрикционной обработке обусловлено не только формированием в тонком поверхностном слое смешанной нано- и субмикроструктуры с повышенной плотностью дислокаций, сконцентрированных в многочисленных границах кристаллитов и субзерен (зернограничное упрочнение), но и обогащением диспергированной структуры γ -твердого раствора на основе Ni бором, хромом и углеродом при деформационном растворении боридов никеля и карбидов хрома (твердорастворное упрочнение), а также наличием диспергированных и неполностью растворившихся частиц карбида $Cr_{23}C_6$ (дисперсионное упрочнение).

В табл. 2 приведены данные кинетического микроиндентирования, которые показывают, что фрикционная обработка поверхности покрытия ПГ-СР2 снижает значения максимальной и остаточной глубины вдавливания индентора h_{max} и h_p , повышает значения твердости вдавливания при максимальной нагрузке H_{IT} и твердости по Мартенсу HM , учитывающей не только пластическую, но и упругую деформации. Контактный модуль упругости поверхности покрытия E^* в результате фрикционной обработки изменился незначительно (в пределах 7%). Видно также, что после фрикционной обработки в 1,3–1,6 раза возрастают значения упругого восстановления $\%R = ((h_{max} - h_p) / h_{max}) \times 100\%$ [20–22] и отношения H_{IT} / E^* . Согласно [20; 23], это указывает на

возросшую долю упругой деформации в общей деформации и, соответственно, повышенную способность обработанного покрытия сопротивляться механическому воздействию до начала пластического деформирования. Еще значительно (в 4,2 раза) в результате фрикционной обработки возрастает отношение H^3 / E^{*2} (см. табл. 2), которому пропорционально напряжение течения P_y материала [24]. Это свидетельствует о повышенном сопротивлении пластическому деформированию покрытия, подвергнутого фрикционной обработке.

При испытаниях на износостойкость в условиях сухого трения скольжения для исходного недеформированного покрытия установлен обычный характер зависимости износа (потерь массы Δm) от продолжительности испытания (пути трения L) (рис. 3 а, кривая Δm_1): на начальном этапе испытания наблюдается период приработки (до $L \sim 12$ м) с повышенной интенсивностью изнашивания $I_{h1} = 25,4 \cdot 10^{-8}$, а в период установившегося изнашивания у электрополированного покрытия отмечаются практически постоянные значения $I_{h1} = (9,0 - 9,2) \cdot 10^{-8}$ (рис. 3 б). У покрытия после фрикционной обработки период приработки полностью отсутствует, и с начала испытания на всем пути трения наблюдается период установившегося изнашивания (рис. 3 а, кривая Δm_2) с уровнем интенсивности изнашивания $I_{h2} = (6,1 - 8,2) \cdot 10^{-8}$ (рис. 3 б).

Таким образом, сформированный фрикционной обработкой тонкий поверхностный слой покрытия с диспергированной структурой (см. рис. 2 б, в), максимальной микротвердостью (см. рис. 1) и другими повышенными микромеханическими характеристиками (см. табл. 2) эффективно устраняет период приработки,

Таблица 2. Результаты кинетического микроиндентирования при максимальной нагрузке на индентор 0,245 Н покрытия ПГ-СР2 после различных обработок

Состояние образца	h_{max} , МКМ	h_p , МКМ	HM, ГПа	H_{IT} , ГПа	E^* , ГПа	%R	H_{IT} / E^*	H_{IT}^3 / E^{*2} , ГПа
Электрополировка	1,46	1,10	4,5	5,9	189	24,5	0,032	0,006
Фрикционная обработка	1,19	0,82	6,8	10,1	202	30,8	0,050	0,025

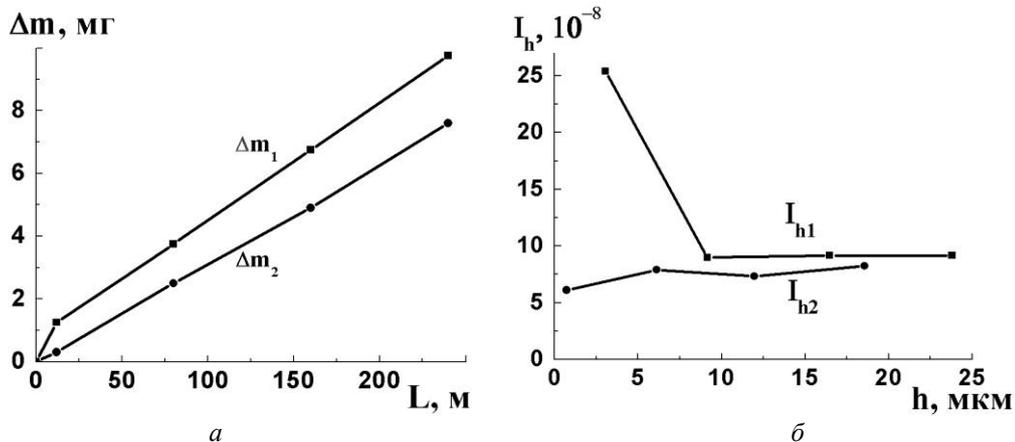


Рис. 3. Изменение потерь массы Δm в зависимости от пути трения L (а), интенсивности изнашивания I_h по глубине h поверхностного слоя (б) при испытаниях на сухое трение скольжения по пластине из стали X12M образцов с покрытием ПГ-СР2 в электрополированном состоянии (1) и после фрикционной обработки (2)

характеризующийся наибольшими скоростями изнашивания деталей. В результате, фрикционная обработка повышает износостойкость лазерного покрытия на начальном этапе трения.

Исследование поверхностей изнашивания показало, что на электрополированной поверхности покрытия на пути трения $L=12$ м (в период приработки) развиваются процессы схватывания, которые характеризуются высокой скоростью разрушения, главным образом, вследствие образования и разрыва узлов металлических связей [25]. После испытаний на сухое трение скольжения на пути трения $L=80$ м у исходного недеформированного покрытия наблюдается выраженное пластическое отщеснение (передеформирование) металла (рис. 4 а). Упрочняющая фрикционная обработка эффективно ограничивает процессы схватывания и пластического отщеснения, обеспечивая переход к преимущественно упругому отщеснению (рис. 4 б). При упругом отщеснении в результате многократного деформирования металла в пределах упругой деформации развивается усталостное изнашивание [25] с соответствующими пониженными величинами износа (см. рис. 3 а, кривая Δm_2) с уровнем интенсивности изнашивания $I_{i2}=(6,1-8,2) \cdot 10^{-8}$ (рис. 3 б).

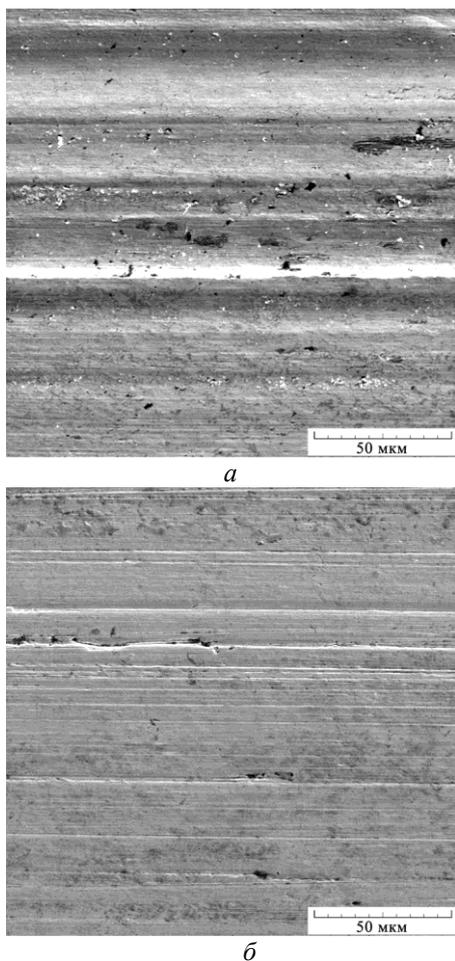


Рис. 4. Поверхности изнашивания образцов с покрытием ПГ-СР2 в электрополированном состоянии (а) и после фрикционной обработки (б), испытанных на трение скольжения без смазки по пластине из стали X12M на пути трения $L=80$ м

Обусловленному фрикционной обработкой ограничению процессов схватывания и пластического отщеснения при сухом трении скольжения способствует установленное с использованием метода микроиндентирования повышенное сопротивление упрочненного слоя пластическому деформированию под действием контактного нагружения (см. табл. 2). Повышенная способность поверхностных слоев с фрикционной обработкой деформироваться в упругой области (до начала течения металла) обуславливает смену основных механизмов изнашивания от адгезионного схватывания и пластического отщеснения к упругому отщеснению (см. рис. 4), обеспечивая соответствующее снижение интенсивности изнашивания покрытия на начальном этапе трения.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Фрикционная обработка NiCrBSi лазерного покрытия ПГ-СР2 полусферическим индентором из мелкодисперсного кубического нитрида бора на воздухе обеспечивает высокое качество поверхности ($Ra=60$ нм) и упрочнение поверхностного слоя на глубину 100 мкм при достижении наибольшей микротвердости 855 HV_{0,025} непосредственно на поверхности покрытия и интенсивном снижении твердости в слое толщиной 25 мкм. Максимальное деформационное упрочнение поверхности покрытия обусловлено формированием в тонком (5–7 мкм) поверхностном слое при фрикционной обработке смешанной нано- и субмикрористаллической структуры γ -твердого раствора на основе Ni, обогащенной бором, хромом и углеродом вследствие деформационного растворения боридов никеля и карбидов хрома, а также содержащей диспергированные и не полностью растворившиеся частицы карбида Cr₂₃C₆.

Фрикционная обработка, повышающая микромеханические характеристики поверхностного слоя покрытия, в условиях сухого трения скольжения устраняет период приработки, характеризующийся наибольшей скоростью изнашивания. Это приводит к росту износостойкости покрытия на начальном этапе трения. Обусловленная фрикционной обработкой смена основных механизмов изнашивания покрытия от схватывания и пластического отщеснения к упругому отщеснению является следствием повышенной способности обработанного индентором поверхностного слоя деформироваться в упругой области без остаточного формоизменения, а также эффективнее сопротивляться пластическому деформированию после начала течения металла, на что указывают данные кинетического микроиндентирования.

Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России по теме «Структура» № 01201463331 (проект № 15-9-12-45) и в соответствии с планом Фундаментальных научных исследований Государственных академий наук на 2013–2020 годы по теме № 01201375904. Экспериментальные исследования выполнены в ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Xu G., Kutsuna M., Liu Z. CO₂ laser cladding and plasma cladding of Ni-based alloy powder on the SUS316LN stainless steel // *JSME International Journal C*. 2006. Vol. 49. № 2. P. 370–378.
2. Xu G., Kutsuna M., Liu Z., Zhang H. Characteristics of Ni-based coating layer formed by laser and plasma cladding processes // *Materials Science and Engineering A*. 2006. Vol. 417. № 1-2. P. 63–72.
3. Fernández E., Cadenas M., Gonsález R., Navas C., Fernández R., De Damborenea J. Wear behaviour of laser clad NiCrBSi coating // *Wear*. 2005. Vol. 259. № 7-12. P. 870–875.
4. Xuan H.-F., Wang Q.-Y., Bai S.-L., Liu Z.-D., Sun H.-G., Yan P.-Ch. A study on microstructure and flame erosion mechanism of a graded Ni–Cr–B–Si coating prepared by laser cladding // *Surface and Coatings Technology*. 2014. Vol. 244. P. 203–209.
5. Xu J.-S., Zhang X.-C., Xuan F.-Z., Wang Z.-D., Tu S.-T. Rolling contact fatigue behavior of laser clad WC/Ni composite coating // *Surface and Coatings Technology*. 2014. Vol. 239. P. 7–15.
6. Shang S., Dan Wellburn, Sun Y.Z., Wang S.Y., Cheng J., Liang J., Liu C.S. Laser beam profile modulation for microstructure control in laser cladding of an NiCrBSi alloy // *Surface and Coatings Technology*. 2014. Vol. 248. P. 46–53.
7. Мельников П.А., Пахоменко А.Н., Лукьянов А.А. Математическая модель формирования микрорельефа шейки вала при обработке алмазным выглаживанием // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. 2015. № 2-2. С. 104–111.
8. Мельников П.А., Бобровский Н.М. Оптимизация параметров процесса выглаживания в производственных условиях с целью получения поверхности, пригодной для работы в условиях гидродинамического трения // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. 2011. № 2. С. 65–67.
9. Огин П.А. Структура и свойства зон перекрытия при лазерной закалке сталей и чугунов // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. 2015. № 2-2. С. 130–135.
10. Singh R., Kumar D., Mishra S.K., Tiwari S.K. Laser cladding of Stellite 6 on stainless steel to enhance solid particle erosion and cavitation resistance // *Surface and Coatings Technology*. 2014. Vol. 351. P. 87–97.
11. Безбородов В.П., Ковалевский Е.А. Влияние ультразвуковой обработки на напряженное состояние газотермических покрытий из никелевых сплавов // *Физика и химия обработки материалов*. 2001. № 1. С. 67–69.
12. Соболева Н.Н., Макаров А.В., Малыгина И.Ю. Упрочняющая фрикционная обработка NiCrBSi лазерного покрытия // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. 2013. № 4. С. 79–85.
13. Макаров А.В., Поздеева Н.А., Саврай Р.А., Юровских А.С., Малыгина И.Ю. Повышение износостойкости закаленной конструкционной стали наноструктурирующей фрикционной обработкой // *Трение и износ*. 2012. Т. 33. № 6. С. 587–598.
14. Serres N., Portha N., Machi F. Influence of salt fog aging tests on mechanical resistance of laser clad-coatings // *Surface and Coatings Technology*. 2011. Vol. 205. P. 5330–5337.
15. Gómez-del Río T., Garrido M.A., Fernández J.E., Cadenas M., Rodríguez J. Influence of the deposition techniques on the mechanical properties and microstructure of NiCrBSi coatings // *Journal of Materials Processing Technology*. 2008. Vol. 204. № 1-3. P. 304–312.
16. Houdková Š., Smazalová E., Vostřák M., Schubert J. Properties of NiCrBSi coating, as sprayed and remelted by different technologies // *Surface and Coatings Technology*. 2014. Vol. 253. P. 14–26.
17. Вичужанин Д.И., Макаров А.В., Смирнов С.В., Поздеева Н.А., Малыгина И.Ю. Напряженно-деформированное состояние и поврежденность при фрикционной упрочняющей обработке плоской стальной поверхности скользящим цилиндрическим индентором // *Проблемы машиностроения и надежности машин*. 2011. № 6. С. 61–69.
18. Саврай Р.А., Макаров А.В., Соболева Н.Н., Малыгина И.Ю., Осинцева А.Л. Контактная выносливость NiCrBSi покрытий, полученных методом газопорошковой лазерной наплавки // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. 2014. № 4. С. 43–51.
19. Макаров А.В., Горкунов Э.С., Малыгина И.Ю., Коган Л.Х., Саврай Р.А., Осинцева А.Л. Вихретоковый контроль твердости, износостойкости и толщины покрытий, полученных методом газопорошковой лазерной наплавки // *Дефектоскопия*. 2009. № 11. С. 68–78.
20. Петржик М.И., Левашов Е.А. Современные методы изучения функциональных поверхностей перспективных материалов в условиях механического контакта // *Кристаллография*. 2007. Т. 52. № 6. С. 1002–1010.
21. Петржик М.И., Филонов М.Р., Печеркин К.А., Левашов Е.А., Олесова В.Н., Поздеев А.И. Износостойкость и механические свойства сплавов медицинского назначения // *Известия ВУЗов. Цветная металлургия*. 2005. № 6. С. 62–69.
22. Page T.F., Hainsworth S.V. Using nanoindentation techniques for the characterization of coated systems: a critique // *Surface and Coatings Technology*. 1993. Vol. 61. № 1-3. P. 201–208.
23. Cheng Y.T., Cheng C.M. Relationships between hardness, elastic modulus and the work of indentation // *Applied Physics Letters*. 1998. Vol. 73. № 5. P. 614–618.
24. Mayrhofer P.H., Mitterer C., Musil J. Structure-property relationships in single- and dual-phase nanocrystalline hard coatings // *Surface and Coatings Technology*. 2003. Vol. 174-175. P. 725–731.
25. Крагельский И.В., Добычин М.Н., Комбалов В.С. Основы расчетов на трение и износ. М.: Машиностроение, 1977. 526 с.

REFERENCES

1. Xu G., Kutsuna M., Liu Z. CO₂ laser cladding and plasma cladding of Ni-based alloy powder on the SUS316LN stainless steel. *JSME International Journal C*, 2006, vol. 49, no. 2, pp. 370–378.
2. Xu G., Kutsuna M., Liu Z., Zhang H. Characteristics of Ni-based coating layer formed by laser and plasma

- cladding processes. *Materials Science and Engineering A*, 2006, vol. 417, no. 1-2, pp. 63–72.
3. Fernández E., Cadenas M., Gonsález R., Navas C., Fernández R., De Damborenea J. Wear behaviour of laser clad NiCrBSi coating. *Wear*, 2005, vol. 259, no. 7-12, pp. 870–875.
 4. Xuan H.-F., Wang Q.-Y., Bai S.-L., Liu Z.-D., Sun H.-G., Yan P.-Ch. A study on microstructure and flame erosion mechanism of a graded Ni–Cr–B–Si coating prepared by laser cladding. *Surface and Coatings Technology*, 2014, vol. 244, pp. 203–209.
 5. Xu J.-S., Zhang X.-C., Xuan F.-Z., Wang Z.-D., Tu S.-T. Rolling contact fatigue behavior of laser clad WC/Ni composite coating. *Surface and Coatings Technology*, 2014, vol. 239, pp. 7–15.
 6. Shang S., Dan Wellburn, Sun Y.Z., Wang S.Y., Cheng J., Liang J., Liu C.S. Laser beam profile modulation for microstructure control in laser cladding of an NiCrBSi alloy. *Surface and Coatings Technology*, 2014, vol. 248, pp. 46–53.
 7. Melnikov P.A., Pakhomenko A.N., Lukyanov A.A. Mathematical mode of forming of microrelife of shaft journal with processing by diamond burnishing. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2015, no. 2-2, pp. 104–111.
 8. Melnikov P.A., Bobrovsky N.M. Optimization of parameters of smoothing in a production environment in order to obtain the land surface suitable for operation in hydrodynamic friction. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2011, no. 2, pp. 65–67.
 9. Ogini P.A. The structure and characteristics of the overlap areas during the laser hardening of steels and irons. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2015, no. 2-2, pp. 130–135.
 10. Singh R., Kumar D., Mishra S.K., Tiwari S.K. Laser cladding of Stellite 6 on stainless steel to enhance solid particle erosion and cavitation resistance. *Surface and Coatings Technology*, 2014, vol. 351, pp. 87–97.
 11. Bezborodov V.P., Kovalevskij E.A. Effect of ultrasonic treatment on stress condition of gas-thermal coatings. *Fizika i khimiya obrabotki materialov*, 2001, no. 1, pp. 67–69.
 12. Soboлева N.N., Makarov A.V., Malygina I.Yu. Hardening frictional treatment of NiCrBSi laser clad coating. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)*, 2013, no. 4, pp. 79–85.
 13. Makarov A.V., Pozdejeva N.A., Savrai R.A., Malygina I.Y., Yurovskikh A.S. Improvement of wear resistance of quenched structural steel by nanostructuring frictional treatment. *Journal of Friction and Wear*, 2012, vol. 33, no. 6, pp. 433–442.
 14. Serres N., Portha N., Machi F. Influence of salt fog aging tests on mechanical resistance of laser clad-coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2011, vol. 205, pp. 5330–5337.
 15. Gómez-del Río T., Garrido M.A., Fernández J.E., Cadenas M., Rodríguez J. Influence of the deposition techniques on the mechanical properties and microstructure of NiCrBSi coatings. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, vol. 204, no. 1-3, pp. 304–312.
 16. Houdková Š., Smazalová E., Vostřák M., Schubert J. Properties of NiCrBSi coating, as sprayed and remelted by different technologies. *Surface and Coatings Technology*, 2014, vol. 253, pp. 14–26.
 17. Vychuzhanin D.I., Makarov A.V., Smirnov S.V., Pozdeeva N.A., Malygina I.Y. Stress and strain and damage during frictional strengthening treatment of flat steel surface with a sliding cylindrical indenter. *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*, 2011, vol. 40, no. 6, pp. 554–560.
 18. Savrai R.A., Makarov A.V., Soboлева N.N., Malygina I.Y., Osintseva A.L. The contact endurance of NiCrBSi coatings obtained by gas powder laser cladding. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)*, 2014, no. 4, pp. 43–51.
 19. Makarov A.V., Gorkunov E.S., Malygina I.Y., Savrai R.A., Osintseva A.L., Kogan L.K. Eddy-current testing of the hardness, wear resistance, and thickness of coatings prepared by gas-powder cladding. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2009, vol. 45, no. 11, pp. 797–805.
 20. Petrzhih M.I., Levashov E.A. Modern methods for investigating functional surfaces of advanced materials by mechanical contact testing. *Crystallography Reports*, 2007, vol. 52, no. 6, pp. 966–974.
 21. Petrzhih M.I., Filonov M.R., Pecherkin K.A., Levashov E.A., Olesova V.N., Pozdeev A.I. Wear resistance and mechanical properties of medical alloys. *Izvestiya vuzov. Tsvetnaya metallurgiya*, 2005, no. 6, pp. 62–69.
 22. Page T.F., Hainsworth S.V. Using nanoindentation techniques for the characterization of coated systems: a critique. *Surface and Coatings Technology*, 1993, vol. 61, no. 1-3, pp. 201–208.
 23. Cheng Y.T., Cheng C.M. Relationships between hardness, elastic modulus and the work of indentation. *Applied Physics Letters*, 1998, vol. 73, no. 5, pp. 614–618.
 24. Mayrhofer P.H., Mitterer C., Musil J. Structure-property relationships in single- and dual-phase nanocrystalline hard coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2003, vol. 174-175, pp. 725–731.
 25. Kragelsky I.V., Dobyichin M.N., Kombalov V.S. *Osnovy raschetov na trenie i iznos* [The basis of calculation for friction and wear]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1977. 526 p.

**IMPROVING THE MICROMECHANICAL PROPERTIES AND WEAR RESISTANCE
OF NICKEL-CHROMIUM LASER CLAD COATING USING FINISHING FRICTIONAL TREATMENT**

© 2015

A.V. Makarov, Doctor of Sciences (Engineering), Head of Department of Material Sciences,
Head of laboratory of mechanical properties, chief researcher, Professor

*M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Yekaterinburg (Russia)
Institute of Engineering Science of Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Yekaterinburg (Russia)
Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Yekaterinburg (Russia)*

N.N. Soboleva, junior researcher

R.A. Savrai, PhD (Engineering), Head of laboratory of constructional material science

I.Yu. Malygina, PhD (Engineering), senior researcher

Institute of Engineering Science of Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Yekaterinburg (Russia)

Keywords: laser clad deposit; nickel-chromium coatings; friction treatment; micro-indentation; wear mechanism.

Abstract: Nickel-chromium coatings applied on the parts surfaces using laser clad deposit are characterized by the significant surface undulation and roughness. The friction treatment of deposited surfaces used as the finishing operation allows preventing the demerits of customary grinding (burns, microcracks, dangerous tension stresses) and ensuring additional improvement of durability and wear resistance, favorable compressing stresses formation and fine finish. In this research, the authors used both the microhardness testing by regenerated indents method and the method of kinetic micro-indentation for the study of strength and plastic properties of NiCrBSi laser coating, processed by friction treatment using the hemispherical sliding indenter made of finely dispersed cubic boron nitride (borazon). The authors considered the coating wear mechanisms in the conditions of slide rubbing friction resulting from the micromechanical properties of strengthened layer. Using the research of microhardness distribution in depth of the processed by friction treatment surface layer, the authors determined the maximum strengthening in thin layer (the thickness is 5–7 μm) with greatly dispersed structure on the coating surface. It is determined that the surface friction treatment, comparing with the electrolytic brightening, not only improves the surface quality (reduces its undulation) but also increases (according to the micro-indentation data) the possibility of surface layer to resist to mechanical contact action. As a consequence of micromechanical properties improvement, the friction treatment in the conditions of sliding friction without lubricants causes the change of basic wear mechanisms – from seizure and plastic edging to the prevailing elastic edging. It causes the elimination of burn-in period and the relevant decrease of the strengthened coating wear intensity at the initial stage of friction.

КОЛИЧЕСТВЕННЫЙ АНАЛИЗ ИЗЛОМОВ ПРИ ПОМОЩИ КОНФОКАЛЬНОЙ ЛАЗЕРНОЙ СКАНИРУЮЩЕЙ МИКРОСКОПИИ

© 2015

Е.Д. Мерсон, аспирант*В.А. Данилов*, магистрант*Д.Л. Мерсон*, доктор физико-математических наук, профессор
Тольяттинский государственный университет, Тольятти (Россия)

Ключевые слова: конфокальный лазерный сканирующий микроскоп; металлические материалы; излом; микро-рельеф; фрактография.

Аннотация: Исследование поверхности разрушения деталей является первоначальным и весьма ответственным этапом на пути выяснения причин и хронологии процесса разрушения. При этом качество и объективность фрактографического анализа во многом зависит от эффективности инструмента, применяемого для изучения излома. Основным недостатком традиционных методов, применяемых в данной области, является двухмерность получаемых изображений, что в значительной степени затрудняет количественную оценку поверхности разрушения. В этом смысле высокой перспективностью обладает метод конфокальной лазерной сканирующей микроскопии (КЛСМ), обеспечивающий высокую точность измерения геометрии поверхности объектов в трехмерном пространстве, широкий диапазон сканирования по вертикальной оси, необходимую глубину резкости и при этом не требующий электропроводности и специальной подготовки поверхности образца, а также наличия вакуума.

В настоящем исследовании разработана и апробирована методика съемки и последующего анализа изломов ударных образцов при помощи КЛСМ. В качестве объектов исследования выбраны изломы образцов стали 20 в полностью хрупком и полностью вязком состояниях, что достигалось за счет ударных испытаний образцов, выдержанных при температурах $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $+150\text{ }^{\circ}\text{C}$ соответственно. Установлены оптимальные увеличение, тип объектива, шаг сканирования и способ фильтрации получаемых изображений от шумов. Кроме того, показано, что в качестве меры вязкости поверхности разрушения может быть использован такой параметр, как характеристическая площадь поверхности разрушения S_r , величина которого существенно изменяется при переходе от хрупкого излома к вязкому. Показано, что применение КЛСМ позволяет перевести анализ разрушения металлических изделий с качественного на количественный уровень, повышая объективность и точность фрактографических исследований.

ВВЕДЕНИЕ

Фрактография (анализ изломов материалов) – это один из важнейших научно-исследовательских методов, применяемых при выявлении причин разрушения и оценке качества изделий, а также используемых при изучении свойств твердых тел и механизмов их разрушения [1; 2]. В течение последних лет актуальным направлением фрактографических исследований является разработка методов количественного описания рельефа поверхностей разрушения материалов, а также их микроструктур [3–10]. Связано это с тем, что в большинстве случаев фрактографический анализ носит лишь качественный описательный характер, что негативно сказывается на объективности получаемых результатов. Так, например, распространенной задачей является определение соотношения вязкой и хрупкой составляющих в изломах сталей.

Однако в существующих на сегодняшний день стандартных методиках отсутствует какой-либо регламентированный количественный параметр, который бы описывал степень вязкости поверхности разрушения и одновременно мог бы быть легко измерен с помощью современного оборудования. Следовательно, корректность определения соответствия рельефа того или иного участка поверхности излома хрупкому или вязкому разрушению полностью зависит от опыта и навыков исследователя. Во многом данный недостаток объясняется ограниченным набором инструментов, применяемых для фрактографического анализа.

Наиболее распространенными методами исследования изломов являются световая, электронная сканирующая

и просвечивающая микроскопии. Световая микроскопия (СМ) используется в основном лишь для оценки общего вида и особенностей макрорельефа излома, где требуются небольшие увеличения. Применение же ее при больших увеличениях ограничено из-за малой глубины фокуса, которой недостаточно для исследования сильно развитых поверхностей разрушения [1]. Для применения в фрактографических целях просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) необходимо изготовление специальных тонких реплик с поверхности излома, что, во-первых, несколько искажает реальную картину, а во-вторых, является достаточно сложной и трудоемкой операцией. По этой причине ПЭМ применяется только в специфических случаях, когда необходимо достичь чрезвычайно высоких увеличений для получения информации об очень тонких элементах структуры излома.

Наибольшее распространение в фрактографическом анализе получила электронная сканирующая микроскопия (СЭМ), что обусловлено ее высокой разрешающей способностью и достаточной глубиной фокуса, а также возможностью исследования поверхности излома без изготовления реплик [11]. Вместе с тем для СЭМ требуются: электрическая проводимость объекта исследования, высокая чистота его поверхности, а также вакуум, что также зачастую затрудняет применение данного метода.

Однако, пожалуй, основным недостатком всех перечисленных методов является двумерное представление изображения, используя которое, невозможно производить точные измерения размеров во всех трех направлениях пространства. В то же время для полного количественного описания рельефа поверхностей разрушения

такая возможность необходима. В частности, она требуется для измерения площади рельефа поверхности разрушения. Действительно, известно, что энергия, затраченная на образование новой поверхности, прямо пропорциональна площади данной поверхности. Поэтому хрупкое разрушение материала, для которого необходима минимальная энергия, сопровождается образованием практически гладких поверхностей, и наоборот, изломы вязких материалов имеют сильно развитый рельеф [1]. Следовательно, площадь поверхности разрушения может служить мерой вязкости разрушения материала. Тогда задача объективного количественного описания вязкости излома в большинстве случаев сводится к корректному измерению его рельефа и получению массива данных, содержащих трехмерные координаты каждой точки его поверхности.

Существует несколько методов, позволяющих производить такого рода измерения. Основными из них являются: атомно-силовая микроскопия (АСМ), световая интерферометрия (СИ), стереосъемка при помощи СЭМ и конфокальная лазерная сканирующая микроскопия (КЛСМ). АСМ и СИ хотя и позволяют достичь достаточно высоких значений разрешающей способности, как в горизонтальной, так и в вертикальной плоскостях, но из-за малого рабочего диапазона вдоль оси Z не подходят для исследования изломов, поверхность которых часто имеет большие перепады высот. Стереосъемка при помощи СЭМ обладает всеми описанными выше недостатками метода СЭМ.

Наиболее перспективным, с точки зрения решения рассматриваемой задачи, является метод КЛСМ. Современные приборы данного типа позволяют получать трехмерные изображения поверхности с достаточно большим диапазоном сканирования вдоль оси Z, обеспечивая при этом высокую точность размеров во всех трех направлениях и разрешающую способность до 110 нм в плоскости XY и до 10 нм вдоль оси Z. В качестве источника света в КЛСМ используется лазер, следовательно, электрическая проводимость объекта не требуется, а отсутствие необходимости в вакуумной системе позволяет снизить требования к чистоте поверхности образца. Наиболее широкое применение данный вид микроскопии нашел в медицине, однако многие работы демонстрируют высокую эффективность использования данного метода и для решения материаловедческих задач [12–15]. В том числе в некоторых работах были сделаны попытки применения КЛСМ для исследования поверхностей разрушения металлических и других материалов [16–20] и отмечена высокая перспективность данного направления исследований.

Целью настоящей работы было установить возможность применения конфокальной лазерной сканирующей микроскопии для *количественной* оценки вязкости поверхности разрушения низкоуглеродистой стали.

МЕТОДИКА

Стандартные образцы размером 10×10×55 мм с U-образным надрезом для испытания на ударный изгиб были вырезаны электроискровым методом из листа стали марки 20 (хим. состав в таблице 1). Испытания проводили при помощи маятникового копра JB-W300, Time Group на образцах: 1) охлажденных в жидком азоте до –196 °С и 2) нагретых до +150 °С. При этом удавалось

получить полностью хрупкий излом в первом случае и полностью вязкий во втором. Исследование изломов образцов проводилось при помощи КЛСМ Lext OLS4000, Olympus.

Принцип работы КЛСМ Lext OLS4000 основан на использовании конфокальной оптической схемы. Суть ее заключается в специальной диафрагме, расположенной между объектом, на который падает свет, и детектором отраженного излучения. Данная диафрагма, представляющая собой непрозрачный диск с отверстием маленького диаметра в центре, устанавливается таким образом, чтобы через нее могли проходить только те лучи света, которые отражаются от точек поверхности, находящихся в фокальной плоскости объектива микроскопа. В то же время попадание на детектор так называемых внефокусных лучей света, которые отражаются от областей поверхности, расположенных выше и ниже фокальной плоскости, ограничено. В качестве источника света в данном микроскопе используется полупроводниковый фиолетовый лазер с длиной волны 405 нм, что позволяет достичь разрешающей способности в плоскости XY, равной ~120 нм. Интенсивность излучения лазера определяет яркость изображения и может задаваться пользователем. Луч лазера, пройдя через систему оптических элементов, попадает на двухкоординатный XY электромагнитный сканер, после чего проходит через один из объективов и фокусируется на определенной точке поверхности образца. Отразившись от поверхности, луч проходит через объектив и с помощью дихроичного зеркала перенаправляется в конфокальную диафрагму, отсекающую внефокусные лучи света, после чего попадает в детектор (фотоумножитель), где регистрируется мгновенное значение интенсивности луча. С помощью сканера лазерный луч с высокой частотой «построчно» сканирует в горизонтальной плоскости XY поверхность объекта, находящуюся в поле зрения объектива. При этом детектор производит регистрацию значений интенсивности через равные промежутки времени и записывает их в память компьютера. Таким образом, изображение оказывается сформировано из некоторого количества точек (пикселей) с известными значениями интенсивности. Количество точек определяет разрешение получаемого изображения. Для стандартных задач оно равно 1024×1024 точек. Увеличение микроскопа регулируется путем выбора одного из пяти стандартных объективов.

Получение трехмерного изображения достигается за счет перемещения объектива в вертикальной плоскости. Высокоточный пьезопривод в сочетании с прецизионной системой контроля перемещения обеспечивает точное положение объектива вдоль оси Z, позволяя получать изображения с разрешением по вертикали до 10 нм. В процессе сканирования объектив перемещается перпендикулярно поверхности объекта с определенным шагом, заданным пользователем, при этом на каждый такой шаг, по методике, описанной выше, создается 2D-снимок (оптический срез), состоящий из 1024×1024 точек. Разрешение вдоль оси Z в данном случае определяется величиной шага. Таким образом, по окончании съемки имеется массив данных, состоящий из 1024×1024 столбцов точек, где количество точек в столбце определяется количеством пройденных шагов (количеством оптических срезов). Далее в каждом таком столбце находится

точка с максимальным значением интенсивности и соответствующая ей координата положения объектива по оси Z. Создается изображение, состоящее из 1024×1024 точек, каждая из которых имеет свое значение интенсивности и значение высоты по оси Z. В конечном результате формируются: 1) 2D-снимок с высокой глубиной резкости, без размытых областей независимо от перепадов высот различных точек поверхности объекта и 2) 3D-модель поверхности объекта с сохранением массива данных, содержащих точные координаты XYZ для каждой точки поверхности.

Полученные изображения могут содержать оптические шумы, выраженные в виде резких пиков и провалов вдоль оси Z на 3D-снимке. Происходит это в том случае, если исследуемая поверхность образца имеет сильную неравномерность отражательной способности и разброс интенсивности в пределах снимка превышает границы динамического диапазона детектора. В частности, такая ситуация возникает при съемке хрупких изломов из-за разного наклона фасеток к источнику света. В таком случае перед началом каких-либо измерений необходимо произвести фильтрацию изображения с помощью одного или нескольких фильтров, представленных в стандартном программном обеспечении, поставляемом в комплекте с микроскопом.

Программное обеспечение микроскопа позволяет производить весь комплекс геометрических измерений получаемых изображений, включая вычисление площади рельефа поверхности, а также параметров линейной и плоскостной шероховатости в соответствии с существующими стандартами. Опираясь на рассуждения, приведенные во введении, в качестве параметра, описывающего характер поверхности разрушения, была выбрана характеристическая площадь поверхности S_r – площадь рельефа поверхности, отнесенная к площади поля зрения.

Тем не менее, прежде чем перейти непосредственно к измерениям, требовалось отработать методику получения изображений, т. к. существует несколько параметров съемки, которые могут существенно влиять на окончательное значение искомых величин: 1) выбор объектива и увеличения; 2) шаг сканирования вдоль оси Z; 3) выбор фильтра для устранения оптических шумов.

РЕЗУЛЬТАТЫ

Отработка методики съемки

Выбор объектива и увеличения. Первоначально для решения поставленных задач требовалось подобрать подходящий объектив. Поскольку микроскоп позволяет

производить панорамную сшивку изображений и размер области съемки фактически неограничен, то увеличение объектива должно было быть по возможности наибольшим, т. к. разрешающая способность при этом также максимальна. Однако существует ряд других причин, по которым применение некоторых объективов в данной работе оказалось ограничено. В стандартной комплектации микроскоп Lext OLS4000 оснащен пятью объективами. Помимо этого, в наличии имелось два дополнительных длиннофокусных объектива. Параметры всех объективов приведены в таблице 1.

Объективы MPLFLN5X и MPLFLN10X имеют достаточно низкое увеличение и, согласно инструкции, не предназначены для измерений. Действительно, изображения, полученные с помощью данных объективов, были сильно искажены вследствие большого количества шумов, полное устранение которых с помощью фильтров было невозможно (рис. 1 а). Поэтому далее эти объективы не рассматривались. Объективы MPLAPON50XLEXT и MPLAPON100XLEXT обеспечивали наибольшее увеличение и разрешающую способность (рис. 1 б), однако при этом имели очень маленькое рабочее расстояние, величина которого не позволяла использовать их для съемки сильно развитых поверхностей. Вследствие этого их применение было возможно только в случае съемки достаточно плоских изломов. Изображения поверхности изломов, полученные с помощью длиннофокусных объективов LMPLFLN20X и LMPLFLN50X, также оказались неудовлетворительными из-за большого количества шумов вследствие сильных перепадов яркости (рис. 1 в), что также сделало невозможным их применение в измерительных целях. Таким образом, удовлетворительными характеристиками обладал только один объектив – MPLAPON20XLEXT, который одновременно обеспечивал достаточные значения увеличения разрешающей способности и рабочего расстояния (рис. 1 г). Также в отдельных случаях, когда это было возможно, применялись объективы MPLAPON50XLEXT и MPLAPON100XLEXT.

Выбор фильтра для устранения шумов. В программном обеспечении Lext OLS4000 имеется 9 различных фильтров для обработки полученных снимков, для плоских, круглых, зубчатых поверхностей, фильтры сглаживания и удаления случайных и максимальных шумов и т. д. Для выбора наиболее эффективного инструмента одно и то же изображение было обработано при помощи разных фильтров. На основе полученных результатов, представленных в таблице 2, было принято решение всю последующую обработку производить

Таблица 1. Характеристики объективов для микроскопа LEXT OLS4000

Название	Увеличение	Поле зрения, мкм	Рабочее расстояние, мм	Числовая апертура
MPLFLN5X	100x	2560x2560	20,00	0,15
MPLFLN10X	200x	1280x1280	11,00	0,30
MPLAPON20XLEXT	400x	640x640	1,00	0,60
MPLAPON50XLEXT	1000x	256x256	0,35	0,95
MPLAPON100XLEXT	2100x	128x128	0,35	0,95
Длиннофокусные				
LMPLFLN20X	400x	640x640	12,00	0,40
LMPLFLN50X	1000x	256x256	10,60	0,50

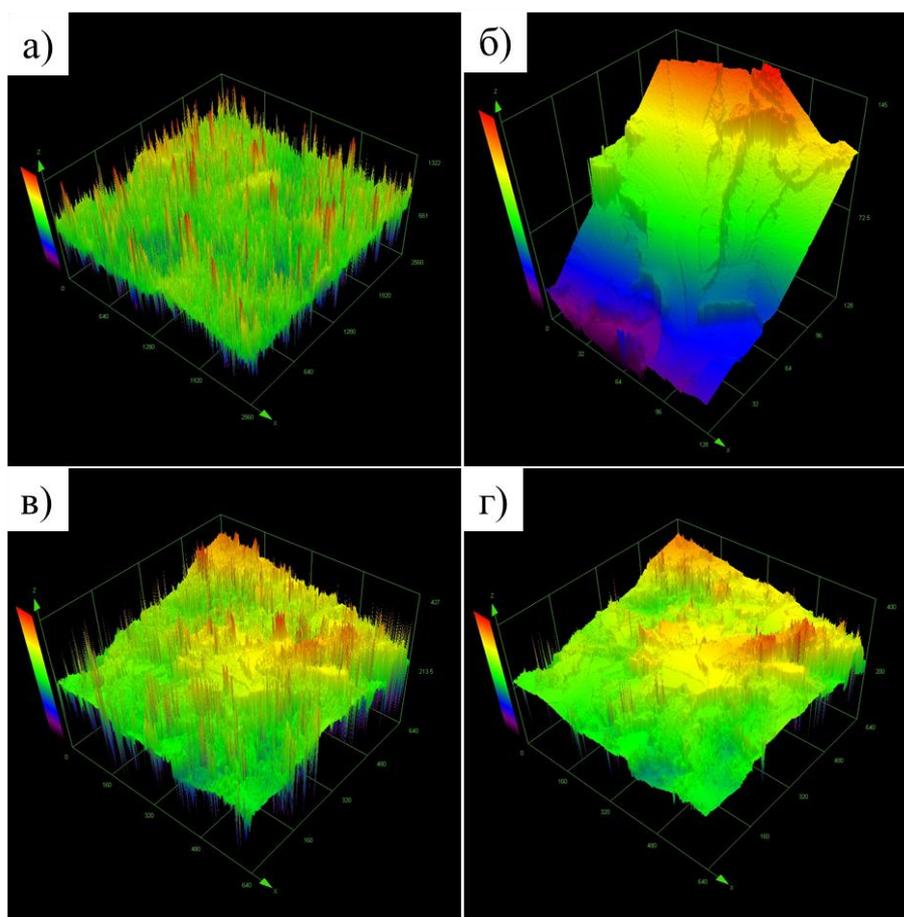


Рис. 1. Примеры изображений, полученных с помощью объективов:
 а) MPLFLN5X (увеличение 100x), б) MPLAPON100XLEXT (увеличение 2100x),
 в) LMPLFLN20X (увеличение 400x), г) MPLAPON20XLEXT (увеличение 400x)

Таблица 2. Цифровые фильтры в ПО Olympus LEXT OLS4000

№	Название фильтра	Описание	Результат при фильтрации изображения излома
1.	Flat surface	Данный фильтр подходит для удаления шума на плоской поверхности образца (стекло, пластины и т. д.)	Эффективно устраняет шумы, но при этом изменяет поверхность излома
2.	Step surface	Этот фильтр применяется при удалении шумов со ступенчатых поверхностей (электроника и микроэлектроника, оптический волновод и т. д.)	Остается часть шумов, и изменяется поверхность излома
3.	Jagged surface	Фильтр подходит для удаления шума на зубчатой поверхности образца (пленки, различные неровные поверхности)	Остается небольшая часть шумов после обработки
4.	Curved surface	Фильтр подходит для удаления шума на криволинейной поверхности (подшипник, припой и т. д.)	Существенно изменяет поверхность излома
5.	Height noise removal	Устраняются шумы, вызванные недостаточной или перенасыщенной интенсивностью по высоте	Сильно искажается поверхность
6.	Spike (peak noise) removal	Удаляются максимальные пиковые значения шума на изображении	Фильтр хорошо справляется с удалением шумов, частично изменяя морфологию поверхности излома
7.	Smoothing (Removal of random noise)	Удаление случайного шума на изображении	Часть шумов остается после обработки, и изменяется поверхность
8.	Outlier removal (Pre-measurement)	Шум устраняется путем обнаружения и интерполяции выбросов неравномерности данных с поверхности	Эффективно устраняет шум, не изменяя поверхности излома
9.	Automatic surface correction	Фильтр автоматически исправляет поверхность на снимке	После обработки часть шумов остается

с помощью фильтра «pre-measurement» (PM), поскольку данный фильтр наилучшим образом справляется с удалением шумов и в то же время минимально искажает поверхность (рис. 2).

Выбор шага сканирования вдоль оси Z. Для увеличения разрешающей способности вдоль оси Z шаг сканирования (расстояние между двумя ближайшими оптическими срезами) должен быть по возможности минимален. Однако уменьшение шага сканирования при данном диапазоне сканирования влечет за собой увеличение времени съемки. Поэтому для снижения трудоемкости необходимо было подобрать такой шаг сканирования, при котором время съемки было бы минимальным при достаточной точности измеренных величин. Для этого в изломах образцов в одной и той же области при постоянном диапазоне сканирования вдоль оси Z производили съемку с разным шагом сканирования, фиксировалось время сканирования, и вычислялась характеристическая площадь поверхности Sr до и после фильтрации изображения.

На рис. 3 видно, что при увеличении шага сканирования, как для хрупкого (рис. 3 а), так и для вязкого

(рис. 3 б) изломов, время съемки уменьшается, а величина характеристической площади поверхности Sr возрастает. При этом после увеличения шага сканирования до 0,5 мкм время съемки составляет менее 150 секунд для вязкого и хрупкого образцов и далее снижается незначительно. В то же время величина Sr до фильтрации возрастает практически монотонно на всем диапазоне шагов сканирования. Однако после фильтрации шумов при помощи фильтра PM параметр Sr значительно уменьшается и остается практически неизменным при любой величине шага сканирования, не превышающей 1 мкм. Таким образом, для данного диапазона сканирования съемку целесообразно производить при шагах сканирования от 0,5 до 1 мкм. Тем не менее следует учитывать, что увеличение диапазона сканирования будет увеличивать время съемки.

Сравнение рельефов вязкого и хрупкого изломов

По методике, скорректированной в соответствии с описанными выше результатами, была произведена съемка и фильтрация 50 кадров из произвольных областей хрупкого и вязкого изломов. Для них была рассчитана характеристическая площадь поверхности Sr и построены распределения ее значений (рис. 4).

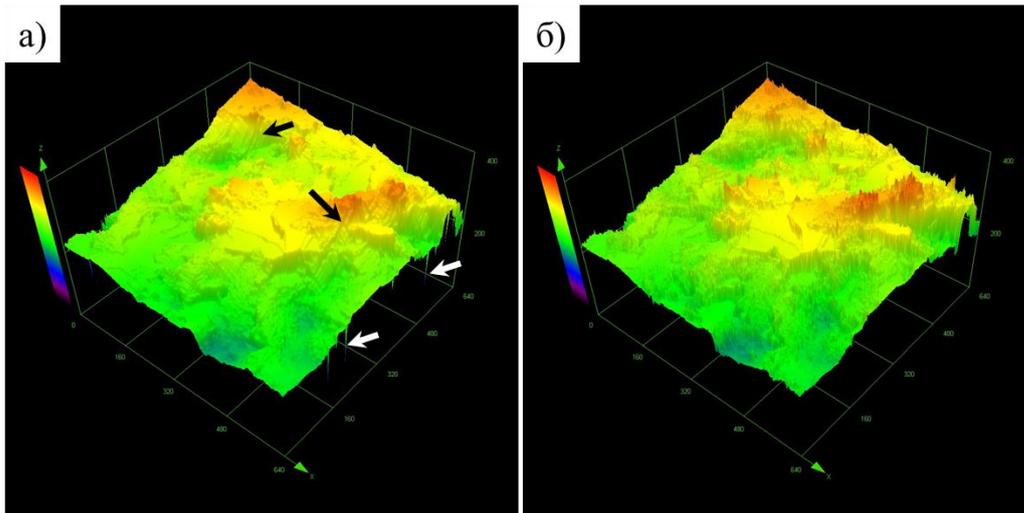


Рис. 2. Изображение на рис. 1 г, обработанное с помощью фильтров «Step surface» – а и «Pre-measurement» – б. Черными стрелками показаны области поверхности, искаженные после фильтрации, белыми стрелками отмечены оставшиеся шумы

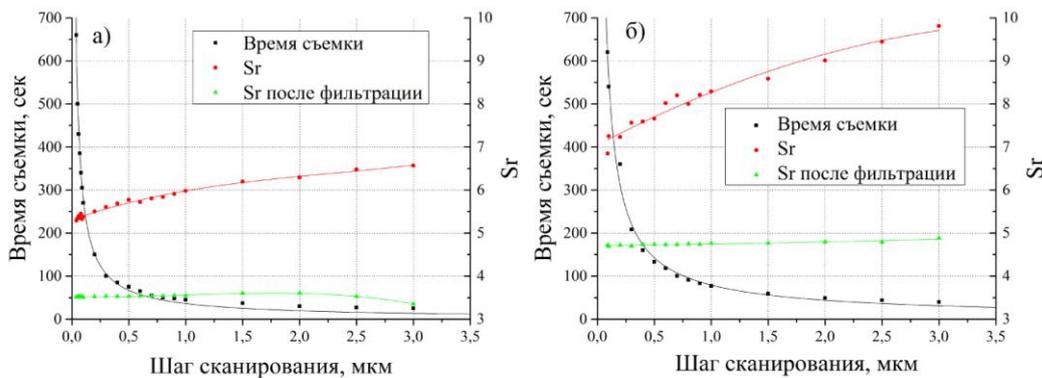


Рис. 3. Зависимость времени съемки и характеристической площади поверхности Sr до и после PM-фильтрации для хрупкого – а и вязкого – б изломов

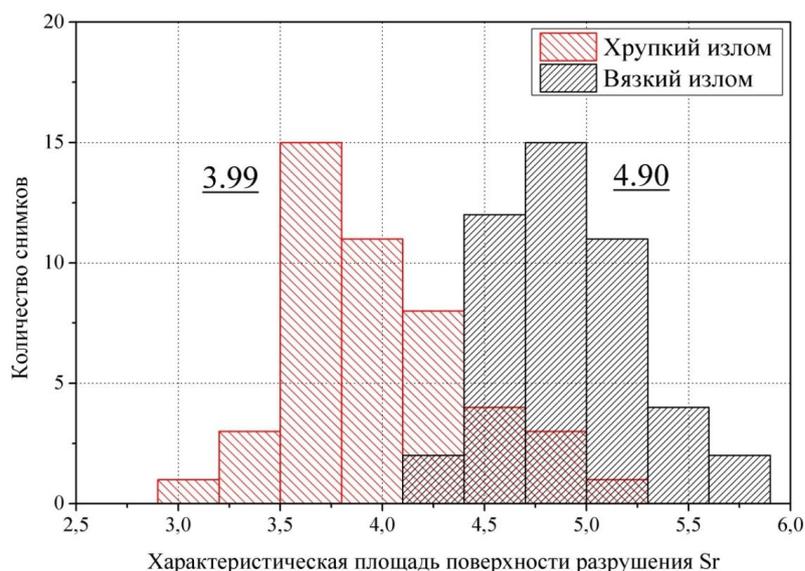


Рис. 4. Распределение значений характеристической площади поверхности хрупкого и вязкого изломов для выборки из 50 снимков. На гистограмме указаны средние значения S_r

Из гистограммы, приведенной на рис. 4, следует, что, хотя распределения значений S_r для вязкого и хрупкого изломов имеют небольшую зону перекрытия, пиковые значения распределений четко разделяются. При этом среднее значение S_r для хрупкого излома на 1 меньше, чем для вязкого. Действительно площадь поверхности должна уменьшаться при уменьшении работы разрушения, связанной с затраченной энергией. Следовательно, параметр S_r может быть использован для описания степени вязкости излома.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Настоящее исследование позволило разработать и апробировать методику съемки изломов стальных ударных образцов при помощи КЛСМ, позволяющую получать трехмерные изображения поверхности разрушения металла, пригодные для ее дальнейшего количественного анализа.

Показано, что характеристическая площадь поверхности разрушения S_r является количественным параметром, который может быть легко найден при использовании изображений, полученных с помощью КЛСМ, и использован для оценки вязкости излома.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 14-02-31052.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Клевцов Г.В., Ботвина Л.Р., Клевцова Н.А., Лимарь Л.В. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций. М.: МИСиС, 2007. 264 с.
2. Балтер М.А., Любченко А.П., Аксенова С.И. Фрактография – средство диагностики разрушенных деталей. М.: Машиностроение, 1978. 184 с.
3. Кудря А.В. Роль разномасштабных структур в обеспечении пластичности и вязкости структурно-неоднородных сталей // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2005. № 5. С. 18–23.
4. Кудря А.В., Соколовская Э.А. Неоднородность разномасштабных структур и сопротивление разрушению конструкционных сталей // *Известия Российской академии наук. Серия физическая*. 2004. Т. 68. № 10. С. 1495–1502.
5. Кудря А.В., Марков Е.А. Количественная оценка разрушения по акустической эмиссии в различных масштабах измерения // *Материаловедение*. 2007. № 1. С. 13–18.
6. Кудря А.В., Штремель М.А. О достоверности анализа данных в управлении качеством // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2010. № 7. С. 50–55.
7. Кудря А.В., Соколовская Э.А. Информационные технологии в обеспечении качества металлопродукции // *Электрометаллургия*. 2010. № 12. С. 35–43.
8. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Арсенкин А.М. Эффективность применения средств наблюдения различной размерности для анализа морфологии вязкого излома улучшаемых сталей // *Деформация и разрушение материалов*. 2010. № 1. С. 38–44.
9. Соколовская Э.А. О воспроизводимости результатов измерений структур и изломов с использованием компьютеризированных процедур // *Вопросы материаловедения*. 2013. № 4. С. 143–153.
10. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Траченко В.А., Ле Хай Нинь, Скородумов С.В., Папина К.Б. Измерение неоднородности разрушения в конструкционных сталях с разнородной структурой // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2015. № 4. С. 12–18.
11. Beachem C.D., Pelloux R.M.N. Electron Fractography – A Tool for the Study of Micromechanisms of Fracturing Processes // *Fracture Toughness Testing and its Applications*. Chicago, 1965. P. 210–244.
12. Tata B.V.R., Raj B. Confocal laser scanning microscopy: Applications in material science and

- technology // *Bull. Mater. Sci. Springer India*. 1998. Vol. 21. № 4. P. 263–278.
13. Hovis D.B., Heuer A.H. The use of laser scanning confocal microscopy (LSCM) in materials science // *J. Microsc.* 2010. Vol. 240. № 3. P. 173–180.
 14. Skálová L., Staňková H., Mašek B. Possible Application of Laser Scanning Confocal Microscopy in Material Science // 8th Multinat. Congr. Microsc. 2007. P. 199.
 15. Исходжанова И.В., Орлов М.Р., Григоренко В.Б., Лаптева М.А. Применение метода конфокальной лазерной сканирующей микроскопии для исследования коррозионных повреждений // *Труды ВИАМ*. 2015. № 4. С. 11.
 16. Wendt U., Stiebe-Lange K., Smid M., Tonnie K. Quantification of Fracture Surface Topographies based on Confocal Laser Scanning Microscopy // *Microscopy and Microanalysis*. 2003. Vol. 9. P. 370–371.
 17. Staňková H., Skálová L., Jacková K., Mašek B. Utilisation of laser confocal microscope Olympus LEXT for the analysis of the fracture area of fine grain steel // *Focus on Microscopy 2007*. Valencia, 2007. P. 144.
 18. López-Cepero J.M., Arellano-López A.R. de, Quispe-Cancapa J.J., Martinez-Fernandez J. Confocal Microscopy for Fractographical Surface Characterization of Ceramics // *Microscopy and Analysis*. 2005. № 9. P. 13–15.
 19. Орлов М.Р., Оспенникова О.Г., Наприенко С.А., Морозова Л.В. Исследование усталостного разрушения конических шестерен редуктора центрального привода газотурбинного двигателя, изготовленных из стали 20Х3МВФ // *Деформация и разрушение материалов*. 2014. № 7. С. 18–26.
 20. Udupa G., Singaperumal M., Sirohi M., Kothiyal M.P. Characterization of surface topography by confocal microscopy: I. Principles and the measurement system // *Measurement Science and Technology*. 2000. Vol. 11. № 3. P. 305–314.
 6. Kudrya A.V., Shtremel M.A. Reliability of data analysis in quality control. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2010, no. 7, pp. 50–55.
 7. Kudrya A.V., Sokolovskaya E.A. Information technologies in quality assurance of metal products. *Elektrometallurgiya*, 2010, no. 12, pp. 35–43.
 8. Kudrya A.V., Sokolovskaya E.A., Arsenkin A.M. Effectiveness of using watch facilities of various dimensions to analyze the fracture morphology of upgraded steels. *Deformatsiya i razrushenie materialov*, 2010, no. 1, pp. 38–44.
 9. Sokolovskaya E.A. On the results reproducibility of structures and fractures measurements using computerized procedures. *Voprosy materialovedeniya*, 2013, no. 4, pp. 143–153.
 10. Kudrya A.V., Sokolovskaya E.A., Trachenko V.A., Le Hai Ning, Skorodumov S.V., Papina K.B. Measurement of nonuniformity of fracture in structural steels with heterogeneous structure. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2015, no. 4, pp. 12–18.
 11. Beachem C.D., Pelloux R.M.N. Electron Fractography – A Tool for the Study of Micromechanisms of Fracturing Processes. *Fracture Toughness Testing and its Applications*. Chicago, 1965, pp. 210–244.
 12. Tata B.V.R., Raj B. Confocal laser scanning microscopy: Applications in material science and technology. *Bull. Mater. Sci. Springer India*, 1998, vol. 21, no. 4, pp. 263–278.
 13. Hovis D.B., Heuer A.H. The use of laser scanning confocal microscopy (LSCM) in materials science. *J. Microsc.*, 2010, vol. 240, no. 3, pp. 173–180.
 14. Skálová L., Staňková H., Mašek B. Possible Application of Laser Scanning Confocal Microscopy in Material Science. *8th Multinat. Congr. Microsc.*, 2007, pp. 199.
 15. Iskhodzhanova I.V., Orlov M.R., Grigorenko V.B., Lapteva M.A. Application of the confocal laser imaging microscopy method for corrosive damages study. *Trudy VIAM*, 2015, no. 4, p. 11.
 16. Wendt U., Stiebe-Lange K., Smid M., Tonnie K. Quantification of Fracture Surface Topographies based on Confocal Laser Scanning Microscopy. *Microscopy and Microanalysis*, 2003, vol. 9, pp. 370–371.
 17. Staňková H., Skálová L., Jacková K., Mašek B. Utilisation of laser confocal microscope Olympus LEXT for the analysis of the fracture area of fine grain steel. *Focus on Microscopy 2007*. Valencia, 2007, p. 144.
 18. López-Cepero J.M., Arellano-López A.R. de, Quispe-Cancapa J.J., Martinez-Fernandez J. Confocal Microscopy for Fractographical Surface Characterization of Ceramics. *Microscopy and Analysis*, 2005, no. 9, pp. 13–15.
 19. Orlov M.R., Ospennikova O.G., Naprienko S.A., Morozova L.V. Research of fatigue failure of conic gear wheels of reducer of the central drive of the gas turbine engine, made of steel 20X3MVФ. *Deformatsiya i razrushenie materialov*, 2014, no. 7, pp. 18–26.
 20. Udupa G., Singaperumal M., Sirohi M., Kothiyal M.P. Characterization of surface topography by confocal microscopy: I. Principles and the measurement system. *Measurement Science and Technology*, 2000, vol. 11, no. 3, pp. 305–314.

REFERENCES

1. Klevtsov G.V., Botvina L.P., Klevtsova N.A., Limar L.V. *Fraktodiagnostika razrusheniya metallicheskih materialov i konstruksiy* [Fractodiagnostics of Fracture of Metallic Materials and Structures]. Moscow, MISiS Publ., 2007. 264 p.
2. Balter M.A., Lyubchenko A.P., Aksenova S.I. *Fraktografiya – sredstvo diagnostiki razrushemykh detaley* [Fractography is a tool for the damaged parts diagnostics]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1978. 184 p.
3. Kudrya A.V. The role of structures of different size in plasticity and toughness of structurally inhomogeneous steel. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2005, no. 5, pp. 18–23.
4. Kudrya A.V., Sokolovskaya E.A. Non-uniformity of different scaled structures and fracture toughness of structural steels. *Izvestiya Rossiyskoy Akademii nauk. Seriya fizicheskaya*, 2004, vol. 68, no. 10, pp. 1495–1502.
5. Kudrya A.V., Markov E.A. Quantitative evaluation of destruction according to the acoustic emission in various scale measurements. *Materialovedenie*, 2007, no. 1, pp. 13–18.

**THE QUANTITATIVE ANALYSIS OF FRACTURE
USING THE CONFOCAL LASER SCANNING MICROSCOPY**

© 2015

E.D. Merson, postgraduate student

V.A. Danilov, graduate student

D.L. Merson, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor
Togliatti state University, Togliatti (Russia)

Keywords: confocal laser scanning microscope; metallic materials; fracture; microrelief; fractography.

Abstract: The study of the parts fracture surface is the basic and important part of determination of the fracture process causes and chronology. The quality and objectivity of fractographic analysis depends largely on the effectiveness of tools used for the fracture study. The main disadvantage of traditional methods used in this area is the two-dimensionality of images that greatly complicates the quantitative analysis of the fracture surface. In this context, the method of confocal laser scanning microscopy (CLSM) is one of the prospective techniques providing a high-quality measuring accuracy of the objects surface geometry in three-dimensional space, a wide scanning range along the vertical axis and the necessary depth of field. Moreover, CLSM method does not require the electrical conductivity and special specimen surface preparation, as well as the presence of vacuum.

In this study, the authors developed and tested the technique of exposure and further impact specimen fractures analysis using the CLSM. To be the subject of research, the authors selected the fractures of fully brittle and fully ductile fracture surfaces of 20 grade steel, the fractures of which were obtained during impact tests of the specimens hold at the temperatures of -196°C and $+150^{\circ}\text{C}$, respectively. During the research, the optimal amplification, the lens type, the scanning pitch and the image noise filter were determined. The research showed that to measure the fracture surface ductility it is possible to use such parameter as the characteristic fracture surface area S_r , which value changes significantly while going from ductile to brittle fracture. The research showed that the CLSM application allows converting the qualitative analysis of metal products fracture into quantitative one improving the objectivity and accuracy of fractographic analysis.

ВЛИЯНИЕ ПЛОТНОСТИ ТОКА ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО НАВОДОРОЖИВАНИЯ НА КОНЦЕНТРАЦИЮ ДИФфуЗИОННО-ПОДВИЖНОГО ВОДОРОДА В НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ МАРКИ S235JR

© 2015

Е.Д. Мерсон, аспирант

В.А. Полуянов, аспирант

Д.Л. Мерсон, доктор физико-математических наук, профессор

А.Ю. Виноградов, кандидат физико-математических наук

Тольяттинский государственный университет, Тольятти (Россия)

Ключевые слова: концентрация водорода; электролитическое наводороживание; блистеринг; газовый анализ.

Аннотация: Водородная хрупкость (ВХ) металлов и сплавов является серьезной проблемой для многих отраслей промышленности. В связи с этим данное явление интенсивно исследуется на протяжении более 100 последних лет. Несмотря на это, многие его особенности остаются необъясненными и сегодня, что зачастую затрудняет использование тех или иных материалов в условиях, благоприятных для развития ВХ. Данная работа посвящена одному из малоизученных методических аспектов исследования ВХ – проблеме контроля концентрации водорода в стали путем электролитического наводороживания. Последнее широко используется для насыщения металлов водородом в лабораторных условиях. Однако до настоящего момента не установлена однозначная зависимость концентрации диффузионно-подвижного водорода в стали от плотности катодного тока при электролитическом наводороживании. Поэтому интерпретация результатов, как правило, следующих после наводороживания механических испытаний, затруднена.

С использованием газового анализа в работе исследовано изменение концентрации диффузионно-подвижного водорода в низкоуглеродистой стали марки S235JR, а также степени повреждений ее поверхности и микроструктуры в широком диапазоне плотностей катодного тока (от 20 до 600 мА/см²) электролитического наводороживания. Установлено, что зависимость концентрации водорода в стали от плотности тока имеет гораздо более сложный вид, чем считалось ранее. Показано, что степень повреждений поверхности стали, представленных в виде блистеров, зависит от концентрации в ней водорода. Обнаружено существенное сходство между зависимостью концентрации водорода в стали от плотности тока электролитического наводороживания и зависимостью концентрации водорода в гидридообразующих металлах от давления газа при термическом наводороживании. Предложено объяснение особенностей установленной зависимости с учетом накопления повреждений микроструктуры стали.

ВВЕДЕНИЕ

С проблемой водородной хрупкости (ВХ) железа и сталей впервые столкнулись еще в 1875 г. [1]. Тогда было обнаружено, что их пластичность существенно снижается в результате насыщения водородом, выделяющимся в процессе кислотного травления. Позже аналогичный эффект был обнаружен также для других металлов и сплавов. В настоящий момент насчитываются десятки тысяч статей, а также множество обзоров и монографий, посвященных теме ВХ [2–12]. Несмотря на это, до сих пор существуют мало изученные аспекты данного явления, касающиеся в том числе методики его изучения. В частности, настоящая работа посвящена некоторым проблемам методики электролитического наводороживания и влияния его режимов на концентрацию водорода и повреждения в низкоуглеродистой стали.

Наиболее распространенный подход к изучению влияния водорода на свойства того или иного материала включает предварительное насыщение образцов данного материала водородом (наводороживание) и их последующие механические испытания. Для наводороживания образцов в лабораторных условиях в основном пользуются либо термическим (насыщение из газовой фазы), либо электролитическим (насыщение из электролита) методом [2]. Основным преимуществом первого способа является возможность создания строго заданной и одновременно равномерной концентрации водорода C_H по сечению образца. Такой эффект дости-

гается за счет нагрева образца в среде газообразного водорода до заданной температуры при известном давлении газа. При этом зависимость растворимости водорода в различных материалах от температуры и давления наводороживания хорошо изучена, что позволяет подобрать режим, соответствующий необходимой C_H . Однако, поскольку применение данного метода подразумевает нагрев исследуемого материала до сравнительно высоких температур, во многих случаях его использование недопустимо, т. к. может привести к изменению микроструктуры образца. Кроме того, для термического наводороживания необходимо специальное сложное оборудование. Поэтому для исследования ВХ металлических материалов также широко применяется электролитическое наводороживание, не требующее нагрева образца. Популярность данного метода связана в том числе с его относительной простотой. Типичная установка для наводороживания представляет собой емкость, заполненную электролитом, в которую помещены образец (катод) и контрэлектрод (анод), подключенные к источнику постоянного тока. Вследствие пропускания постоянного тока через электролит положительно заряженные ионы водорода перемещаются от анода к катоду, растворяясь в последнем. При этом, регулируя параметры электролиза, такие как плотность тока i , время наводороживания t , состав и концентрация электролита и др., можно добиться различной концентрации водорода C_H в образце. Из соображений

удобства на практике для этой цели, как правило, варьируют i или t , оставляя второй параметр постоянным. Хорошо известно, что увеличение плотности тока, как и длительности наводороживания, приводит к повышению содержания водорода в стали [2; 4]. Тем не менее на сегодняшний день нет единого мнения о точном виде данных зависимостей. В настоящей работе будет рассмотрено влияние плотности тока электролиза на концентрацию водорода в стали при постоянном времени наводороживания. Согласно результатам теоретических исследований, концентрация водорода в железе и сталях должна быть пропорциональна \sqrt{i} [4; 13]. При малых плотностях тока такие зависимости, действительно, получены экспериментально [14; 4; 15]. Однако в других работах получены также иные степенные [16], линейные [17] и логарифмические зависимости [4] C_H от i . В то же время изменение концентрации водорода в железе и сталях при больших i (>100 мА/см²) вообще мало изучено. В целом можно отметить, что исследование такого рода проводятся, как правило, либо в относительно узком диапазоне плотностей тока, либо с недостаточным количеством экспериментальных точек. Кроме того, обычно исследуют изменение полного содержания водорода в образце, в то время как основной причиной снижения пластичности стали является диффузионно-подвижный водород. Отсутствие понимания природы зависимости концентрации диффузионно-подвижного водорода $C_{диф}^H$ от параметров электролиза, несомненно, затрудняет установление связи между $C_{диф}^H$ и механическими свойствами исследуемых материалов в случае использования электролитического наводороживания. В связи с этим целью настоящей работы было установить зависимость концентрации диффузионно-подвижного водорода в низкоуглеродистой стали, а также степени повреждения ее поверхности и микроструктуры от плотности тока электролитического наводороживания.

МЕТОДИКА

Плоские образцы для газового анализа с конфигурацией, представленной на рис. 1, были вырезаны электроискровым методом вдоль направления прокатки из горячекатаного листа низкоуглеродистой стали марки S235JR толщиной 2,5 мм. Химический состав стали приведен в таблице 1. Все образцы подвергались шлифовке при помощи наждачной бумаги до номера 2500.

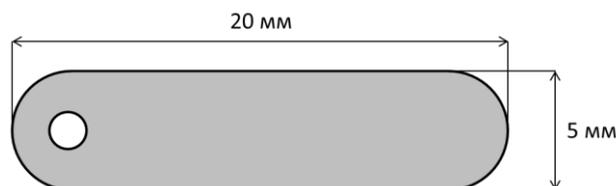


Рис. 1. Конфигурация образцов для газового анализа. Отверстие предназначено для закрепления медной проволоки

Наводороживание образцов производили в специально изготовленной для этого установке, схематично

изображенной на рис. 2, в 5 %-ном растворе H₂SO₄+1,5 г/л тиомочевины (стимулятор наводороживания) при плотностях тока в диапазоне от 20 до 600 мА/см² при постоянном времени наводороживания – 1 час. Анализ полной концентрации C_H и концентрации диффузионно-подвижного водорода $C_{диф}^H$ в стали осуществляли при помощи газоанализатора Galileo G8 фирмы Bruker методами плавления и экстракционного нагрева, соответственно. Для анализа C_H от образцов кусачками отделялись несколько мелких фрагментов. Анализ диффузионно-подвижного водорода в стали производили следующим образом: после наводороживания образец промывали в проточной холодной воде, после чего тщательно сушили и помещали в четыреххлористый углерод для обезжиривания, затем его доставали, сушили, взвешивали и запускали процедуру анализа на газоанализаторе, в момент старта анализа образец помещали в печь газоанализатора. Вся процедура от окончания наводороживания до непосредственного начала анализа занимала от 4 до 5 минут. Анализ проводился путем нагрева образца до 200 °С при скорости нагрева 20 °С/мин и последующей выдержки при данной температуре в течение 20 минут. Для проверки корректности данной методики несколько обезводороженных образцов были подвергнуты повторному газовому анализу с нагревом до 900 °С. В ходе этих экспериментов выход водорода из образцов обнаружен не был. Следовательно, диффузионно-подвижный водород полностью удаляется из стали в ходе газового анализа с нагревом до 200 °С.

Анализ поверхности и микроструктуры образцов производили с помощью конфокального лазерного сканирующего микроскопа Lext OLS4000 фирмы Olympus.

РЕЗУЛЬТАТЫ

Образцы имели типичную феррито-перлитную микроструктуру (рис. 3). Полная концентрация водорода C_H в образцах до наводороживания составляла $0,9 \pm 0,3$ ppm.

Влияние плотности тока наводороживания на концентрацию водорода. В результате электролитического наводороживания при $i=20$ мА/см² C_H возросла в 2,5 раза (до $2,3 \pm 0,2$ ppm) по сравнению с исходным значением, при этом содержание диффузионно-подвижного водорода $C_{диф}^H$ составляло 1,8 ppm (рис. 4). При дальнейшем повышении плотности тока $C_{диф}^H$ продолжала увеличиваться. Однако, как следует из рис. 4, зависимость $C_{диф}^H$ от i имеет нелинейный сигмоидальный вид. Данную зависимость можно условно разделить на три участка. В диапазоне плотностей тока – I от 20 до 240 мА/см² $C_{диф}^H$ линейно возрастает до ~5 ppm. На участке II от 240 до 340 мА/см² наблюдается резкий интенсивный рост концентрации водорода, в результате которого при $i=340$ мА/см² $C_{диф}^H$ в стали достигает 16,3 ppm. Последний участок зависимости (III) $C_{диф}^H$ от i (от 340 мА/см² и выше) характеризуется замедлением роста $C_{диф}^H$ и выходом кривой на насыщение.

Влияние плотности тока наводороживания на повреждение поверхности и микроструктуры. В процессе наводороживания происходило повреждение поверхности и микроструктуры стали. Наибольшая степень повреждений наблюдалась на краях образцов (рис. 5). Даже при самой низкой плотности тока ($i=20$ мА/см²) на поверхности образцов уже наблюдались небольшие

Таблица 1. Химический состав стали марки S235JR

Массовая доля элементов, %														
Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al	Cu	Nb	Ti	V	W	Mo
Основа	0,134	0,01	0,43	0,013	0,009	0,04	0,03	0,023	0,056	0,004	0,003	0,004	0,010	0,002

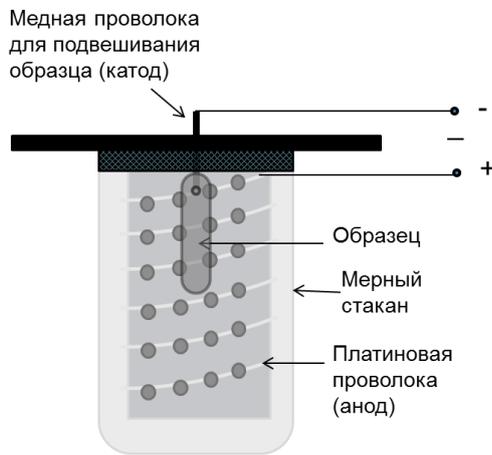


Рис. 2. Установка для электролитического наводороживания образцов

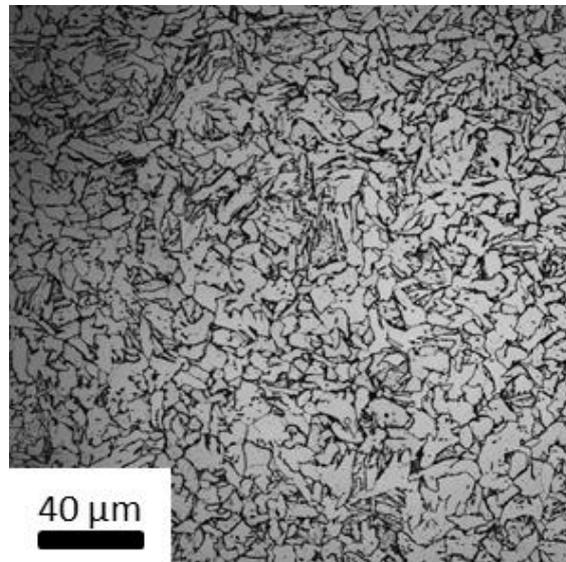


Рис. 3. Микроструктура стали S235JR

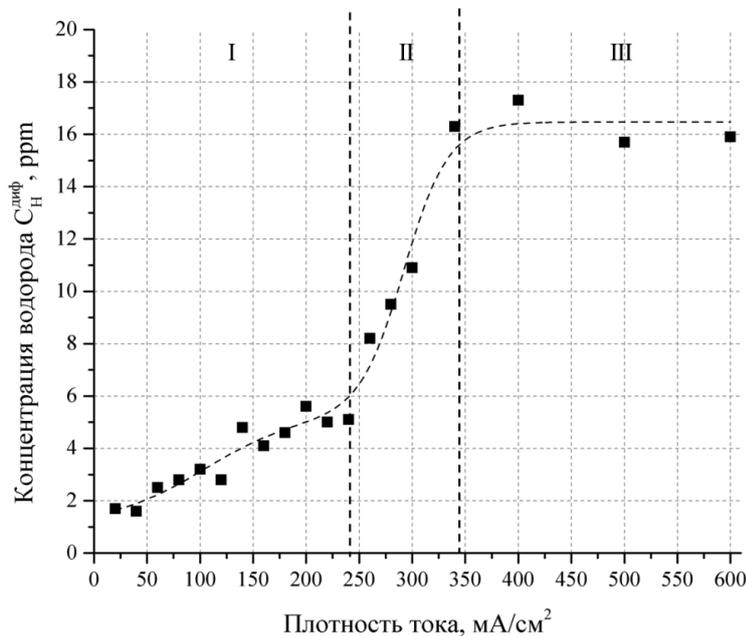


Рис. 4. Зависимость концентрации диффузионно-подвижного водорода в стали марки S235JR от плотности катодного тока электролитического наводороживания

блистеры (рис. 6 а). Данные дефекты представляют собой вздутия, вызванные раскрытием трещин, расположенных близко к поверхности металла (рис. 6 б). Хорошо известно, что образование таких трещин происходит под действием высокого давления молекулярного водорода, скапливающегося внутри различных несплошностей микроструктуры стали [14; 18–

20]. Количество и размер блистеров росли пропорционально увеличению $C_H^{диф}$ в стали. Так, из рис. 5 а и б следует, что при увеличении i с 20 до 240 mA/cm² количество блистеров на поверхности стали увеличилось незначительно, тогда как при повышении i еще на 20 mA/cm² их количество существенно возросло (рис. 5 в). При $i=340$ mA/cm² существенная часть

поверхности образца покрыта блистерами, размер которых варьируется от десятков до нескольких сотен микрон (рис. 5 д). Большие блистеры по типу представленных на рис. 6 в образуются в местах скопления нескольких трещин под поверхностью металла

ла (рис. 6 г). Дальнейшее повышение плотности тока ($i > 340 \text{ mA/cm}^2$) не приводит к существенному увеличению ни количества и размера блистеров (рис. 5 е), ни концентрации диффузионно-подвижного водорода (рис. 4).

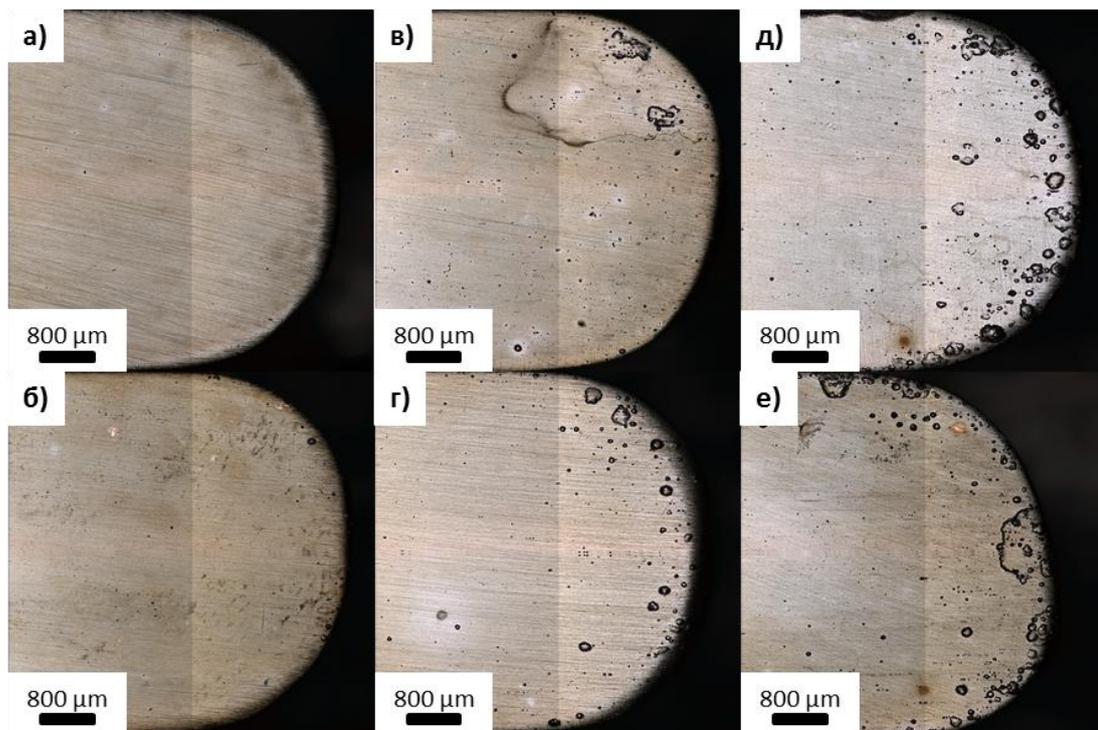


Рис. 5. Влияние плотности катодного тока электролитического наводороживания на состояние поверхности стали марки S235JR: а) 20 mA/cm^2 , б) 240 mA/cm^2 , в) 260 mA/cm^2 , г) 280 mA/cm^2 , д) 340 mA/cm^2 , е) 600 mA/cm^2

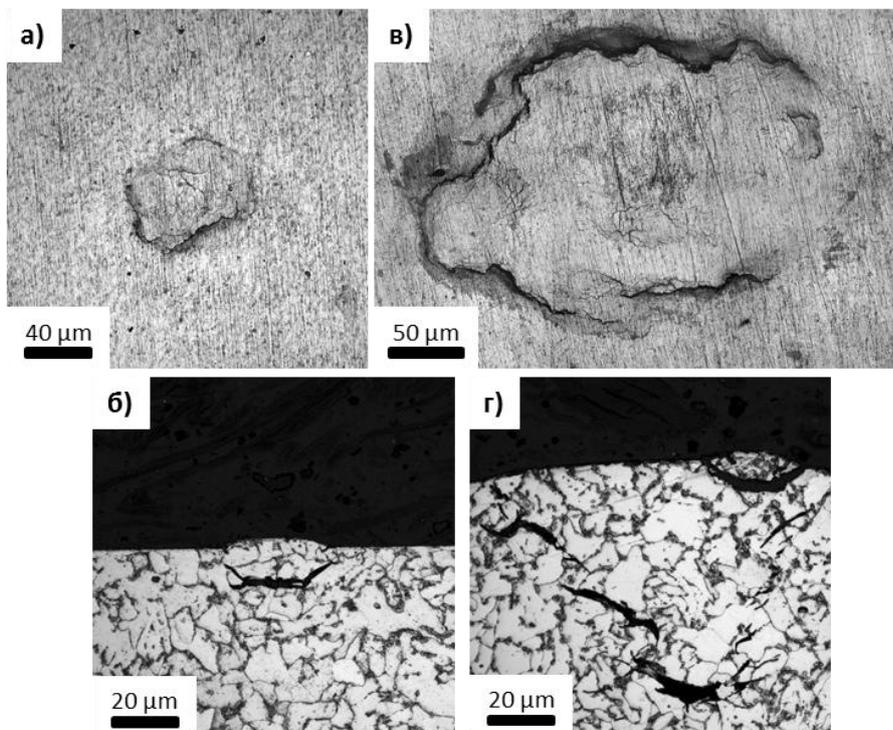


Рис. 6. Блистеры на поверхности образца (а, в) и трещины под ними (б, г), возникшие в результате наводороживания стали марки S235JR

ОБСУЖДЕНИЕ

Как показали эксперименты, варьирование плотности катодного тока i при электролитическом наводороживании является эффективным способом получения заданных концентраций водорода в низкоуглеродистой стали (рис. 4). Вместе с тем благодаря подробному исследованию $C_{\text{H}}^{\text{диф}}$ в широком диапазоне значений i установлено, что зависимость $C_{\text{H}}^{\text{диф}}$ от i имеет гораздо более сложный вид, чем считалось ранее. Очевидно, что во всем рассмотренном диапазоне плотностей тока ее невозможно описать с помощью какой-либо степенной, логарифмической или, тем более, линейной функции, хотя отдельные ее участки, по-видимому, могут быть поспешно интерпретированы таким образом. Вместо этого данная зависимость имеет сигмоидальный вид. Интересно, что точно такой же вид имеют изотермы абсорбции водорода (зависимость концентрации водорода от его давления при постоянной температуре термического наводороживания) для гидридообразующих металлов (Ti, Th, Pd и т. д.) [3]. Трехстадийный характер такой изотермы объясняют следующим образом [3]: начальный прямолинейный участок при низких давлениях является результатом образования твердых растворов внедрения водорода в металл; в следующей области давлений образуются гидриды, количество которых с повышением давления возрастает; третья область давлений, где изотерма абсорбции параллельна оси давления, отвечает насыщению металла гидридами. Железо не является гидридообразующим металлом, кроме того, в случае гидридообразующих металлов речь идет об изменении давления, а не плотности тока, следовательно, приведенное выше объяснение не может в идентичной форме применяться в случае низкоуглеродистой стали. Однако известно, что в общем случае плотность тока электролитического наводороживания может считаться пропорциональной давлению водорода при термическом наводороживании [4]. В то же время, если в качестве гидридов рассматривать водородные трещины, образующиеся в стали под действием давления водорода, то стадийность процесса электролитического наводороживания стали, как будет показано далее, может быть во многом аналогична стадийности термического наводороживания гидридообразующих металлов.

Изначально в стали находится только небольшое количество сильно связанного водорода, при этом основная часть потенциальных ловушек (границы зерен, полости вокруг неметаллических включений, поры и т. д.) остается свободной. Наводороживание образца даже при самых «мягких» режимах электролиза должно привести к практически мгновенному заполнению таких ловушек. Действительно, наводороживание при относительно низкой плотности тока ($i=20$ мА/см²) приводит к скачкообразному увеличению полной концентрации водорода в стали (в 2,5 раза). Дальнейшее увеличение плотности тока должно приводить к росту давления молекулярного водорода внутри несплошностей, при этом концентрация водорода в стали может меняться только за счет появления новых или увеличения объема уже существующих ловушек. Для начала пластического расширения сферических пор необходима достаточная концентрация в них молекулярного водорода [21]. Однако необходимая для пластического расширения поры средняя концентрация водорода в стали зависит от раз-

мера этой поры, и чем он больше, тем меньшая нужна концентрация [21]. В реальном металле всегда будет существовать некоторое количество больших несплошностей, рост которых начнется уже при малых концентрациях водорода. Поэтому даже в интервале низких $C_{\text{H}}^{\text{диф}}$ ($i=20-240$ мА/см²) на поверхности наблюдаются блистеры (рис. 5 а, б). Вместе с тем пластическое расширение основной части присутствующих в стали несплошностей должно начаться при более высоких давлениях. Действительно, при относительно низких плотностях тока ($i=20-240$ мА/см²), пока давление водорода в большинстве коллекторов не превысило предела текучести стали окружающей матрицы, концентрация водорода и количество блистеров меняется медленно и линейно. В то же время при некотором критическом значении плотности тока (в данной работе около 260 мА/см²) давление водорода внутри большинства коллекторов, вероятно, становится сопоставимо с пределом текучести стали и начинается процесс пластической деформации окружающей их металлической матрицы. В это время на поверхности образуется множество новых блистеров (рис. 5 в). Эта стадия во многом аналогична стадии образования гидридов, для начала которой также необходима некоторая критическая концентрация водорода в металле. Данный процесс должен приводить к резкой интенсификации роста концентрации водорода в стали, хотя бы по двум причинам: во-первых, происходит существенное увеличение объема коллекторов, во-вторых, вокруг коллекторов значительно возрастает плотность дислокаций, как известно, являющихся эффективными ловушками водорода [5]. Следует отметить, что в настоящей работе в основном исследовалось изменение концентрации диффузионно-подвижного водорода. Увеличение же объема коллекторов подразумевает рост концентрации молекулярного водорода. Вопрос о возможности перехода последнего в диффузионно-подвижное состояние на сегодняшний день остается дискуссионным. Долгое время считалось, что молекулярный водород может быть удален из стали только в процессе ее плавления [2]. Однако последние прямые исследования распределения водорода в железе методом трехмерной нейтронной томографии показали, что отжиг наводороженной стали в течение 48 часов всего при 50 °С приводит к полному удалению водорода из замкнутого объема водородных трещин [22]. Следовательно, в наших экспериментах при нагреве до 200 °С водород, находящийся в коллекторах, мог также выделяться из стали и давать вклад в $C_{\text{H}}^{\text{диф}}$.

Рост концентрации водорода с увеличением плотности тока происходит до тех пор, пока существует возможность образования и роста новых трещин. В связи с этим выход на насыщение кривой изменения концентрации водорода может быть объяснен двумя способами. По аналогии с насыщением гидридами некоторых металлов, в стали это может быть обусловлено ограниченным количеством потенциальных центров зарождения блистеров и отсутствием возможности их роста вследствие перекрытия их пластических зон друг с другом. Однако данный вариант вряд ли на самом деле реализуется в нашем случае, поскольку значительная часть поверхности и объема металла даже при самых высоких плотностях тока остается неповрежденной. Более вероятным объяснением является существование некоторого максимального количества

водорода, способного пройти через поверхность образца данной площади за данное время в электролите данного состава. Это количество обусловлено особенностями механизма проникновения водорода в металл [4; 6].

Если вышеизложенные рассуждения верны, то микроструктура и свойства наводороживаемого материала должны сильно влиять на вид зависимости концентрации водорода в образце от плотности тока наводороживания. Так, увеличение количества потенциальных ловушек водорода в металле, например, при измельчении зерна должно смещать левую ветвь сигмоидальной кривой по оси ординат к более высоким концентрациям водорода. В то же время более высокая прочность металла будет сдвигать первую точку перегиба на графике вправо к большим плотностям тока вследствие необходимости более высокого давления водорода для начала процесса образования блистеров, тогда как положение на оси абсцисс второй точки перегиба, где кривая выходит на насыщение, будет скорее определяться удельной поверхностью образца и составом электролита. Следует отметить, что данные рассуждения справедливы только для случая постоянного времени наводороживания, а также остальных параметров электролиза. По всей видимости, увеличение времени наводороживания будет смещать первую точку перегиба по оси абсцисс влево, поскольку за более длительный промежуток времени наводороживания необходимое для роста несплошности давление может быть достигнуто при меньшей плотности тока. Данные гипотезы будут проверены в следующих работах.

ВЫВОДЫ

1. Зависимость концентрации диффузионно-подвижного водорода в низкоуглеродистой стали от плотности катодного тока электролитического наводороживания имеет трехстадийный сигмоидальный вид.

2. Количество блистеров на поверхности низкоуглеродистой стали коррелирует с концентрацией в ней диффузионно-подвижного водорода.

3. Микроструктура и свойства наводороживаемого материала, а также состав электролита – основные факторы, определяющие вид зависимости концентрации диффузионно-подвижного водорода от плотности тока и времени электролитического наводороживания.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 14-02-31052.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Johnson W.D. On Some Remarkable Changes Produced in Iron and Steel by the Action of Hydrogen and Acids // *Proc. R. Soc. London*. 1875. Vol. 23. P. 168–179.
- Карпенко Г.В., Крипякевич Р.И. Влияние водорода на свойства стали. М.: Metallurgizdat, 1962. 196 с.
- Мороз Л.С., Чечулин Б.Б. Водородная хрупкость металлов. М.: Metallurgiya, 1967. 255 с.
- Белоглазов С.М. Наводороживание стали при электрохимических процессах. Л.: Изд-во Ленингр. ун-та, 1975. 412 с.
- Колачев Б.А. Водородная хрупкость металлов. М.: Metallurgiya, 1985. 216 с.
- Максимчук В.П., Половников С.П. Водородное растрескивание высокопрочных сталей после нанесения гальвано-химических покрытий. М.: Энергоатомиздат, 2002. 320 с.

- Шрейдер А.В. Водород в металлах. М.: Знание, 1979. 64 с.
- Bernstein I.M. The role of hydrogen in the embrittlement of iron and steel // *Mater. Sci. Eng.* 1970. Vol. 6. № 1. P. 1–19.
- Oriani R.A. Hydrogen Embrittlement of Steels // *Annu. Rev. Mater. Sci.* 1978. Vol. 8. № 1. P. 327–357.
- Hirth J. Effects of hydrogen on the properties of iron and steel // *Metall. Mater. Trans. A*. 1980. Vol. 11. № 6. P. 861–890.
- Lynch S.P. Hydrogen embrittlement phenomena and mechanisms // *Corros. Rev.* 2012. Vol. 30. № 3-4. P. 63–133.
- Robertson I.M. et al. Hydrogen Embrittlement Understood // *Metall. Mater. Trans. A*. 2015. Vol. 46. № 6. P. 2323–2341.
- Lee J.L., Lee J.Y. A theoretical model on the generation of the hydrogen induced defects during cathodic charging // *Scr. Metall.* 1985. Vol. 19. № 1. P. 341–346.
- Lee J.L., Lee J.Y. The effect of lattice defects induced by cathodic hydrogen charging on the apparent diffusivity of hydrogen in pure iron // *J. Mater. Sci.* 1987. Vol. 22. № 11. P. 3939–3948.
- Choo W. Effect of cathodic charging current density on the apparent hydrogen diffusivity through pure iron // *J. Mater. Sci.* 1984. Vol. 19. № 8. P. 2633–2638.
- Pérez Escobar D. et al. Internal and surface damage of multiphase steels and pure iron after electrochemical hydrogen charging // *Corros. Sci.* 2011. Vol. 53. № 10. P. 3166–3176.
- Jin T.Y., Liu Z.Y., Cheng Y.F. Effect of non-metallic inclusions on hydrogen-induced cracking of API5L X100 steel // *Int. J. Hydrogen Energy*. 2010. Vol. 35. № 15. P. 8014–8021.
- Lee J.L., Lee J.Y. Identification of defects generated during cathodic charging in pure iron by thermal analysis technique // *Metall. Trans. A*. 1985. Vol. 16. № 3. P. 468–471.
- Wilde B.E., Kim C.D., Phelps E.H. Some Observations on the Role of Inclusions in the Hydrogen Induced Blister Cracking of Linepipe Steels in Sulfide Environments // *Corrosion*. 1980. Vol. 36. № 11. P. 625–632.
- Ren X.C., Zhou Q.J., Shan G.B., Chu W.Y., Li J.X., Su Y.J., Qiao L.J. A Nucleation Mechanism of Hydrogen Blister in Metals and Alloys // *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. 2008. Vol. 39. № 1. P. 87–97.
- Штремель М.А. Разрушение. Кн. 2. М.: МИСиС, 2015. 976 с.
- Griesche A., Dabah E., Kannengiesser T., Kardjilov N., Hilger A., Manke I. Three-dimensional imaging of hydrogen blister in iron with neutron tomography // *Acta Materialia*. 2014. Vol. 78. P. 14–22.

REFERENCES

- Johnson W.D. On Some Remarkable Changes Produced in Iron and Steel by the Action of Hydrogen and Acids. *Proc. R. Soc. London*, 1875, vol. 23, pp. 168–179.
- Karpenko G.V., Kripyakevich R.I. *Vliyanie vodoroda na svoystva stali* [Hydrogen influence on steel properties]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1962. 196 p.

3. Moroz L.S., Chechulin B.B. *Vodorodnaya khrupkost metallov* [Hydrogen embrittlement of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1967. 255 p.
4. Beloglazov S.M. *Navodorozhivanie stali pri elektrokhimicheskikh protsessakh* [Steel hydrogen charging during electrochemical processes]. Leningrad, Leningradsky universitet Publ., 1975. 412 p.
5. Kolachev B.A. *Vodorodnaya khrupkost metallov* [Hydrogen embrittlement of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1985. 216 p.
6. Maksimchuk V.P., Polovnikov S.P. *Vodorodnoe rastreskivanie vysokoprochnykh staley posle naneseniya galvano-khimicheskikh pokrytiy* [Hydrogen cracking of high-strength steels after applying galvano-chemical coatings]. Moscow, Energoatomizdat Publ., 2002. 320 p.
7. Shreyder A.V. *Vodorod v metallakh* [Hydrogen in metals]. Moscow, Znaniye Publ., 1979. 64 p.
8. Bernstein I.M. The role of hydrogen in the embrittlement of iron and steel. *Mater. Sci. Eng.*, 1970, vol. 6, no. 1, pp. 1–19.
9. Oriani R.A. Hydrogen Embrittlement of Steels. *Annu. Rev. Mater. Sci.*, 1978, vol. 8, no. 1, pp. 327–357.
10. Hirth J. Effects of hydrogen on the properties of iron and steel. *Metall. Mater. Trans. A*, 1980, vol. 11, no. 6, pp. 861–890.
11. Lynch S.P. Hydrogen embrittlement phenomena and mechanisms. *Corros. Rev.*, 2012, vol. 30, no. 3-4, pp. 63–133.
12. Robertson I.M. et al. Hydrogen Embrittlement Understood. *Metall. Mater. Trans. A.*, 2015, vol. 46, no. 6, pp. 2323–2341.
13. Lee J.L., Lee J.Y. A theoretical model on the generation of the hydrogen induced defects during cathodic charging. *Scr. Metall.*, 1985, vol. 19, no. 1, pp. 341–346.
14. Lee J.L., Lee J.Y. The effect of lattice defects induced by cathodic hydrogen charging on the apparent diffusivity of hydrogen in pure iron. *J. Mater. Sci.*, 1987, vol. 22, no. 11, pp. 3939–3948.
15. Choo W. Effect of cathodic charging current density on the apparent hydrogen diffusivity through pure iron. *J. Mater. Sci.*, 1984, vol. 19, no. 8, pp. 2633–2638.
16. Pérez Escobar D. et al. Internal and surface damage of multiphase steels and pure iron after electrochemical hydrogen charging. *Corros. Sci.*, 2011, vol. 53, no. 10, pp. 3166–3176.
17. Jin T.Y., Liu Z.Y., Cheng Y.F. Effect of non-metallic inclusions on hydrogen-induced cracking of API5L X100 steel. *Int. J. Hydrogen Energy*, 2010, vol. 35, no. 15, pp. 8014–8021.
18. Lee J.L., Lee J.Y. Identification of defects generated during cathodic charging in pure iron by thermal analysis technique. *Metall. Trans. A*, 1985, vol. 16, no. 3, pp. 468–471.
19. Wilde B.E., Kim C.D., Phelps E.H. Some Observations on the Role of Inclusions in the Hydrogen Induced Blister Cracking of Linepipe Steels in Sulfide Environments. *Corrosion*, 1980, vol. 36, no. 11, pp. 625–632.
20. Ren X.C., Zhou Q.J., Shan G.B., Chu W.Y., Li J.X., Su Y.J., Qiao L.J. A Nucleation Mechanism of Hydrogen Blister in Metals and Alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 2008, vol. 39, no. 1, pp. 87–97.
21. Shtremel M.A. *Razrushenie. Kn. 2* [Destruction. Book 2]. Moscow, MISiS Publ., 2015. 976 p.
22. Griesche A., Dabah E., Kannengiesser T., Kardjilov N., Hilger A., Manke I. Three-dimensional imaging of hydrogen blister in iron with neutron tomography. *Acta Materialia*, 2014, vol. 78, pp. 14–22.

THE INFLUENCE OF ELECTROLYTIC HYDROGEN CHARGING CURRENT DENSITY ON THE CONCENTRATION OF MOBILE HYDROGEN IN S235JR LOW-CARBON STEEL

© 2015

E.D. Merson, postgraduate student

V.A. Poluyanov, postgraduate student

D.L. Merson, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor

A.Y. Vinogradov, PhD (Physics and Mathematics)

Togliatti State University, Togliatti (Russia)

Keywords: hydrogen concentration; electrolytic hydrogen charging; blistering; gas analysis.

Abstract: The hydrogen embrittlement (HE) of metals and alloys is the serious problem for many industrial sectors. Therefore, this phenomenon has been intensively studied for over 100 last years. However, many of its features remain unexplained today, what makes it difficult to use certain materials in the conditions favorable for the HE development. The paper covers one of the poorly explored methodological aspects of the HE study – the issue of control of hydrogen concentration in steel using the electrolytic hydrogen charging. The electrolytic hydrogen charging is widely used under laboratory conditions for metals saturation with hydrogen. However, the unique dependence of mobile hydrogen concentration in steel on the cathodic current density during electrolytic hydrogen charging is not established until now. Therefore, the interpretation of mechanical testing results following the hydrogen charging is hindered.

Using gas analysis, the authors of this paper studied the changes of mobile hydrogen concentration in S235JR low-carbon steel and the degrees of its surface and microstructure damage in a wide range of cathodic current densities (between 20 and 600 mA/cm²) of electrolytic hydrogen charging. It is established that the dependence of hydrogen concentration in steel on the current density is much more complex than it was considered before. It is shown that the degree of steel surface damage, represented by blisters, depends on the hydrogen concentration. The authors found the substantial similarity between the dependence of hydrogen concentration in steel on the electrolytic hydrogen charging current density and the dependence of hydrogen concentration in hydride forming metals on gas pressure during thermal hydrogen charging. The authors suggested the explanation of special aspects of the established dependence taking into account the accumulation of steel microstructure damages.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ЛАЗЕРНОЙ МОДИФИКАЦИИ НА СТРУКТУРУ, СВОЙСТВА И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ МЕЛКОРАЗМЕРНОГО ИНСТРУМЕНТА ИЗ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ Р6М5

© 2015

П.А. Огин, аспирант

Д.Л. Мерсон, доктор физико-математических наук, профессор

Л.А. Кондрашина, начальник лаборатории

К.Я. Васькин, кандидат технических наук, доцент

Тольяттинский государственный университет, Тольятти (Россия)

Ключевые слова: оптоволоконный лазер; зона термического влияния; лазерная закалка; термоупрочнение; микротвердость; износостойкость; режущий инструмент.

Аннотация: В статье рассмотрена проблема повышения износостойкости мелкоразмерного металлорежущего инструмента. Одним из наиболее перспективных путей решения этой проблемы является термическая обработка высококонцентрированными потоками энергии, создаваемыми лучом лазера. Современные оптоволоконные лазеры сочетают в себе высокую плотность мощности лазерного излучения с возможностью доставки луча лазера в наиболее труднодоступные области для обработки за счет использования оптического волокна. Изучение и прогнозирование свойств и структуры модифицируемой зоны является важным элементом подготовки технологического процесса и позволяет подобрать оптимальные режимы лазерной обработки.

В работе приводятся результаты экспериментального исследования влияния параметров лазерной модификации на состояние и свойства поверхностного слоя образцов из быстрорежущей стали Р6М5. Получены зависимости глубины и ширины зоны термического влияния от мощности лазерного излучения. Произведены измерения микротвердости различных участков обработанной поверхности, подробно изучена получаемая структура для различных режимов лазерной модификации. Выявлено повышение микротвердости при лазерной модификации оптоволоконным лазером при работе в квазинепрерывном режиме. Установлена граница между режимами лазерной модификации с оплавлением и без него для инструментальной стали Р6М5. В качестве практического приложения полученных результатов была проведена оценка износостойкости мелкоразмерного инструмента в зависимости от предложенных режимов. Установлены режимы лазерной модификации, позволяющие повысить стойкость спиральных сверл малого диаметра в 5 и более раз. Результаты испытаний свидетельствуют о невозможности использования некоторых рассматриваемых режимов для модификации рабочих поверхностей инструмента ввиду катастрофического износа обработанной поверхности и разрушения режущей кромки в процессе резания.

ВВЕДЕНИЕ

В условиях экономического кризиса предприятия, связанные с обработкой материалов резанием, испытывают трудности с закупкой иностранного металлорежущего инструмента. Нестабильность валютного рынка заставляет все большее количество предприятий обращать внимание на недорогой инструмент, изготавливаемый в нашей стране. В этой связи изготовление отечественного инструмента с улучшенными характеристиками является актуальной задачей. В последнее время активно развивается направление модификации рабочих поверхностей инструмента при помощи луча лазера [1–14].

Высокие показатели энергоэффективности процесса лазерной обработки, отсутствие дополнительных требований к процессу лазерной модификации (вакуум, вода, защитные газы и др.), а также возможность обработки труднодоступных участков инструмента сложной формы за счет доставки луча по оптическому волокну открывают доступ к внедрению процесса лазерной модификации при производстве различной номенклатуры продукции [15–19]. Высокая плотность мощности наряду с локальностью зоны обработки позволяет производить обработку малогабаритных деталей, в том числе мелкоразмерного инструмента [19–23].

Целью работы являлось определение влияния параметров лазерной упрочняющей обработки оптоволоконным лазером при работе в квазинепрерывном режиме на структуру и свойства зоны обработки стали

Р6М5. Одной из решаемых задач стала апробация рассмотренных в исследовании режимов лазерной модификации применительно к мелкоразмерному инструменту, в частности к спиральным сверлам малого диаметра (до 1 мм).

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Эксперименты по изучению влияния технологических параметров лазерной модификации на структуру и режущие свойства инструмента проводили на примере одной из наиболее распространенных инструментальных сталей – Р6М5 с помощью оптоволоконного иттербиевого квазинепрерывного лазера ЛКД4-015.150 в режиме квазинепрерывного действия. Мощность лазерного излучения варьировали от 10 Вт до 100 Вт. Скорость движения луча V составляла 10 мм/с, частота следования импульсов f составляла 25 кГц. В качестве образцов использовали пластины с размерами $12 \times 12 \times 3$ мм из стали Р6М5 в отожженном состоянии.

После лазерной обработки торцовую поверхность каждого образца для получения микрошлифов шлифовали на минимальных режимах, позволяющих исключить термическое влияние на структуру. В качестве травителя использовали реактив Марбле. Микротвердость измеряли при помощи прибора ПМТ-3 с нагрузкой на индентор 200 гс. Структуру образцов изучали на микроскопе Zeiss Axiovert 40 MAT с моторизованным столиком и системой металлографического анализа

Thixomet Pro, а также на электронном сканирующем микроскопе Zeiss Sigma.

После анализа данных были выбраны режимы, по которым были обработаны спиральные сверла из быстрорежущей стали Р6М5 в состоянии поставки. Производили лазерную модификацию по задней поверхности сверла с одной или двух сторон. После этого конусную часть сверла срезали на электроэрозионном станке PG Industrial DK7740 и производили подготовку шлифов, а также измерение микротвердости по описанной выше процедуре. Кроме этого, обработанные и в состоянии поставки сверла подвергали испытанию на износостойкость. Для этого в пластине из нержавеющей стали 12Х18Н10Т производили сверление глухих отверстий на величину не менее 3 диаметров сверла. Испытания проводились на фрезерном станке с ЧПУ Millstar MV660 при частоте вращения $n=800$ об/мин, подаче $s=0,04$ мм/об. Оценивали количество просверленных отверстий до наступления критического износа по задней поверхности, равного $h=0,1$ мм, либо поломки сверла.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 и 2 показана структура поперечных сечений зоны обработки лазерным лучом разной мощности. Как видно из рисунка 1, при мощности луча 40 Вт в зоне обработки оплавление полностью отсутствует. Зона термического влияния (ЗТВ) состоит из легированного мартенсита с карбидными включениями (об-

ласть 2 на рис. 1). Этот режим можно использовать при модификации рабочих поверхностей металлорежущего инструмента, в том числе мелкогабаритного, для которого нежелательно оплавление. При этом режиме не происходит критического увеличения микротвердости ЗТВ по сравнению с основным материалом, следовательно, на их границе не должно происходить и существенного снижения когезионных связей.

Рис. 2 иллюстрирует поперечное сечение зоны обработки при прохождении луча с мощностью 60 Вт. В отличие от предыдущего случая, в зоне обработки ярко выражено 3 участка: 3 – зона оплавления, представляющая собой мартенсит, сформировавшийся в результате закалки из расплава, микротвердостью 1020–1050 кгс/мм²; 2 – ЗТВ, состоящая преимущественно из мартенсита отпуска с микротвердостью до 930 кгс/мм²; а также 1 – основная структура – аустенит плюс карбиды с микротвердостью порядка 650 кгс/мм². Использование этого режима позволяет получить более высокие показатели микротвердости и, соответственно, более высокую износостойкость в сравнении с предыдущим режимом.

На рисунке 3 показаны зависимости ширины (рис. 3 а) и глубины (рис. 3 б) зоны термического влияния от мощности лазерного излучения.

Как видно из представленных зависимостей, глубина и ширина ЗТВ практически пропорциональны мощности лазерного излучения, причем возрастание размеров зоны термического влияния при выбранных режимах обработки начинается при мощности свыше 10 Вт.

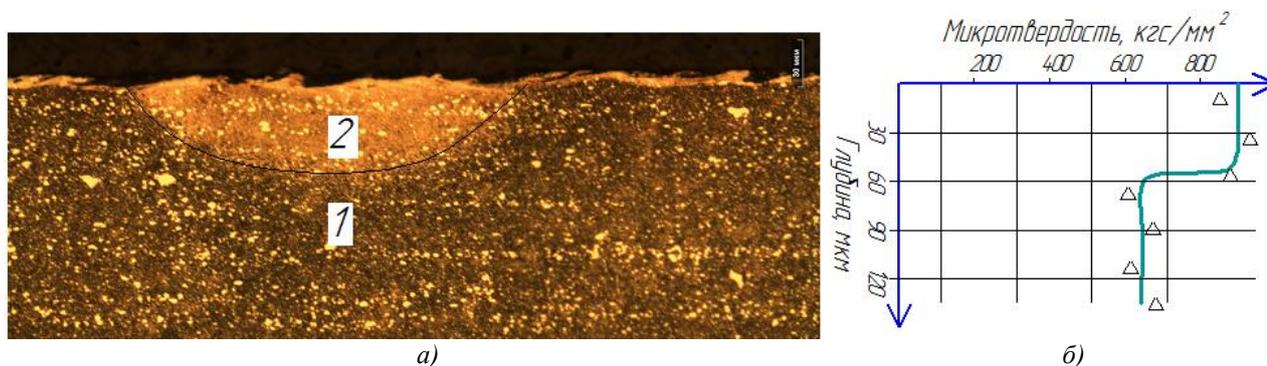


Рис. 1. Структура (а) и распределение микротвердости (б) в поперечном сечении зоны лазерной обработки $P=40$ Вт, $V=10$ мм/с, $f=25$ кГц. 1 – структура основы, 2 – ЗТВ

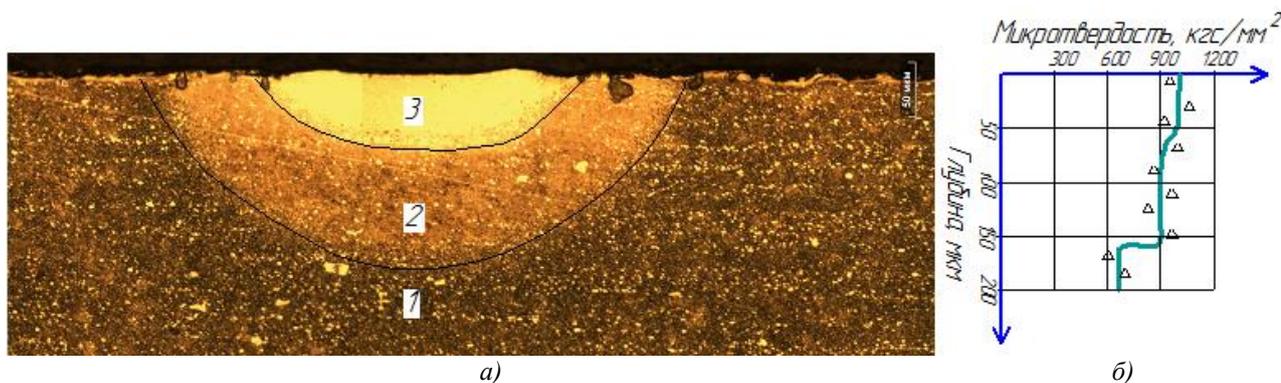


Рис. 2. Структура (а) и распределение микротвердости (б) в поперечном сечении зоны лазерной обработки $P=60$ Вт, $V=10$ мм/с, $f=25$ кГц. 1 – структура основы, 2 – ЗТВ, 3 – зона оплавления

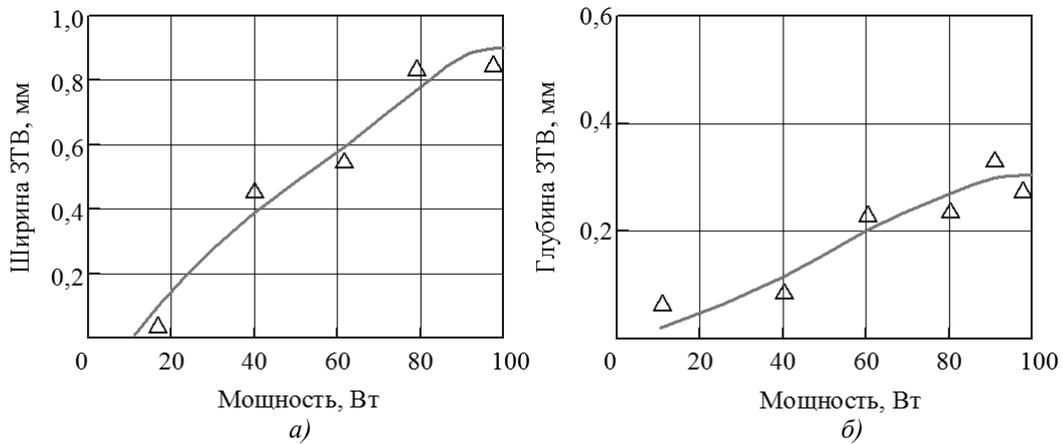


Рис. 3. Зависимости ширины (а) и глубины (б) ЗТВ от мощности лазерного излучения

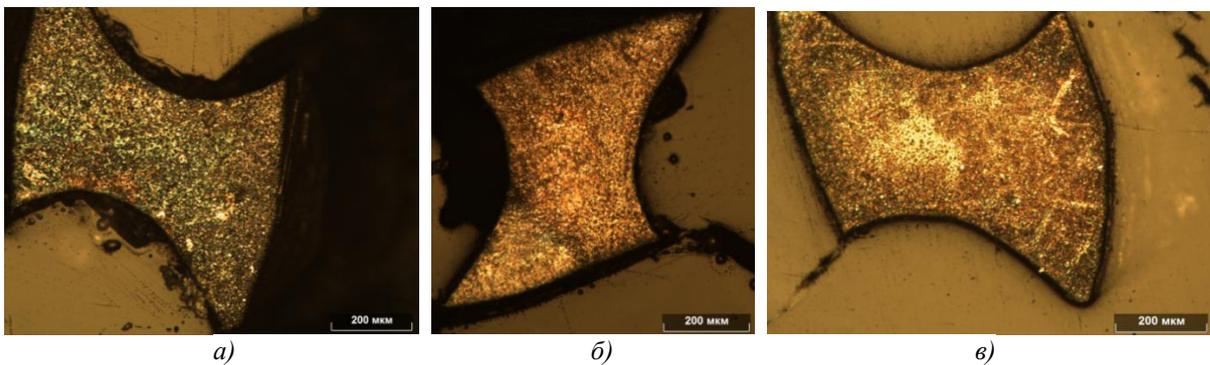


Рис. 4. Поперечные сечения спиральных сверл после модификации: без обработки (а); обработка с одной стороны (б); обработка с двух сторон (в)

Основной задачей лазерного упрочнения режущего инструмента является повышение его стойкости. Наибольшую эффективность лазерной модификации можно ожидать при обработке мелкогабаритного инструмента, т. к. глубина упрочненной зоны практически соответствует величине критического износа инструмента. В связи с этим в ходе работы исследовано влияние режимов лазерной модификации на величину износа спиральных сверл малого диаметра.

Режимы лазерной модификации выбирались таким образом, чтобы не было оплавления поверхности. Результаты лазерной модификации спиральных сверл приведены на рис. 4. На рис. 4 а показано поперечное сечение сверла без обработки. Рис. 4 б иллюстрирует поперечное сечение сверла при односторонней лазерной модификации задней поверхности при обработке с режимами: $P=30 \text{ Вт}$, $V=1,5 \text{ мм/с}$, $f=15 \text{ кг/ц}$. На рис. 4 в показано поперечное сечение сверла после двухсторонней обработки задней поверхности с режимами: $P=35 \text{ Вт}$, $V=1,5 \text{ мм/с}$, $f=15 \text{ кг/ц}$.

Как следует из рис. 4 в, небольшое увеличение мощности лазерного излучения (с 30 до 35 Вт) в границах режима без оплавления поверхности в сочетании с двухсторонней обработкой позволяет провести модификацию инструмента по всей площади сечения. Применительно к инструменту, в частности к мелкогабаритным спиральным сверлам, превышение указанных режимов отрица-

тельно сказывается на его работе. Инструмент, при обработке которого наблюдается даже небольшое оплавление, обладает повышенной хрупкостью поверхностного слоя, из-за чего после обработки уже нескольких отверстий режущая кромка скалывается по границе сопряжения зон 1 и 2 (рис. 2).

Результаты стойкостных испытаний приведены на рис. 5.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

На основе результатов проведенных экспериментальных исследований можно сделать следующие выводы.

1. Использование высококонцентрированных источников энергии позволяет повысить микротвердость поверхностного слоя быстрорежущей стали Р6М5 в 1,5...2 раза.

2. При выбранных режимах обработки закаленная зона со структурой мартенсита начинает формироваться при мощности лазерного излучения свыше 10 Вт, причем ее ширина и глубина возрастают практически прямо пропорционально увеличению мощности излучения.

3. Повышение мощности лазерного излучения свыше 50 Вт приводит к оплавлению поверхности. Именно на этих режимах достигается максимальная микротвердость в поверхностном слое – 1050 кгс/мм². Однако

в этом случае значительно снижается адгезия между слоями зоны оплавления и зоны термического влияния.

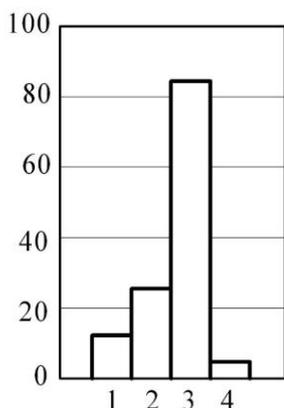


Рис. 5. Стойкость спиральных сверл в зависимости от режима обработки:

- 1 – без обработки; 2 – обработка с одной стороны;
3 – обработка с двух сторон;
4 – обработка с частичным оплавлением

4. Для каждого типа-размера обрабатываемого изделия необходимо подбирать конкретные режимы лазерной модификации. В частности, в настоящей работе с помощью выбранных режимов удалось повысить износостойкость мелкогабаритных спиральных сверл до 8 раз. Однако в случае неверного выбора режима лазерного термоупрочнения может происходить оплавление обработанной поверхности инструмента, приводящее к резкому снижению стойкости инструмента и разрушению режущей кромки сверла в процессе эксплуатации.

5. Наибольшая стойкость сверл наблюдается в случае модификации по задней поверхности с двух сторон, в результате которой достигаются оптимальные физико-механические свойства поверхностного слоя режущих кромок режущего инструмента.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Огин П.А. Структура и свойства зон перекрытия при лазерной закалке сталей и чугунов // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2015. № 2-2. С. 130–135.
- Мальшев В.И., Бойченко О.В., Огин П.А. Модификация поверхности сталей и чугунов при помощи оптоволоконного лазера // Сборник научных трудов Sworld. 2014. Т. 7. № 4. С. 56–61.
- Григорьянц А.Г., Щиганов И.Н., Мисюров А.И. Технические процессы лазерной обработки. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006. 664 с.
- Ситкина Л.П., Ярьско С.И. Эффективность технологии лазерной упрочняющей обработки в инструментальном производстве // Известия Волгоградского государственного технического университета. 2013. Т. 9. № 7. С. 40–43.
- Lee J.-H., Jang J.-H., Joo B.-D., Son Y.-M., Moon Y.-H. Laser surface hardening of AISI H13 tool steel // Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition). 2009. Vol. 19. № 4. P. 917–920.
- Kim J.-D., Lee M.-H., Lee S.-J., Kang W.-J. Laser transformation hardening on rod-shaped carbon steel by Gaussian beam // Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition). 2009. Vol. 19. № 4. P. 941–945.
- Горынин В., Кондратьев С., Попов В. Лазерное модифицирование трибологических свойств сталей и цветных сплавов // Фотоника. 2010. № 3. С. 26–33.
- Магин Д.Ю., Костромин С.В. Исследование структуры и свойств высокопрочной теплоустойчивой стали после объемной термической обработки и лазерного поверхностного упрочнения // Труды НГТУ им. П.Е. Алексеева. 2013. № 4. С. 256–261.
- Чирков А. Лазерно-плазменное наноструктурирование поверхностных слоев сталей при атмосферных условиях // Фотоника. 2008. № 4. С. 28–31.
- Бирюков В. Восстановление и упрочнение поверхностей лазерным излучением // Фотоника. 2009. № 3. С. 14–17.
- Бирюков В. Изменение структуры и свойств сталей при лазерном упрочнении // Фотоника. 2012. № 3. С. 22–27.
- Adel K.M., Dhia A.S., Ghazali M.J. The effect of laser surface hardening on the wear and friction characteristics of acicular bainitic ductile iron // International Journal of Mechanical and Materials Engineering. 2009. Vol. 4. № 2. P. 167–171.
- Скрипченко А.И. Тестирование процесса закалки сталей излучением волоконных лазеров // РИТМ. 2007. № 5. С. 52–53.
- Попов В. Лазерное упрочнение сталей: сравнение волоконных и CO₂-лазеров // Фотоника. 2009. № 4. С. 18–21.
- Сомонов В.В., Цибульский И.А. Эффективность использования волоконных лазеров для лазерной закалки изделий в промышленности // Металлообработка. 2014. № 1. С. 9–12.
- Майоров В.С. Лазерное упрочнение металлов // Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2009. С. 439–469.
- Григорьянц А.Г. Основы лазерной обработки материалов. М.: Машиностроение, 1989. 304 с.
- Огин П.А., Левашкин Д.Г. Концепция «носитель-оптоволоконный лазер» как единый комплекс для автоматизации технологических процессов // IV Резниковские чтения: труды междунар. науч.-техн. конф. Ч. 1. Тольятти: ТГУ, 2015. С. 362–365.
- Пинахин И.А., Тоекин С.А. Выбор режимов объемного импульсного лазерного упрочнения (ОИЛУ) по износостойкости режущих инструментов // Вестник Северо-Кавказского федерального университета. 2013. № 2. С. 78–81.
- Ярьско С.И., Горяинов Д.С. Моделирование процесса лазерного упрочнения режущего инструмента // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2011. Т. 13. № 4-3. С. 921–926.
- Ярьско С.И. Анализ стойкости и изнашивания твердосплавного инструмента после лазерной термообработки // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2001. Т. 3. № 1. С. 27–37.

22. Синяков К.А. Влияние скорости нагрева на структуру и свойства инструментальных сталей // *Инструмент и технологии*. 2008. № 5. С. 151–158.
 23. Огин П.А., Васькин К.Я. Повышение ресурса мелкокоразмерного инструмента за счет модификации изнашиваемых поверхностей при помощи оптоволоконного лазера // *IV Резниковские чтения: труды междунар. науч.-техн. конф.* Ч. 1. Тольятти: ТГУ, 2015. С. 143–145.
- REFERENCES**
1. Ogin P.A. The structure and characteristics of the overlap areas during the laser hardening of steels and irons. *Vektor nauki Tol'yatinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2015, no. 2-2, pp. 130–135.
 2. Malyshev V.I., Boychenko O.V., Ogin P.A. Steel and iron surface modification using the feber optic laser. *Sbornik nauchnykh trudov Sworld*, 2014, vol. 7, no. 4, pp. 56–61.
 3. Grigoryants A.G., Shchiganov I.N., Misyurov A.I. *Tekhnicheskie protsessy lazernoy obrabotki* [Technical processes of laser treatment]. Moscow, MGТУ im. N.E. Bauman Publ., 2006. 664 p.
 4. Sitkina L.P., Yaresko S.I. Efficiency of laser hardening processing technology in tool production. *Izvestiya Volgogradskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*, 2013, vol. 9, no. 7, pp. 40–43.
 5. Lee J.-H., Jang J.-H., Joo B.-D., Son Y.-M., Moon Y.-H. Laser surface hardening of AISI H13 tool steel. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, 2009, vol. 19, no. 4, pp. 917–920.
 6. Kim J.-D., Lee M.-H., Lee S.-J., Kang W.-J. Laser transformation hardening on rod-shaped carbon steel by Gaussian beam. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, 2009, vol. 19, no. 4, pp. 941–945.
 7. Gorinin V., Kondratiev S., Popov V. Laser Modification of Thribological Behavior of Steel and Nonferrous Alloys. *Fotonika*, 2010, no. 3, pp. 26–33.
 8. Magin D.Yu., Kostromin S.V. Investigation of structure and properties of high heat resistant steel after heat treatment and laser surface hardening. *Trudy NGTU im. R.E. Alekseeva*, 2013, no. 4, pp. 256–261.
 9. Chirkov A. Laser-plasma steel surface layer nanostructuring under atmosphere conditions. *Fotonika*, 2008, no. 4, pp. 28–31.
 10. Birukov V. Surface Recovery and Strengthening with Laser Emission. *Fotonika*, 2009, no. 3, pp. 14–17.
 11. Birukov V. Steels Structure and Properties Variations in the Process of Laser Hardening. *Fotonika*, 2012, no. 3, pp. 22–27.
 12. Adel K.M., Dhia A.S., Ghazali M.J. The effect of laser surface hardening on the wear and friction characteristics of acicular bainitic ductile iron. *International Journal of Mechanical and Materials Engineering*, 2009, vol. 4, no. 2, pp. 167–171.
 13. Skpipchenko A.I. Testing of the process of steel hardening by fiber lasering. *RITM*, 2007, no. 5, pp. 52–53.
 14. Popov V. Laser Hardening Steels. Comparison of Fiber and CO2 Lasers. *Fotonika*, 2009, no. 4, pp. 18–21.
 15. Somonov V.V., Cybulsky I.A. The efficiency of the use of fiber lasers for laser hardening products in the industry. *Metalloobrabotka*, 2014, no. 1, pp. 9–12.
 16. Mayorov V.S. Laser hardening of metals. *Lazernye tekhnologii obrabotki materialov: sovremennye problemy fundamentalnykh issledovaniy i prikladnykh razrabotok*. Moscow, Fizmatlit Publ., 2009, pp. 439–469.
 17. Grigoryants A.G. *Osnovy lazernoy obrabotki materialov* [Basic principles fo laser processing of materials]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1989. 304 p.
 18. Ogin P.A., Levashkin D.G. “Carrier-fiber optic laser” conception as a single complex for technological processes automation. *Trudy mezhdunar. nauch.-tekhn. konferentsii “IV Reznikovskie chteniya”*. Togliatti, TGU Publ., 2015, part 1, pp. 362–365.
 19. Pinakhin I.A., Toeskin S.A. Selecting surround pulsed laser hardening (VPLH) for wear of cutting tools. *Vestnik Severo-Kavkazskogo federalnogo universiteta*, 2013, no. 2, pp. 78–81.
 20. Yaresko S.I., Goryainov D.S. The laser hardening of the cutting tool modeling. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra RAN*, 2011, vol. 13, no. 4-3, pp. 921–926.
 21. Yaresko S.I. Wear and wear resistance analysis of hard alloy tools after laser treatment. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra RAN*, 2001, vol. 3, no. 1, pp. 27–37.
 22. Sinyakov K.A. Influence of heating rate on the structure and characteristics of tool steels. *Instrument i tekhnologii*, 2008, no. 5, pp. 151–158.
 23. Ogin P.A., Vaskin K.Ya. Improvement of small-size tool resource by means of wearing surfaces modification using the fiber optic laser. *Trudy mezhdunar. nauch.-tekhn. konferentsii “IV Reznikovskie chteniya”*. Togliatti, TGU Publ., 2015, part 1, pp. 143–145.

THE INFLUENCE OF LASER MODIFICATION MODES ON THE STRUCTURE, PROPERTIES AND WEAR RESISTANCE OF SMALL-SIZED TOOL MADE OF HIGH-SPEED R6M5 STEEL

© 2015

P.A. Ogin, postgraduate student

D.L. Merson, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor

L.A. Kondrashina, Head of Laboratory

K.Y. Vaskin, PhD (Engineering), Associate Professor,
Togliatti State University, Togliatti (Russia)

Keywords: fiber optic laser; heat-affected zone; laser hardening; thermohardening; microhardness; wear resistance; cutting tools.

Abstract: The paper considers the issue of wear resistance improvement of small-sized cutting tools. One of the advanced ways to solve this problem is the heat treatment using the highly concentrated energy flows created by laser beam. Modern fiber optic lasers combine high power density of laser radiation with the possibility of laser beam delivery to the most hard-to-reach treated areas by using optic fiber. The study and forecasting of the properties and the structure of a modified zone are the most important elements of technological process preparing and allow selecting optimal modes of laser treatment.

The paper gives the results of experimental study of the influence of laser modification parameters on the state and properties of the surface layer of the high-speed R6M5 steel samples. The authors obtained the dependences of heat-affected zone depth and width on the laser radiation power, measured the microhardness of various areas of treated surface and studied in details the structure obtained for various laser modification modes. The study revealed the increase in microhardness resulting from the fiber optic laser modification during the quasi-continuous operation and set the boundary between the modes of laser modification with flashing and without it for R6M5 tool steel. As the practical application of the results obtained, the authors carried out the evaluation of small-sized tools wear resistance according to the suggested modes and determined the laser modification modes allowing the increase of durability of small diameter twist drills in 5 and more times. Test results demonstrate the unavailability of some relevant modes for the tool working surfaces modification due to the extremely gross wear of the processed surface and the cutting edge damage within the cutting process.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ЭФФЕКТИВНОЙ ТОЛЩИНЫ СЛОЯ, ЗАКАЛЕННОГО ТОКАМИ ВЫСОКОЙ ЧАСТОТЫ, ДЛЯ ДЕТАЛИ «ОСЬ ПРОМЕЖУТОЧНОЙ ШЕСТЕРНИ ЗАДНЕГО ХОДА» ПО РАСЧЕТНОЙ ПРОКАЛИВАЕМОСТИ СТАЛИ 45

© 2015

О.К. Пирогов, магистр, инженер

Тольяттинский государственный университет,

АО «ВИС», Тольятти (Россия)

Д.Л. Мерсон, доктор физико-математических наук, профессор,
директор Научно-исследовательского института прогрессивных технологий
Тольяттинский государственный университет, Тольятти (Россия)

В.П. Ахантьев, инженер

АО «ВИС», Тольятти (Россия)

Ключевые слова: эффективная толщина слоя; прокаливаемость; закалка токами высокой частоты.

Аннотация: Работа выполнена на примере детали «Ось промежуточной шестерни заднего хода», изготовляемой из стали 45, и посвящена разработке методики прогнозирования эффективной толщины закаленного токами высокой частоты слоя при помощи расчетной прокаливаемости, использующей данные входного контроля металла по химическому составу и размеру зерна.

Исследование инициировано необходимостью увеличения производительности закалочного оборудования и снижения трудоемкости определения расчетной прокаливаемости. Работа выполнена в связи с тем, что в научной литературе не существует исследования, содержащего подробное описание методики для прогнозирования твердости и эффективной толщины закаленного токами высокой частоты слоя для деталей из стали 45 при помощи расчетной прокаливаемости. В данном исследовании, во-первых, был проанализирован химический состав плавок, во-вторых, определены значения твердости в зависимости от эффективной глубины слоя, в-третьих, построены расчетные кривые прокаливаемости с применением метода ф. Daido Steel (DS), а также зависимости эффективной толщины слоя от расчетной прокаливаемости.

Установлено, что вышеуказанные зависимости позволяют с необходимой точностью прогнозировать эффективную толщину слоя еще до проведения операции «Закалка ТВЧ», что служит основанием для внедрения предлагаемой методики в производство.

Разработанная методика позволяет:

– снизить трудоемкость определения эффективной толщины слоя, закаленного токами высокой частоты, по сравнению с контролем в специализированной лаборатории;

– исключить в действующем производстве необходимость контроля эффективной толщины слоя после операции «Закалка ТВЧ» и, следовательно, простой оборудования за счет использования данных обязательного входного контроля поставляемого металла по химическому составу.

ВВЕДЕНИЕ

Деталь «Ось промежуточной шестерни заднего хода» (далее деталь), используется в коробке перемены передач автомобилей семейства LADA. Деталь изготавливается из стали 45 по ГОСТ 1050-88 [1].

В процессе эксплуатации автомобиля эта деталь испытывает значительные вибрационные и ударные нагрузки. Согласно конструкторской документации, для обеспечения надежной работы в таких условиях твердость поверхности закаленного слоя должна быть ≥ 53 HRC; эффективная толщина слоя (слой, измеренный от поверхности до глубины, где твердость определяется по содержанию углерода для данной марки стали, для стали 45 – 45 HRC) должна быть в пределах $1,5 \div 4$ мм. Учитывая, что выбор режима термической обработки осуществляется в пользу наименее затратного [2], то для обеспечения несквозной прокаливаемости наиболее целесообразно применение поверхностной закалки токами высокой частоты (ТВЧ) [3].

На сегодняшний день в действующем производстве данной детали существуют две проблемы:

– значения эффективной толщины слоя могут быть как менее 1,5 мм, так и более 4 мм, в зависимости от режимов технологических параметров (в настоящей

работе технологические параметры установки ТВЧ – мощность, напряжение, частота, время нагрева, время охлаждения – были постоянными) и прокаливаемости (глубина проникновения закаленной зоны [4; 5]) используемой стали;

– определение значений прокаливаемости возможно только разрушающим способом после осуществления операции «Закалка ТВЧ», поэтому во время контроля деталей термическое оборудование находится в вынужденном простое, что сказывается на производительности. При получении отрицательных результатов после контроля необходима переналадка режимов установки закалки ТВЧ и требуется дополнительный контроль деталей, что приводит к очередному простоям оборудования.

В связи с этим возникает важная задача предсказания прокаливаемости по данным входного контроля используемой стали: содержанию углерода, легирующих элементов и баллу зерна [6; 7]. Для решения указанной задачи была предпринята попытка применить японский расчетный метод ф. DS, который основан на определении расчетной прокаливаемости [8] по химическому составу [9] и величине зерна. Научная новизна работы заключается в том, что впервые метод ф. DS

Таблица 1. Таблица значений эффективной толщины слоя и процентного содержания химических элементов

№	H _{ef} , мм	C, %	Si, %	Mo, %	V, %	Al, %	Ti, %	Mn, %	Ni, %	Cu, %	P, %	Cr, %	S, %
1	2,5	0,424	0,279	0,005	0,0015	0,0123	0,0015	0,546	0,0267	0,0374	0,0073	0,0408	0,0084
2	2,55	0,401*	0,27	0,005	0,0015	0,0121	0,0015	0,528	0,0249	0,0363	0,0069	0,0405	0,0075
3	3,8	0,468	0,291	0,0075	0,0015	0,0215	0,0196	0,66	0,0704	0,222	0,023	0,11	0,0331
4	3,9	0,468	0,317	0,0104	0,0015	0,0219	0,0216	0,663	0,0787	0,228	0,0235	0,121	0,0365
5	4,25	0,473	0,298	0,0095	0,0015	0,0212	0,0211	0,662	0,0724	0,22	0,0224	0,116	0,0363
6	4,2	0,417*	0,308	0,0091	0,0015	0,0226	0,0204	0,654	0,0738	0,227	0,0224	0,116	0,0352
7	4,45	0,452	0,258	0,0068	0,0015	0,0155	0,0137	0,762	0,111	0,305*	0,0139	0,0693	0,028
8	5,1	0,444	0,26	0,0081	0,0015	0,0154	0,0135	0,75	0,112	0,308*	0,0143	0,0716	0,0268

* Значения, превышающие верхний (для Si не более 0,058 %) или нижний (для C не более 0,019 %) пределы содержания.

Вклад углерода в прокаливаемость в зависимости от балла зерна				%	Вклад химического элемента в прокаливаемость					Вклад химического элемента в прокаливаемость				
5	6	7	8		Mn	Si	Ni (Cu)	Cr	Mo	V	P	S	Al	Ti
0,021				0,07	0,091	0,021	0,011	0,061	0,083	0,137	0,073	-0,020	0,039	-0,062
0,050	0,012			0,08	0,103	0,024	0,012	0,069	0,094	0,124	0,083	-0,024	0,044	-0,072
0,076	0,038	0,005		0,09	0,114	0,027	0,014	0,077	0,104	0,111	0,092	-0,027	0,049	-0,081
0,101	0,062	0,029		0,10	0,125	0,029	0,015	0,085	0,114	0,097	0,101	-0,032	0,054	-0,092
0,120	0,084	0,052	0,017	0,11	0,136	0,032	0,017	0,093	0,124	0,086			0,059	-0,099
0,138	0,103	0,071	0,037	0,12	0,146	0,035	0,019	0,101	0,134					
0,155	0,121	0,088	0,056	0,13	0,156	0,038	0,020	0,108	0,143					
0,170	0,136	0,104	0,070	0,14	0,166	0,041	0,022	0,115	0,152					
0,184	0,150	0,119	0,084	0,15	0,176	0,043	0,023	0,122	0,161					
0,306	0,269	0,233	0,201	0,26	0,271	0,073	0,040	0,193	0,251					
0,314	0,277	0,241	0,209	0,27	0,279	0,075	0,041	0,199	0,258	0,740	0,55	1,550	3,55	
0,322	0,285	0,250	0,216	0,28	0,287	0,078	0,042	0,205	0,265	0,778	0,60	1,556	3,60	
0,330	0,292	0,259	0,223	0,29	0,294	0,080	0,044	0,211	0,272	0,813	0,65	1,562	3,65	
0,337	0,299	0,267	0,230	0,30	0,301	0,083	0,045	0,217	0,279	0,845	0,70	1,568	3,70	
0,398	0,362	0,329	0,296	0,40	0,368	0,107	0,059	0,270	0,342	0,875	0,75	1,574	3,75	
0,403	0,368	0,334	0,301	0,41	0,374	0,110	0,061	0,275	0,348	0,903	0,80	1,580	3,80	
0,408	0,373	0,339	0,306	0,42	0,380	0,112	0,062	0,280	0,354	0,929	0,85	1,585	3,85	
0,413	0,378	0,344	0,310	0,43	0,386	0,114	0,063	0,285	0,360	0,954	0,90	1,591	3,90	
0,418	0,383	0,349	0,315	0,44	0,392	0,117	0,064	0,290	0,365	0,978	0,95	1,597	3,95	
0,423	0,387	0,354	0,320	0,45	0,398	0,119	0,066	0,295	0,371	1,000	1,00	1,602	4,00	

Рис.1. Метод ф. DS для определения расчетной прокаливаемости: шаги 1 – 3

%, C	Твердость поверхности, HRC	DI	Значения твердости в зависимости от глубины, мм (дюймы)		
			6,35 (0,25)	12,70 (0,5)	19,05 (0,75)
0,10	38	0,50	4,90		
0,11	39	0,55	4,42		
0,12	40	0,60	4,03		
0,13	40	0,65	3,70	6,00	
0,14	41	0,70	3,47	5,15	
0,15	41	0,75	3,25	4,50	
0,16	42	0,80	3,07	4,18	
0,17	42	0,85	2,90	3,88	6,00
0,18	43	0,90	2,75	3,68	5,13
0,19	44	0,95	2,61	3,50	4,70
0,20	44	1,00	2,48	3,33	4,40
0,40	56	2,00	1,30	1,83	2,23
0,41	57	2,10	1,26	1,75	2,13
0,42	57	2,20	1,24	1,69	2,06
0,43	58	2,30	1,22	1,64	1,99
0,44	58	2,40	1,20	1,60	1,93
0,45	59	2,50	1,18	1,55	1,88

Шаг 4

Шаг 5

Рис.2. Метод ф. DS для определения расчетной прокаливаемости: шаги 4 и 5

был применен для прогнозирования расчетной прокаливаемости после закалки ТВЧ для детали из стали 45. Практическая значимость заключается в уменьшении риска производства бракованной продукции и увеличении производительности за счет удаления операции «Контроль после закалки ТВЧ». Это стало возможным по причине надежного прогнозирования значений расчетной прокаливаемости до операции «Закалка ТВЧ».

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Разработанная на основе метода ф. DS методика включает в себя следующие четыре этапа.

1. Анализ химического состава плавки.

В настоящей работе была использована накопленная за длительный период времени статистика по химическому составу разных плавков, поставляемых в АО «ВИС». В таблице 1 для выборки из 8 деталей, отличающихся друг от друга величиной эффективной толщины слоя (H_{ef}), представлена информация по их химическому составу [10; 11]. Как следует из этих данных, после операции «Закалка ТВЧ» эффективная толщина слоя может принимать значения от 2,5 мм (минимум) до 5,1 мм (максимум), при этом половина из них превышает допустимое нормативной документацией значение 4,0 мм.

2. Определение значения твердости в зависимости от глубины для минимальной $H_{ef}=2,5$ мм и максимальной $H_{ef}=5,1$ мм.

Для реализации методики прогнозирования эффективной толщины закаленного токама высокой частоты слоя детали с помощью метода ф. DS требуется выполнить шаги, показанные на рис. 1, 2.

Шаг № 1 – по баллу зерна исследуемой детали определить вклад углерода (из таблицы 1) в прокаливаемость.

Шаг № 2 – по баллу зерна исследуемой детали определить вклад каждого химического элемента (из таблицы 1) в прокаливаемость, суммировать полученные значения и получить суммарный вклад всех химических элементов в суммарную прокаливаемость.

Шаг № 3 – найти с помощью метода ф. DS критический диаметр DI (диаметр заготовки, в центре которой после закалки образуется полумартенситная структура [12–15] – 50 % мартенсита и 50 % троостита), соответствующий суммарному вкладу в расчетную прокаливаемость.

Шаг № 4 – найти значение твердости (расчетной прокаливаемости) на поверхности детали при соответствующем значении углерода.

Шаг № 5 – рассчитать значения твердости в зависимости от расстояния от охлаждаемого торца.

3. Построение расчетных кривых прокаливаемости с применением метода ф. DS. Данный шаг оптимизирует построение кривых прокаливаемости, т. к. он исключает проведение по ГОСТ 5657-69 [16; 17] регламентированного испытания прокаливаемости стали методом торцевой закалки (по Джомини) [18–20]. Данный метод состоит в том, что один торец цилиндрического образца, нагретого до температуры закалки, охлаждают водой в специальной установке согласно ГОСТ 5657-69.

С помощью метода Джомини строятся кривые прокаливаемости в координатах: твердость – расстояние от охлаждаемого торца (по оси абсцисс) (см. рис. 3).

Для того чтобы иметь возможность прогнозировать H_{ef} , необходимо построить две расчетные полосы прокаливаемости, соответствующие минимальному и максимальному значениям, которые были получены за все время исследования.

4. Построение зависимости эффективной толщины слоя от расчетной прокаливаемости.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Согласно шагу № 5 3-го этапа методики для построения кривой прокаливаемости необходимо знать твердость, которая соответствует определенной глубине закаленного токама высокой частоты слоя. Для этого необходимо рассчитанную твердость поверхности 57 HRC (шаг № 4) поделить на соответствующий коэффициент: для глубины (расстояние от охлаждаемого торца) 6,35 мм – 2,9; для 12,7 мм – 3,88; для 19,05 мм – 6. По полученному распределению твердости от охлаждаемой поверхности детали на рис. 4 были построены кривая № 1 и, аналогично, кривая № 2.

Для получения зависимости эффективной толщины слоя от расчетной прокаливаемости на рис. 4 от оси «Расстояние от охлаждаемого торца, мм» были построены две прямые, соответствующие значениям 1,5 мм и 4 мм до пересечения с кривыми расчетной прокаливаемости 1 и 2. Найденным указанным образом точкам соответствуют следующие значения твердости HRC:

для точки 1,5 мм: 47 HRC (для эффективной толщины 2,5 мм) и 52 HRC (для эффективной толщины 5,1 мм);

для точки 4 мм: 32 HRC (для эффективной толщины 2,5 мм) и 42 HRC (для эффективной толщины 5,1 мм).

По 4-му этапу методики для расчетной прокаливаемости в точке 1,5 мм зависимость эффективной толщины

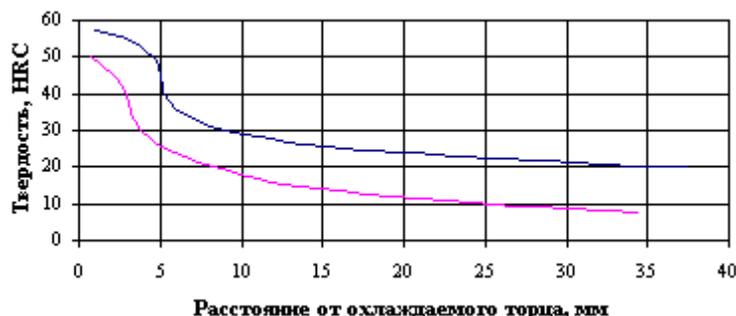


Рис. 3. Кривые прокаливаемости для стали 45 (ГОСТ 1050-88)

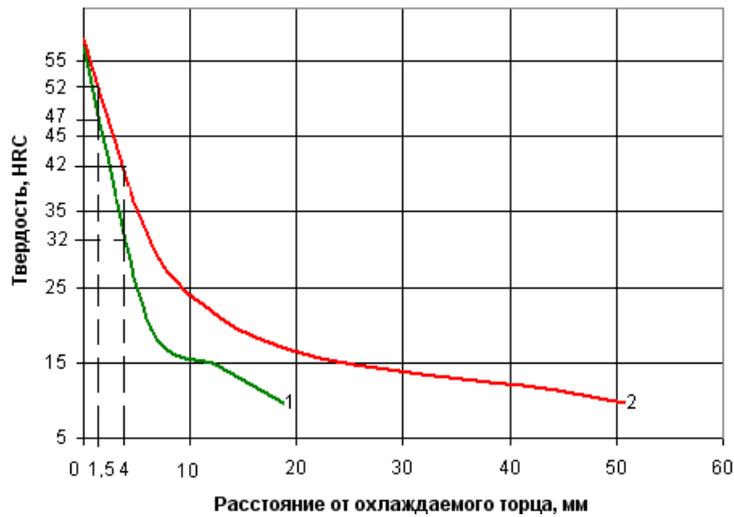


Рис. 4. Распределение твердости от охлаждаемой поверхности детали после операции «Закалка ТВЧ» (кривая № 1 соответствует эффективной толщине слоя 2,5 мм; кривая № 2 – 5,1 мм)

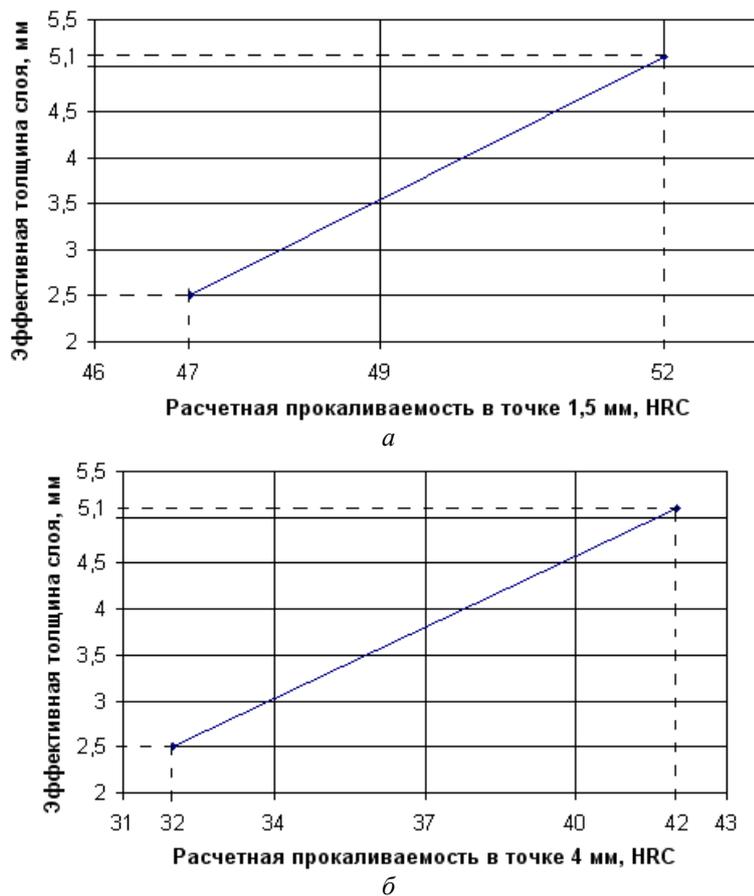


Рис.5. Зависимости эффективной толщины слоя от расчетной прокаливаемости: а – в точке 1,5 мм; б – в точке 4 мм

ны слоя от расчетной прокаливаемости строится следующим образом: 1-я точка: на оси абсцисс – расчетная прокаливаемость выделяется значение 47 HRC; на оси ординат – эффективная толщина слоя выделяется значение 2,5 мм;

2-я точка: на оси абсцисс – расчетная прокаливаемость выделяется значение 52 HRC; на оси ординат –

эффективная толщина слоя выделяется значение 5,1 мм.

Аналогично строится зависимость для расчетной прокаливаемости в точке 4 мм.

По полученным результатам построены зависимости эффективной толщины слоя от расчетной прокаливаемости (рис. 5).

Построенные зависимости позволяют прогнозировать эффективную толщину слоя до проведения операции «Закалка ТВЧ». Таким образом, после анализа плавки на химический состав (этап 1), определения значения твердости в зависимости от глубины (этап 2), построения расчетной кривой прокаливаемости (этап 3) необходимо воспользоваться уже имеющимися зависимостями на рис. 5, определив эффективную толщину слоя с помощью вычисленной расчетной прокаливаемости.

ВЫВОДЫ

Использование методики прогнозирования твердости и эффективной толщины слоя до операции «Закалка ТВЧ» позволяет:

- исключить в производстве операцию контроля прокаливаемости, т. е. ликвидировать простой закалочного оборудования во время выполнения этой операции;
- за счет использования данных обязательного входного контроля поставляемых плавок металла по химическому составу снизить трудоемкость определения расчетной прокаливаемости по сравнению с контролем в специализированной лаборатории.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. ГОСТ 1050-88. Прокат сортовой, калиброванный, со специальной отделкой поверхности из углеродистой качественной конструкционной стали. Введ. 24.11.88. М.: Стандартинформ, 2008. 17 с.
2. Cărmădaru V.D., Vela I. Heat Treatments and Materials Used in the Manufacturing of the Gear Wheels // *Analele Universității Eftimie Murgu Reșița. Fascicula de Inginerie*. 2010. Vol. XVII. № 2. P. 65–74.
3. Kosec B., Karpe B., Licen M., Kosec G. Inductive heating and quenching of planetary shafts // *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. 2010. Vol. 39. № 2. P. 190–196.
4. Малинкина Е.И., Ломакин В.Н. Прокаливаемость стали. М.: Машиностроение, 1970. 180 с.
5. Козловский И.С. Прокаливаемость стали. М.: Машгиз, 1945. 95 с.
6. Качанов Н.Н. Прокаливаемость стали. М.: Metallurgiya, 1978. 192 с.
7. Ахантьев В.П., Куленко А.В. Оценка применения методов расчета прокаливаемости по составу для цементуемых сталей. Тольятти: ИЦ ОАО «АВТОВАЗ», 2002. 9 с.
8. Куленко А.В., Фирсов Д.Г., Кузнецов А.В. Адаптация расчетных методик определения прокаливаемости по химическому составу для возможности оценки качества сортового проката цементуемых и улучшаемых сталей, используемых для изготовления ответственных деталей КП и шасси. Тольятти: ОАО «АВТОВАЗ», 2013. 70 с.
9. Меськин В.С. Основы легирования стали. М.: Metallurgizdat, 1959. 688 с.
10. Staoeko R., Adrian H. The effect of nitrogen and vanadium on hardenability of medium carbon 0.4 %C and 1.8 %Cr steel // *Archives of Materials Science and Engineering*. 2008. Vol. 33. № 2. P. 69–74.
11. Rosso M., Dobrzański L.A., Otręba J., Grande M. Mechanical properties and microstructural characteristic of sinter-hardened steels // *Archives of Materials Science and Engineering*. 2009. Vol. 35. № 2. P. 117–124.
12. Гуляев А.П. *Металловедение*. М.: Metallurgiya, 1986. 544 с.
13. Смирнов М.А. *Основы термической обработки стали*. М.: Наука и технологии, 2002. 519 с.
14. Криштал М.А., Боргардт А.А., Выбойщик М.А. *Металловедение углеродистых сплавов*. Тольятти: ТолПИ, 1994. 108 с.
15. Энтин Р.И. *Превращения аустенита в стали*. М.: Metallurgizdat, 1960. 252 с.
16. ГОСТ 5657-69. Сталь. Метод испытания на прокаливаемость. Введ. 01.07.70. М.: Издательство стандартов, 1993. 7 с.
17. Sitek W., Trzaska J. Hybrid modelling methods in materials science – selected examples // *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. 2012. Vol. 54. № 1. P. 93–102.
18. Telejko I., Adrian H., Skalny K., Pakiet M., Staško R. The investigation of hardenability of low alloy structural cast steel // *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. 2009. Vol. 37. № 2. P. 480–485.
19. Gojic M., Kosec B., Anzel I., Kosec L., Preloscan A. Hardenability of steels for oil industry // *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. 2007. Vol. 23. № 2. P. 23–26.
20. Hadi S., Widiyono E., Winarto W., Noor D.Z. EMS-45 Tool Steels Hardenability Experiment using Jominy ASTM A255 Test Method // *IPTEK: The Journal for Technology and Science*. 2013. Vol. 24. № 1. P. 7–12.

REFERENCES

1. *GOST 1050-88. Prokat sortovoy, kalibrovanny, so spetsialnoy otdelkoy poverkhnosti iz uglerodistoy kachestvennoy konstruksionnoy slali* [State Standard 1050-88. Carbon structural quality steel gauged bars with special surface finish. General specifications]. Moscow, Standartinform Publ., 2008. 17 p.
2. Cărmădaru V.D., Vela I. Heat Treatments and Materials Used in the Manufacturing of the Gear Wheels. *Analele Universității Eftimie Murgu Reșița. Fascicula de Inginerie*, 2010, vol. XVII, no. 2, pp. 65–74.
3. Kosec B., Karpe B., Licen M., Kosec G. Inductive heating and quenching of planetary shafts. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 2010, vol. 39, no. 2, pp. 190–196.
4. Malinkina E.I., Lomakin V.N. *Prokalivaemost stali* [Hardenability of steels]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1970. 180 p.
5. Kozlovsky I.S. *Prokalivaemost stali* [Hardenability of steels]. Moscow, Mashgiz Publ., 1945. 95 p.
6. Kachanov N.N. *Prokalivaemost stali* [Hardenability of steels]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1978. 192 p.
7. Akhanteyev V.P., Kulenko A.V. *Otsenka primeneniya metodov rascheta prokalivaemosti po sostavu dlya tsementuemykh staley* [Evaluation of application methods of hardenability calculation by composition for carburizing steels]. Togliatti, ITs OAO AVTOVAZ Publ., 2002. 9 p.
8. Kulenko A.V., Firsov D.G., Kuznetsov A.V. *Adaptatsiya raschetnykh metodik opredeleniya prokalivaemosti po khimicheskomu sostavu dlya vozmozhnosti otsenki kachestva sortovogo prokata tsementuemykh i uluchshaemykh staley, ispolzuemykh*

- dlya izgotovleniya otvetstvennykh detaley KP i shassi* [The adaptation of calculation methods for determination of hardenability by chemistry for the possibility of quality evaluation of rolled carburizing and heat treatable steels used for production of vital parts of transmission and chassis]. Togliatti, OAO AVTOVAZ Publ., 2013. 70 p.
9. Meskin V.S. *Osnovy legirovaniya stali* [Basics of steel alloyage]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1959. 688 p.
 10. Staoeko R., Adrian H. The effect of nitrogen and vanadium on hardenability of medium carbon 0.4 %C and 1.8 %Cr steel. *Archives of Materials Science and Engineering*, 2008, vol. 33, no. 2, pp. 69–74.
 11. Rosso M., Dobrzański L.A., Otręba J., Grande M. Mechanical properties and microstructural characteristic of sinter-hardened steels. *Archives of Materials Science and Engineering*, 2009, vol. 35, no. 2, pp. 117–124.
 12. Gilyaev A.P. *Metallovedenie* [Metal science]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 544 p.
 13. Smirnov M.A. *Osnovy termicheskoy obrabotki stali* [Basics of heat treatment of steels]. Moscow, Nauka i tekhnologii Publ., 2002. 519 p.
 14. Krishtal M.A., Borgardt A.A., Vyboyschik M.A. *Metallovedenie uglerodistykh staley* [Metal science of carbon alloys]. Togliatti, TolPI Publ., 1994. 108 p.
 15. Entin R.I. *Prevrashcheniya austenita v stali* [Transformation of austenite into steels]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1960. 252 p.
 16. GOST 5657-69. *Stal'. Metod ispytaniya na prokalivaemost* [State Standard 5657-69. Steel. Methods for the determination of hardenability]. Moscow, Standartinform Publ., 1993. 7 p.
 17. Sitek W., Trzaska J. Hybrid modelling methods in materials science – selected examples. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 2012, vol. 54, no. 1, pp. 93–102.
 18. Telejko I., Adrian H., Skalny K., Pakiet M., Staško R. The investigation of hardenability of low alloy structural cast steel. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 2009, vol. 37, no. 2, pp. 480–485.
 19. Gojic M., Kosec B., Anzel I., Kosec L., Preloscan A. Hardenability of steels for oil industry. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 2007, vol. 23, no. 2, pp. 23–26.
 20. Hadi S., Widiyono E., Winarto W., Noor D.Z. EMS-45 Tool Steels Hardenability Experiment using Jominy ASTM A255 Test Method. *IPTEK: The Journal for Technology and Science*, 2013, vol. 24, no. 1, pp. 7–12.

**THE FORECASTING OF THE EFFECTIVE THICKNESS OF A TEMPERED
BY HIGH FREQUENCY CURRENT LAYER FOR THE “REVERSE IDLER GEAR SHAFT” DETAIL
ACCORDING TO THE 45 STEEL ESTIMATED HARDENABILITY**

© 2015

O.K. Pirogov, graduate student, engineer
*Togliatti State University,
JSC “VIS”, Togliatti (Russia)*

D.L. Merson, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor,
Director of the Research Institute of Progressive Technologies
Togliatti State University, Togliatti (Russia)

V.P. Ahantev, engineer
JSC “VIS”, Togliatti (Russia)

Keywords: layer effective thickness; hardenability; high-frequency current hardening.

Abstract: The study is performed on the example of “Reverse idler gear shaft” part made of 45 steel and covers the development of methodology of forecasting the effective thickness of a tempered by high frequency currents layer with the help of estimated hardenability, which uses data of metal acceptance test by chemical composition and grain size.

The research is caused by the necessity of increase of the tempering equipment capacity and the reduction of working time for the estimated hardenability determination. The work was performed taking into account the lack of research in scientific literature containing the detailed description of methodology for forecasting of hardness and effective thickness of tempered with high frequency currents layer for the parts made of 45 steel using the estimated hardenability. In this research, the authors, firstly, analyzed the heat chemistry, secondly, determined the values of hardness depending on the layer effective thickness, and, thirdly, built the estimated hardenability curves using the Daido Steel (DS) method and the layer effective thickness dependences on the estimated hardenability.

It was determined, that the above-mentioned dependences allow forecasting the layer effective thickness with the desired precision prior to the “HFC hardening” operation that serves as the basis for the proposed methodology implementation into production.

The developed methods allow the following:

- to reduce the working time for determining the effective thickness of a tempered with high frequency currents layer, as compared to the control in a specialized laboratory;
- to eliminate in the existing production the necessity of control of the layer effective thickness after the “HFC hardening” operation, and therefore, to avoid the equipment downtime due to the use of data of the supplied metal acceptance test by chemical composition.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ЛАБОРАТОРНОГО ЭКСПЕРИМЕНТА ПО ОЧИСТКЕ ПНЕЙ ГИБКИМИ РАБОЧИМИ ОРГАНАМИ ПЛОЩАДКОДЕЛАТЕЛЯ

© 2015

Е.В. Поздняков, аспирант кафедры «Механизация лесного хозяйства и проектирование машин»
Воронежский государственный лесотехнический университет имени Г.Ф. Морозова, Воронеж (Россия)

Ключевые слова: понижение пней ниже поверхности почвы; площадкоделатель вокруг пней; гибкие рабочие органы; боковая поверхность пня; полнота очистки.

Аннотация: Понижение пней до уровня земли рабочими органами активного действия является ресурсосберегающей и экологически безопасной технологией по сравнению с остальными машинными способами. В то же время существующие устройства для измельчения пней ввиду абразивных свойств почвы не способны удалять их подземную часть. Для устранения этого недостатка был разработан агрегат, который предназначен для предварительной подготовки пней к понижению ниже поверхности почвы путем создания вокруг них площадок-углублений и очистки пней от почвы и включает в себя площадкоделатель, имеющий гибкие рабочие органы, позволяющие обеспечить высокую полноту очистки. В качестве гибких рабочих органов выбраны куски троса, оптимизация параметров которых заключается в нахождении типа, диаметра и длины рабочей части, при которых достигаются необходимые для качественного выполнения технологической операции жесткость, гибкость и упругость тросов. С целью изучения процесса очистки пней от загрязнений и установления закономерностей взаимодействия гибких рабочих органов с боковой поверхностью пней была разработана методика лабораторного эксперимента, с помощью которой можно варьировать значения различных параметров площадкоделателя для определения их влияния на полноту очистки боковой поверхности пней и потребляемую в процессе работы машины мощность. Создана лабораторная установка, включающая в себя раму, вал с тросами, гидромотор и крепление с пнем и позволяющая проводить испытания, по результатам которых будут выявлены зависимости показателей эффективности работы площадкоделателя от его конструктивных и кинематических параметров и оптимизированы параметры его гибких рабочих органов и технологического процесса.

Удаление надземной части пней на всей территории вырубki при лесовосстановлении имеет существенные преимущества по сравнению с полосным и сплошным корчеванием: снижаются энергетические затраты, а также вредное воздействие на окружающую среду, не происходит зарастания площадей сорной растительностью второстепенных пород, появляется возможность использования на лесокультурных работах широко распространенных сельскохозяйственных тракторов [1–6].

Однако оставшаяся подземная часть пней при столкновении с ней оказывает значительные динамические нагрузки на рабочие органы и рамы почвообрабатывающих орудий, эксплуатируемых на вырубках, в результате чего сокращается их срок службы. Кроме того, из-за объезда крупных препятствий агрегаты совершают криволинейное зигзагообразное движение, что вызывает снижение качества лесокультурных работ [7–9].

Поэтому пни следует понижать ниже поверхности земли на глубину, позволяющую избежать столкновения рабочих органов с препятствиями, то есть на 15...20 см. При этом необходимо учитывать строение корневой системы, наличие сбега и многоствольности у удаляемых пней, которые могут существенно различаться в зависимости от их породы и места произрастания [10–15].

Сплошное понижение пней ниже поверхности почвы позволяет превратить вырубку в территорию, по многим параметрам близкую к сельскохозяйственному полю, свободную от надземной части пней, с сохраненным плодородным слоем почвы. При данной технологии появляются возможности для увеличения скорости перемещения агрегатов, снижения динамических нагрузок на рабочие органы почвообрабатывающих машин и, как следствие, уменьшения металлоемкости

конструкций и материальных затрат на их изготовление, создания строго параллельных рядов с заданными междурядьями, что позволит механизировать весь технологический процесс выращивания насаждений [16].

С целью снижения абразивного износа при контакте с почвой режущих элементов рабочих органов машин, удаляющих надземную часть пней, был разработан технологический процесс, заключающийся в предварительном создании площадок-углублений вокруг пней и их очистки от почвы в пределах глубины площадки.

Для выполнения данной операции предназначается агрегат, состоящий из трактора МТЗ-80/82, телескопического гидроманипулятора ЛВ-210, винтового ротатора и площадкоделателя, имеющего раму, два ротационных рабочих органа (ротора) и двухштоковый гидроцилиндр для изменения расстояния между ними. Каждый ротор машины включает в себя приводимый в движение от гидромотора вал с четырьмя установленными на нем секциями, которые снабжены рыхлителями-очистителями, представляющими собой куски троса.

В процессе работы тросы за счет одновременного вращения в вертикальной и горизонтальной плоскостях, получаемого от ротатора и гидромоторов, удаляют почву вокруг пня в виде площадки-углубления и производят очистку его боковой поверхности [17–20].

Для изучения взаимодействия гибких рабочих органов площадкоделателя с боковой поверхностью пня была разработана методика проведения лабораторного эксперимента, цель которого заключалась в проверке работоспособности гибких рабочих органов площадкоделателя и оптимизации его основных параметров.

В соответствии с целью испытаний были определены задачи исследований: 1) оптимизировать параметры рабочих органов (тип тросов, их диаметр и длину

рабочей части) и технологического процесса площадкоделателя (потребляемую мощность, частоты вращения роторов и ротатора, время и качество очистки боковой поверхности пней); 2) проверить возможность применения площадкоделателя для различных пород и диаметров пней.

Для исследования динамических процессов очистки пней была использована установка, представленная на рисунке 1.

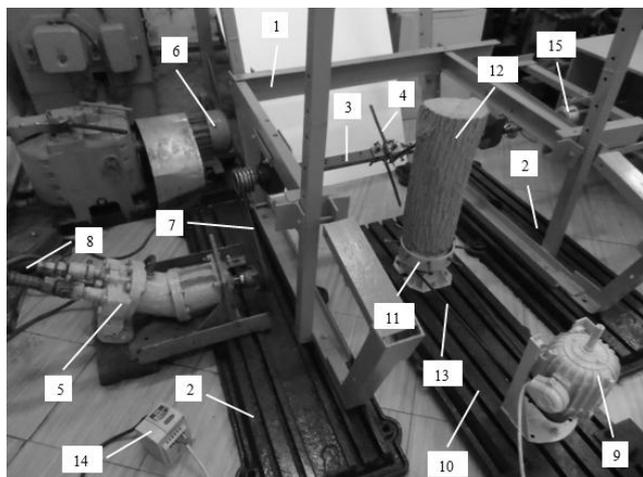


Рис. 1. Лабораторная установка для проведения экспериментов по очистке пней гибкими рабочими органами

К неподвижным платформам 2 прикреплена рама 1. К раме присоединен вал 3 (рис. 2), на котором установлены пластины с тросами 4, получающий вращение через клиноремennую передачу 7 от гидромотора 5, рабочая жидкость к которому подается через трубопроводы 8 от гидростанции 6.

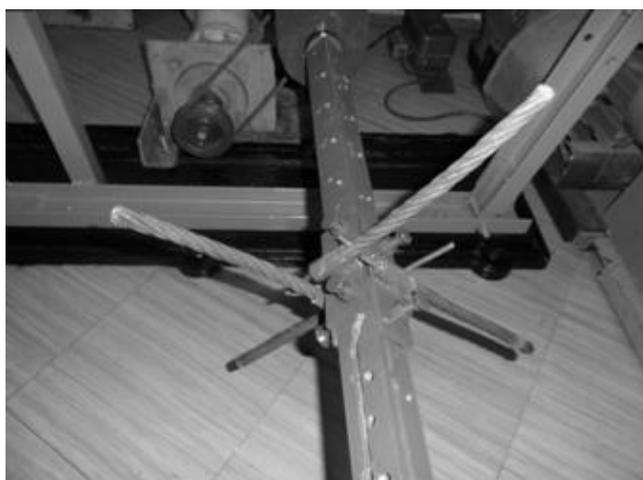


Рис. 2. Вал с тросами лабораторной установки

В ходе испытаний принималось допущение, что схема подачи в лабораторных экспериментах является обратной схеме подачи при реальной эксплуатации

площадкоделателя: не тросы вращаются вокруг пня, а пень вращается перед тросами. Принятое условие не влияет на результаты исследования.

Механизм вращения пня (рис. 1) состоит из электродвигателя 9, установленного на подвижной платформе 10, при помощи которого задается вращение креплению 11 с пнем 12 посредством клиноремennой передачи 13. Частота вращения электродвигателя, в свою очередь, регулируется частотным преобразователем 14.

Для определения параметров пней и тросов, расстояния между пнем и валом применялись стандартные устройства: штангенциркуль, металлическая линейка и рулетка. При определении усилия, затрачиваемого на изгиб троса, использовался динамометр. Для фиксирования силы удара троса о боковую поверхность пня было применено устройство, представляющее собой установленный на балке равного сопротивления тензодатчик (рис. 3).

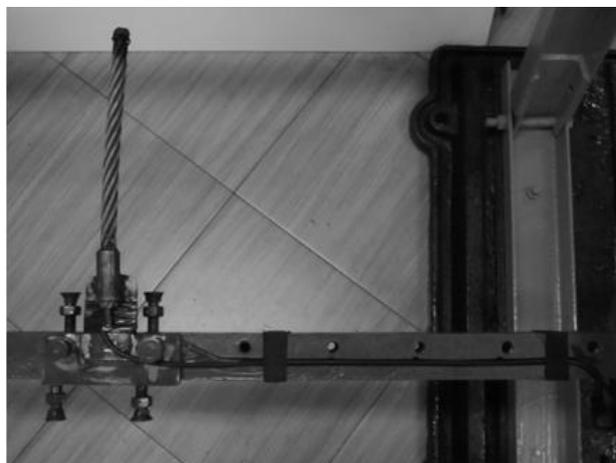


Рис. 3. Устройство для фиксирования силы удара троса о боковую поверхность пня

Сигналы, зафиксированные тензодатчиком нагрузки, через ртутный токосъемник 15 (рис. 4) передавались на ЭВМ с помощью модулей аналогового ввода-вывода и преобразователя интерфейса. Модули позволяют выполнять согласование сигналов, их изоляцию, преобразование диапазонов, сравнение и цифровую передачу данных.

Эксперимент по очистке пней гибкими рабочими органами проводился в лаборатории кафедры МЛХиПМ ВГЛТА. Для его проведения предварительно производилась заготовка образцов пней различных пород и диаметров.

В ходе опытов происходило варьирование необходимых параметров лабораторной установки и технологического процесса. Цифровым фотоаппаратом фотографировались пни до начала эксперимента, во время проведения и после его окончания. Фотографии позволяют судить о полноте и качестве очистки боковой поверхности пня, а также о траектории движения по ней тросов при одновременном вращении ротора и крепления с пнем. Также во время очистки пней записывалось видеоизображение рабочего пространства установки.

Качество очистки пня при проведении лабораторных испытаний определялось нанесением на его боковую поверхность слоя краски. После того как краска высохла, запускалась установка и осуществлялось ее сдирание гибкими рабочими органами ротора.

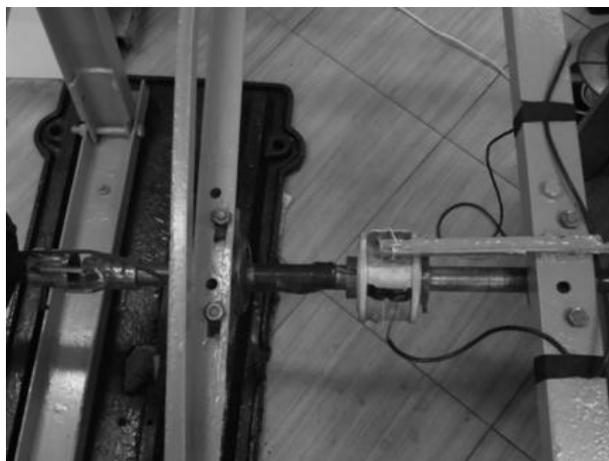


Рис. 4. Схема подключения ртутного токоъемника в лабораторной установке

Каждый опыт проводился в следующей последовательности.

1) Пень жестко закреплялся в зажимном устройстве на подвижной платформе.

2) Производилось последовательное включение компьютерных программ, считывающих и записывающих сигналы, поступающие от тензодатчика.

3) Включался частотный преобразователь. В результате начиналось равномерное вращение крепления с пнем.

4) Запускалась гидростанция, вследствие чего началась подача рабочей жидкости в гидромагистраль. Это приводило в движение вал с тросами, которые производили равномерную очистку пня.

5) До, во время и после эксперимента пни фотографировались фотоаппаратом. В процессе работы также записывалось видеоизображение рабочей области установки.

6) При помощи компьютера регистрировались значения силы удара при взаимодействии тросов с боковой поверхностью пня.

7) Выключались гидростанция и частотный преобразователь, вследствие чего вал и крепление с пнем прекращали свое вращение.

После этого эксперимент проводился заново с теми же или иными параметрами технологического процесса, рабочих органов и пней.

По итогам каждого опыта были получены зарегистрированные значения силы удара тросов о поверхность пня, параметры ее очистки, а также видео- и фотоматериалы, позволяющие исследовать закономерности взаимодействия рабочих органов установки с пнем.

Таким образом, разработанная методика проведения лабораторного эксперимента по очистке пней гибкими рабочими органами площадкоделателя позволяет варьировать различные параметры его рабочих органов

и технологического процесса, а лабораторная установка – по заданным значениям параметров определить качество очистки и затраты мощности, требуемые для выполнения данной операции.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бартев И.М., Драпалюк М.В., Попиков П.И., Бухтояров Л.Д. Конструкции и параметры машин для расчистки лесных площадей. М.: Фланта, 2007. 208 с.
2. Пошарников Ф.В. Технология и машины лесовосстановительных работ. Воронеж: ВГЛТА, 2006. 523 с.
3. Сухов И.В., Кострикин В.А., Казаков В.И. Технологии лесокультурных работ на вырубках (рекомендации). М.: ВНИИЛМ, 2004. 152 с.
4. Винокуров В.Н., Демкин В.Е., Маркин В.Г., Шаталов В.Г., Шаталов Л.Д. Машины, механизмы и оборудование лесного хозяйства. М.: МГУЛ, 2002. 439 с.
5. Бартев И.М., Сухов И.В., Вершинин В.И. Технология сплошной обработки почвы под культуры дуба на вырубках // Лесное хозяйство. 1995. № 4. С. 42–43.
6. Kryzanowski T. Choosing the right mulching tool // Logging and sawmilling journal. 2007. April. URL: forestnet.com/LSJissues/April/Mulching.html.
7. Посметьев В.И. Методологические основы повышения эффективности почвообрабатывающих орудий с помощью предохранителей. Воронеж: ВГЛТА, 1999. 196 с.
8. Нартов П.С. Повышение надежности и долговечности лесохозяйственных машин. М.: ЦБНТИ, 1974. 36 с.
9. Бартев И.М., Карамышев Е.В., Карамышев В.Р. К вопросу столкновения лесохозяйственных машин с препятствиями на вырубках // Вестник Центрально-Черноземного регионального отделения наук о лесе Российской академии естественных наук Воронежской государственной лесотехнической академии. 1998. № 1. С. 230–234.
10. Алентьев П.Н. Проблемы восстановления и выращивания дубрав. Майкоп: Адыг. отд. Краснодар. кн. изд-ва, 1990. 256 с.
11. Борщов Т.С., Гинтвот И.А. Культуртехника в Нечерноземной зоне. М.: Колос, 1981. 253 с.
12. Драпалюк М.В., Бартев И.М. Особенности удаления пней на вырубках в дубравах // Научный вестник Воронежской государственной лесотехнической академии. Т. 2 (7). Воронеж: ВГЛТА, 2009. С. 183–186.
13. Casper B.B., Schenk H.J., Jackson R.B. Defining a plant's belowground zone of influence // Ecology. 2003. Vol. 84. № 9. P. 2313–2321.
14. Jackson R.B., Sperry J.S., Dawson T.E. Root water uptake and transport: using physiological processes in global predictions // Trends in Plant Science. 2000. Vol. 5. № 11. P. 482–488.
15. Sperry J.S., Adler E.R., Campbell G.S., Comstock J.P. Limitation of plant water use by rhizosphere and xylem conductance: results from a model // Plant, Cell & Environment. 1998. Vol. 21. P. 347–359.
16. Бартев И.М. Энергосберегающие и природосберегающие технологии в лесном комплексе. Воронеж: ВГЛТА, 2014. 107 с.
17. Бартев И.М., Поздняков Е.В. Площадкоделатель: патент РФ на изобретение № 2496294; заявл. 22.10.2012; опубл. 27.10.2013.

18. Бартенов И.М., Поздняков Е.В. Площадкоделатель вокруг пней // Лесотехнический журнал. 2014. № 1. С. 156–158.
 19. Бартенов И.М., Поздняков Е.В. Эффективные и экологически безопасные технологии удаления пней на вырубках // Лесотехнический журнал. 2013. № 4. С. 146–151.
 20. Поздняков Е.В., Бартенов И.М. Машины для измельчения пней и технология повышения эффективности их использования // Севергеоэкотех–2014: материалы XV Междунар. молодеж. науч. конференции. Ч. 5. Ухта: УГТУ, 2014. С. 134–137.
- REFERENCES**
1. Bartenev I.M., Drapalyuk M.V., Popikov P.I., Bukhtoyarov L.D. *Konstruksii i parametry mashin dlya raschistki lesnykh ploshchadey* [Designs and parameters of machines for forest clearing]. Moscow, Flinta Publ., 2007. 208 p.
 2. Posharnikov F.V. *Tekhnologiya i mashiny lesovosstanovitelnykh работ* [Technology and machines for reforestation work]. Voronezh, VGLTA Publ., 2006. 523 p.
 3. Sikhov I.V., Kostrikin V.A., Kazakov V.I. *Tekhnologii lesokulturnykh работ na vyrubkakh (rekomentatsii)* [Technologies of forest cultivation work on the cut-over areas (recommendations)]. Moscow, VNIILM Publ., 2004. 152 p.
 4. Vinokurov V.N., Demkin V.E., Markin V.G., Shatalov V.G., Shatalov L.D. *Mashiny, mekhanizmy i oborudovanie lesnogo khozyaystva* [Machines, devices and equipment of forestry]. Moscow, MGUL Publ., 2002. 439 p.
 5. Bartenev I.M., Sukhov I.V., Vershinin V.I. Technology of overall solid tillage for oak plantations on cut-over areas. *Lesnoe khozyaystvo*, 1995, no. 4, pp. 42–43.
 6. Kryzanowski T. Choosing the right mulching tool. *Logging and sawmilling journal*. 2007. April. URL: forestnet.com/LSJissues/April/Mulching.html.
 7. Posmetyev V.I. *Metodologicheskie osnovy povysheniya effektivnosti pochvoobrabatyvayushchikh orudiy s pomoshyu predokhraniteley* [Methodological foundations of tillage tools efficiency improvement using protection devices]. Voronezh, VGLTA Publ., 1999. 196 p.
 8. Nartov P.S. *Povyshenie nadezhnosti i dolgovechnosti lesokhozyaystvennykh mashin* [Forestry machines safety and life duration improvement]. Moscow, TsBNTI Publ., 1974. 36 p.
 9. Bartenev I.M., Karamyshev E.V., Karamyshev V.R. To the issue of collision of forestry machines with obstacles on cut-over areas. *Vestnik Tsentralno-Chernozemnogo regionalnogo otdeleniya nauk o lese Rossiyskoy akademii estestvennykh nauk Voronezhskoy gosudarstvennoy lesotekhnicheskoy akademii*, 1998, no. 1, pp. 230–234.
 10. Alentyev P.N. *Problemy vosstanovleniya i vyrashchivaniya dubrav* [The problems of oak forests restoration and cultivation]. Maykop, Adyg. otd. Krasnodarskogo knizhnogo izdatelstva Publ., 1990. 256 p.
 11. Borshchov T.S., Gintvot I.A. *Kulturtekhnika v Nechernozemnoy zone* [Solid improvement in Nonchernozem belt]. Moscow, Kolos Publ., 1981. 253 p.
 12. Drapalyuk M.V., Bartenev I.M. Special aspects of stumps removal on cut-over areas in oak forests. *Nauchnyy vestnik Voronezhskoy gosudarstvennoy lesotekhnicheskoy akademii*. Voronezh, VGLTA, 2009, vol. 2 (7), pp. 183–186.
 13. Casper B.B., Schenk H.J., Jackson R.B. Defining a plant's belowground zone of influence. *Ecology*, 2003, vol. 84, no. 9, pp. 2313–2321.
 14. Jackson R.B., Sperry J.S., Dawson T.E. Root water uptake and transport: using physiological processes in global predictions. *Trends in Plant Science*, 2000, vol. 5, no. 11, pp. 482–488.
 15. Sperry J.S., Adler E.R., Campbell G.S., Comstock J.P. Limitation of plant water use by rhizosphere and xylem conductance: results from a model. *Plant, Cell & Environment*, 1998, vol. 21, pp. 347–359.
 16. Bartenev I.M. *Energoberegayushchie i prirodoberegayushchie tekhnologii v lesnom komplekse* [Power saving and environment-friendly technologies in timber complex]. Voronezh, VGLTA Publ., 2014. 107 p.
 17. Bartenev I.M., Pozdnyakov E.V. *Ploshchadkodelatel'* [Patch-maker]. Patent RF no. 2496294, 2012.
 18. Bartenev I.M., Pozdnyakov E.V. Patch-maker around stumps. *Lesotekhnicheskiiy zhurnal*, 2014, no. 1, pp. 156–158.
 19. Bartenev I.M., Pozdnyakov E.V. Efficient and environmentally technologies of stumps removal on fellings. *Lesotekhnicheskiiy zhurnal*, 2013, no. 4, pp. 146–151.
 20. Pozdnyakov E.V., Bartenev I.M. Stump grinders and technology of their use efficiency improvement. *Materialy XV mezhdunarodnoy molodezhnoy nauchnoy konferentsii "Severgeoekotekh–2014"*. Ukhta, UGTU Publ., 2014, part 5, pp. 134–137.

**METHODOLOGY OF THE PERFORMANCE OF LABORATORY EXPERIMENT
ON THE STUMPS CLEANING USING THE WORKING BODY OF A PATCH-MAKER**

© 2015

E.V. Pozdnyakov, postgraduate student of Chair “Forestry mechanization and machine design”
Voronezh State University of Forestry and Technologies named after G.F. Morozov, Voronezh (Russia)

Keywords: stumps lowering below the ground surface; round the stump patch-maker; flexible working bodies; stump side surface; cleaning completeness.

Abstract: Stumps lowering to the ground level using the working bodies of active action is the resource saving and environmentally safe technology in comparison with the other machine methods. At the same time, the existing devices for stumps chopping are unable to remove their underground part because of the abrasive properties of the ground. To avoid this disadvantage, the authors developed a device, which serves for the preliminary preparation of stumps for their lowering below the ground surface by creating patches-cavities and stumps cleaning from the ground and includes patch-maker, which has flexible working bodies allowing ensuring high cleaning completeness. Steel-cable pieces were selected as the flexible working bodies, and the optimization of their parameters includes the determination of the working part type, diameter and length when the steel-cable rigidity, flexibility and elasticity reach the level required for the high-quality performance of the technological operation. In order to study the process of stumps cleaning from dirt and to determine the regularities of interaction of flexible working bodies with the stumps side surface, the authors developed the methodology of laboratory experiment, which allows varying of different patch-maker parameters values for determination of their influence on the completeness of the stumps side surface cleaning and the power consumed by a machine during the working process. The authors developed a laboratory machine that includes a frame, a roll with steel-cables, a hydromotor and a hold for a stump and allows carrying out tests, the results of which will be used for revealing the dependencies of measures of work efficiency of a patch-maker on its design and traveltime parameters and for the optimization of its flexible working bodies and technical process parameters.

МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АЗОТИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 04X20H6Г11M2АФБ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР ОТ –70 ДО +140 °С

© 2015

Р.А. Саврай, кандидат технических наук, заведующий лабораторией конструкционного материаловедения
Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург (Россия)

А.В. Макаров, доктор технических наук, заведующий отделом материаловедения,
заведующий лабораторией механических свойств
Институт физики металлов имени М.Н. Михеева

Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург (Россия)

Э.С. Горкунов, академик РАН, доктор технических наук, профессор, главный научный сотрудник
Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург (Россия)

Н.Л. Печеркина, старший научный сотрудник
Институт физики металлов имени М.Н. Михеева

Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург (Россия)

С.А. Роговая, младший научный сотрудник

А.Л. Осинцева, кандидат технических наук, старший научный сотрудник
Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург (Россия)

Г.Ю. Калинин, кандидат технических наук, начальник лаборатории

С.Ю. Мушников, кандидат технических наук, начальник сектора

Центральный научно-исследовательский институт конструкционных материалов «Прометей»,
Санкт-Петербург (Россия)

Ключевые слова: высокоазотистая коррозионностойкая сталь; микроструктура; статическое растяжение; механические свойства; фрактография.

Аннотация: Введением значительных концентраций азота в аустенитные стали различных систем легирования достигаются высокие показатели прочности, пластичности, коррозионной стойкости, трибологических свойств. При эксплуатации в условиях низких температур металлических изделий и конструкций существенно возрастает опасность их хрупкого разрушения при различных видах объемного и контактного нагружения. Однако до настоящего времени комплексному изучению механических характеристик (в том числе пластичности, вязкости, трещиностойкости) азотистых сталей при отрицательных температурах испытаний не уделялось столь пристального внимания, как при изучении механических свойств при комнатной температуре.

В настоящей работе проведен комплекс исследований по определению механических свойств и изучению фактографических особенностей разрушения и эволюции структуры при испытаниях на растяжение при температурах испытаний –70...+140 °С коррозионностойкой азотсодержащей стали 04X20H6Г11M2АФБ (0,47 масс. % N) с аустенитной структурой. Обнаружен новый эффект более интенсивного роста прочностных характеристик стали 04X20H6Г11M2АФБ в условиях испытаний на статическое растяжение при понижении температуры испытания в интервале от +50 до –70 °С по сравнению с упрочнением при снижении температуры испытания в диапазоне более высоких температур (от +140 до +50 °С) при одновременном некотором росте значений характеристик пластичности в условиях испытаний на растяжение при температурах ниже +20 °С по сравнению с испытаниями при более высоких температурах. Установлено сохранение преимущественно вязкого характера разрушения стали 04X20H6Г11M2АФБ при понижении температуры испытаний на растяжение вплоть до –70 °С, что соответствует нижней границе интервала отрицательных климатических температур.

ВВЕДЕНИЕ

Введением значительных концентраций азота в аустенитные стали различных систем легирования достигаются высокие показатели прочности, пластичности, коррозионной стойкости, трибологических свойств [1–8]. ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей» совместно с ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН с участием ИФМ УрО РАН разработаны составы, а также режимы термических и термомеханических обработок аустенитных сталей типа 04X20H14Г6M2АСБ и 04X20H6Г11M2АФБ с 0,3–0,5 масс. % азота, в которых высокая прочность сочетается с удовлетворительной пластичностью и коррозионной стойкостью [9–16]. Указанные сложнолегированные азотсодержащие аустенитные стали перспективны в качестве корпусных материалов в судостроении, в частности для создания плакирующего слоя двухслойных сталей для корпусов ледоколов большой мощности [17].

При эксплуатации в условиях низких температур металлических изделий и конструкций существенно возрастает опасность их хрупкого разрушения при различных видах объемного и контактного нагружения. Однако до настоящего времени комплексному изучению механических характеристик (в том числе пластичности, вязкости, трещиностойкости) азотистых сталей при отрицательных температурах испытаний не уделялось столь пристального внимания, как при изучении механических свойств при комнатной температуре. В отдельных работах применительно к воздействию на механические свойства азотистых сталей низких температур отмечается более интенсивный рост предела текучести аустенитной Cr-Ni-Mn стали при низких температурах в случае легирования азотом (по сравнению с углеродом). Это связывают с особенностями влияния азота на температурную зависимость энергии дефектов

упаковки [18] и магнитное состояние сталей [19]. Вместе с тем роль других возможных структурных факторов в формировании характеристик низкотемпературной прочности и пластичности азотсодержащих высоколегированных сталей остается в значительной степени неизученной. В этой связи, для наиболее полного изучения указанных факторов целесообразно провести механические испытания как при отрицательных температурах, так и при температурах существенно выше комнатной.

Целью настоящей работы явилось исследование механических характеристик коррозионностойкой азотсодержащей стали 04X20H6Г11М2АФБ при статическом растяжении в диапазоне температур от -70 до $+140$ °С.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Исследования проводили на образцах, вырезанных из листовой заготовки толщиной 20 мм горячекатаной азотсодержащей стали 04X20H6Г11М2АФБ, предоставленной ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей». Химический состав стали представлен в таблице 1.

Механические испытания на одноосное растяжение при температурах $-70...+140$ °С проводили на сервогидравлической испытательной установке Instron 8801. Абсолютная инструментальная погрешность измерения величины удлинения при этом составила около 0,2 %. Образцы для механических испытаний вырезали вдоль направления прокатки исходного листа. Поверхности разрушения образцов изучали методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) с применением микроскопа Tescan VEGA II XMU. Исследование тонкой структуры осуществляли методом электронной просвечивающей микроскопии (ПЭМ) на микроскопе JEOL JEM-200CX с применением механического и электролитического утонения заготовок (фольг).

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1. представлены электронно-микроскопические изображения структуры стали 04X20H6Г11М2АФБ. Исследование методом просвечивающей микроскопии исходной структуры стали показывает (рис. 1 а, б), что в результате горячей прокатки формируется достаточно неоднородная структура, в которой присутствуют как нерекристаллизованные, так и рекристаллизованные деформированные зерна. Встречаются участки структуры с вытянутыми преимущественно в одном направлении субзернами аустенита с дислокациями различной плотности, закрепленными дисперсными нитридами (карбонитридами) ванадия и хрома [20] (см. рис. 1 а). В других участках наблюдается сетчатая дислокационная структура и рекристаллизованные зерна с двойниками отжига (см. рис. 1 б).

На рис. 2 представлены механические свойства исследованной стали после испытаний на растяжение при

температурах $-70...+140$ °С. Видно, что с уменьшением температуры испытания от $+140$ до -70 °С у стали 04X20H6Г11М2АФБ наблюдается линейное увеличение характеристик прочности: $\sigma_{0,2}$ от 450 до 800 МПа, σ_b от 810 до 1250 МПа и σ_k от 530 до 990 МПа, которое можно разделить на два температурных интервала. Границы температурных интервалов, характеризующихся разной интенсивностью упрочнения, находятся в пределах от $+140$ до $+50$ °С и от $+50$ до -70 °С (рис. 2 а). Таким образом, граница между температурными интервалами составила порядка $+50$ °С. При этом в данных температурных интервалах характеристики пластичности δ_p , δ_5 и $\delta_{сопр}$ имеют различные значения, в среднем постоянные для данного интервала и составляющие $\delta_p=27,1$ %, $\delta_5=38,3$ %, $\delta_{сопр}=11,2$ % в температурном интервале от $+140$ до $+50$ °С и $\delta_p=30,3$ %, $\delta_5=44,5$ %, $\delta_{сопр}=14,2$ % в температурном интервале от $+50$ до -70 °С (рис. 2 б).

Таким образом, при понижении температуры испытания характеристики пластичности скачкообразно возрастают при переходе от одного температурного интервала к другому, и при отрицательных температурах наблюдается упрочнение аустенитной стали 04X20H6Г11М2АФБ при одновременном некотором росте ее пластичности. Следовательно, можно говорить об обнаружении нового эффекта более интенсивного роста прочностных характеристик стали 04X20H6Г11М2АФБ в условиях испытаний на статическое растяжение при понижении температуры испытания в интервале от $+50$ до -70 °С по сравнению с упрочнением при снижении температуры испытания в диапазоне более высоких температур (от $+140$ до $+50$ °С) при одновременном увеличении пластичности в условиях испытаний при пониженных температурах.

Электронно-микроскопическое исследование металла вблизи излома испытанных на растяжение образцов стали 04X20H6Г11М2АФБ показало, что в структуре образца, разрушенного при 140 °С, возникает плотная дислокационная субструктура с чередующимся контрастом, на фоне которой видны отдельные двойники (рис. 1 в). Рис. 1 г свидетельствует, что при понижении температуры испытания до -70 °С интенсивность двойникования аустенита существенно возрастет, могут возникать даже две системы двойников, а внутри многочисленных параллельных полос отмечается значительно более высокая плотность дислокаций, чем в исходном горячекатаном состоянии (см. рис. 1 а, б). Представленные на рис. 1 в, г электронограммы также показывают наличие двойников в структуре стали после испытаний на растяжение.

Деформационные процессы в метастабильных аустенитных сталях с ТРИП/ТВИП-эффектом отличаются большим набором механизмов, взаимодействующих друг с другом сложным образом и сильно зависящих от стабильности аустенита, определяемой химическим составом и температурой. Кроме дислокационного

Таблица 1. Химический состав стали 04X20H6Г11М2АФБ, масс. %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Ti	Nb+V	N
0,04	0,15	10,14	0,02	0,01	18,97	6,70	1,34	0,10	0,01	0,31	0,47

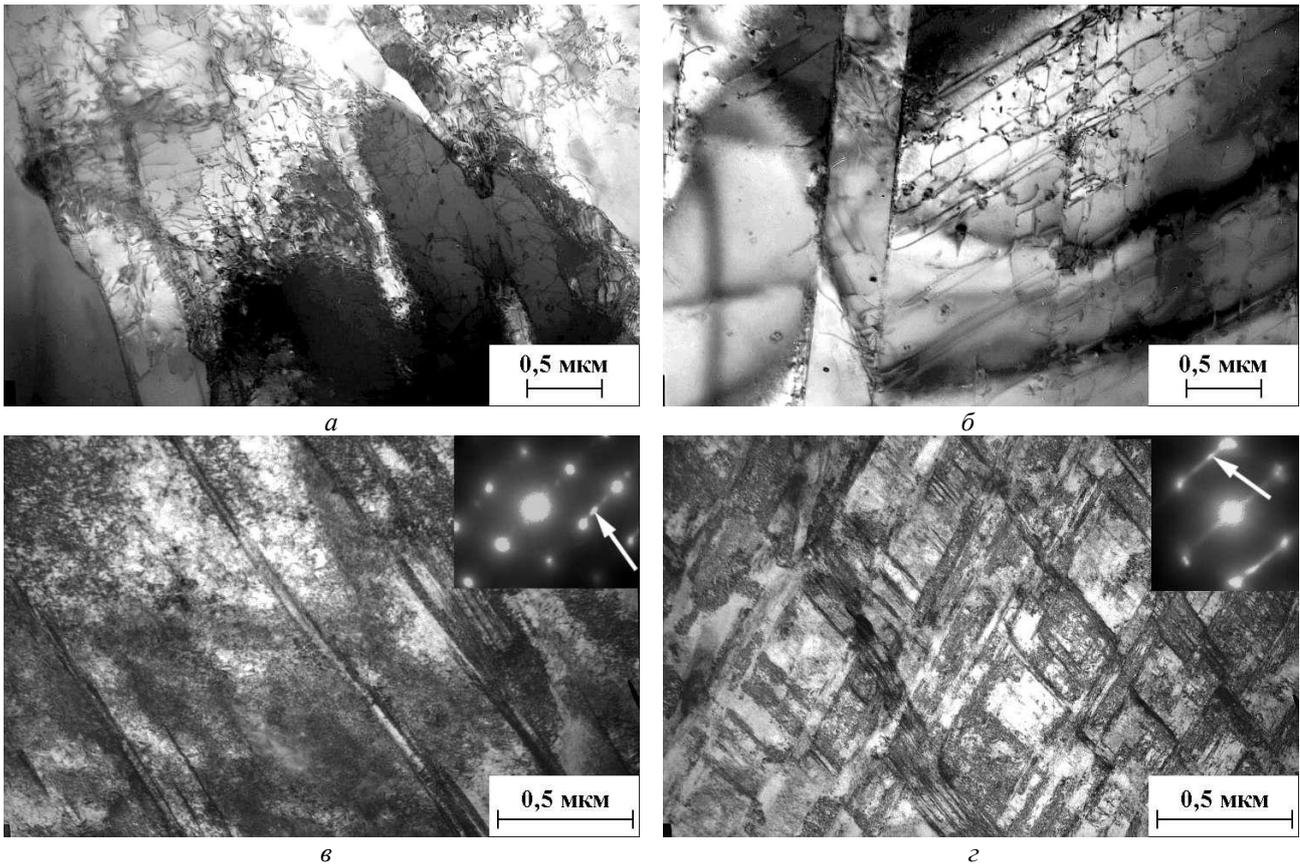


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение структуры стали 04X20H6Г11М2АФБ в исходном горячедеформированном состоянии (а, б) и после испытаний на растяжение при температурах +140 °С (в) и -70 °С (з): светлопольные изображения (а-з) и микродифракции (в, з). Стрелками указаны двойниковые рефлексы

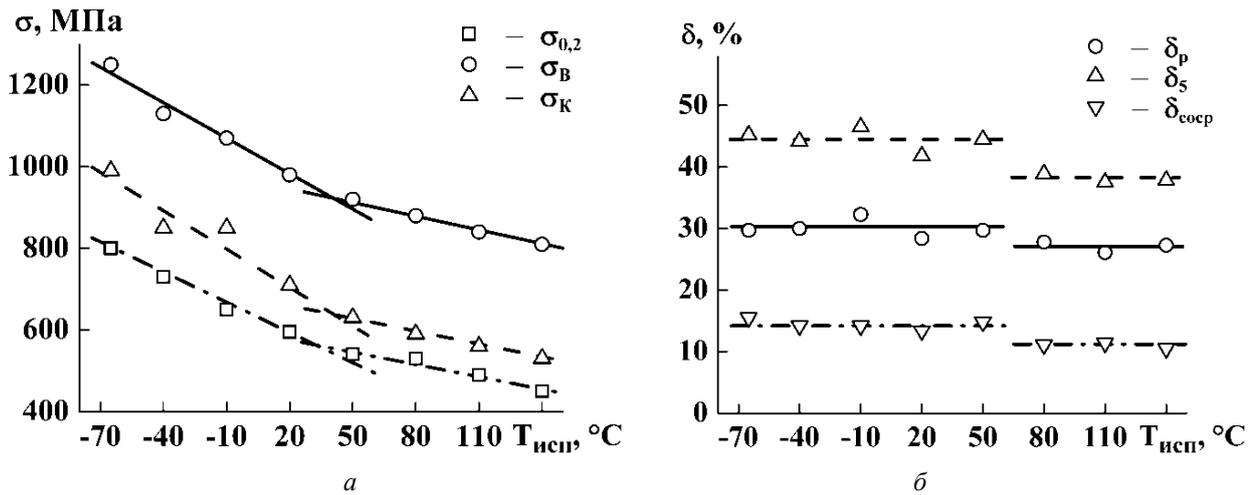


Рис. 2. Зависимость механических характеристик стали 04X20H6Г11М2АФБ от температуры испытания при статическом растяжении:
 а – прочностные характеристики
 (условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, временное сопротивление разрыву σ_B , напряжение разрушения σ_K);
 б – пластические характеристики
 (равномерное δ_p , общее δ_5 и сосредоточенное $\delta_{соср}$ удлинение)

скольжения, элементарные механизмы включают двойникование, образование дефектов упаковки и фазовое превращение с образованием α' -мартенсита [21], а также ϵ -мартенсита [22]. При этом отмечается, что двойникование может приводить к более интенсивному упрочнению и увеличению относительного удлинения при механических испытаниях на растяжение [22; 23]. В частности, ослабление процесса двойникования с ростом температуры механических испытаний от 20–150 °С до 250 °С на растяжение высокомарганцевой аустенитной нержавеющей стали, комплексно легированной углеродом и азотом (в масс. %: 14,6 Сг; 15,9 Мп; 0,31 С; 0,29 N), приводит к уменьшению общего удлинения образца на ~7 % [23].

Таким образом, обнаружен новый эффект более интенсивного роста прочностных характеристик стали 04X20H6Г11М2АФБ в условиях испытаний на растяжение при пониженных температурах при одновременном увеличении характеристик пластичности в интервале более низких температур нагружения. Согласно рис. 1 в, г деформация при –70 °С приводит к сильному росту плотности двойников по сравнению с деформацией при 140 °С. Следовательно, отмеченный эффект может быть обусловлен более интенсивным двойникованием аустенита в условиях испытаний на растяжение при пониженных температурах. Влияние других возможных факторов (развитие фазовых $\gamma \rightarrow \alpha'$ и $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращений, изменение магнитного состояния аустенита) требует дополнительных исследований.

Результаты фратографических исследований поверхностей разрушения представлены на рис. 3, 4. Видно, что разрушение исследованной стали носит преимущественно вязкий характер при всех температурах механических испытаний. Однако с уменьшением температуры растяжения до –70 °С в изломах наряду с участками вязкого ямочного разрушения, образованных по механизму слияния микропор [24], появляются элементы хрупкого разрушения: вторичные трещины и отдельные фасетки хрупкого разрушения сколом (рис. 4 в, е).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Определены механические свойства коррозионноустойчивой аустенитной азотсодержащей стали

04X20H6Г11М2АФБ при испытаниях на растяжение при температурах –70...+140 °С.

Установлено, что с уменьшением температуры испытания от +140 до –70 °С у стали 04X20H6Г11М2АФБ наблюдается линейное увеличение характеристик прочности (условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ от 450 до 800 МПа, временного сопротивления разрыву σ_b от 810 до 1250 МПа и напряжения разрушения σ_k от 530 до 990 МПа), которое можно разделить на два температурных интервала, характеризующихся разной интенсивностью упрочнения. Границы указанных температурных интервалов находятся в пределах от +140 до +50 °С и от +50 до –70 °С: при понижении температуры испытаний на растяжение в интервале от +50 до –70 °С наблюдается более интенсивный рост прочностных характеристик стали 04X20H6Г11М2АФБ по сравнению с упрочнением при снижении температуры испытания в диапазоне температур от +140 до +50 °С. При этом в данных температурных интервалах характеристики пластичности равномерное δ_p , общее δ_5 и сосредоточенное $\delta_{собр}$ удлинения имеют различные значения, в среднем постоянные для данного интервала ($\delta_p=27,1\%$, $\delta_5=38,3\%$, $\delta_{собр}=11,2\%$ в температурном интервале от +140 до +50 °С и $\delta_p=30,3\%$, $\delta_5=44,5\%$, $\delta_{собр}=14,2\%$ в температурном интервале от +50 до –70 °С).

Таким образом, обнаружен новый эффект более интенсивного роста прочностных характеристик стали 04X20H6Г11М2АФБ в условиях испытаний на растяжение при понижении температуры испытаний в интервале от +50 до –70 °С по сравнению с упрочнением при снижении температуры испытаний в диапазоне более высоких температур (от +140 до +50 °С) при одновременном увеличении характеристик пластичности в интервале более низких температур испытаний. Указанный эффект может быть обусловлен более интенсивным двойникованием аустенита в условиях испытаний на растяжение при пониженных температурах, а также другими факторами, требующими дополнительных исследований.

Фратографическими исследованиями для азотистой аустенитной стали 04X20H6Г11М2АФБ установлено сохранение преимущественно вязкого характера разрушения при понижении температуры испытаний

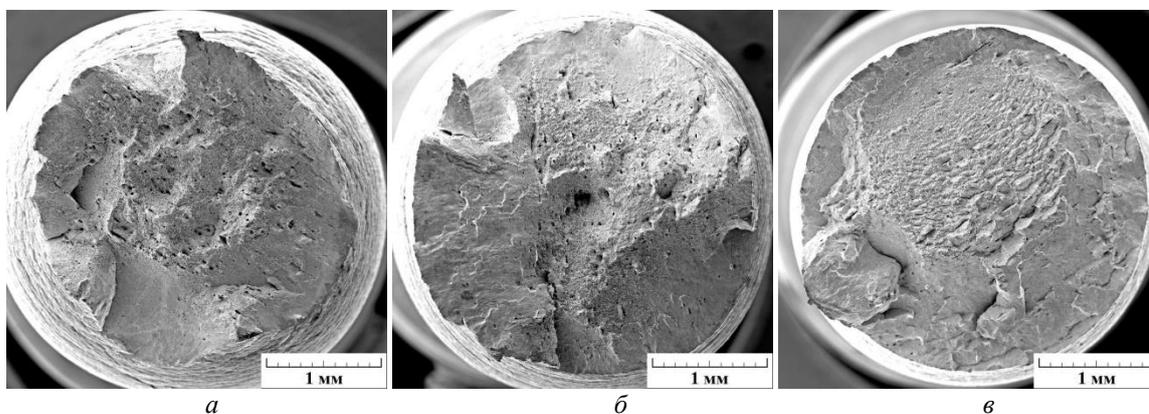


Рис. 3. Изломы (общий вид) после испытаний на растяжение образцов стали 04X20H6Г11М2АФБ: а – при температуре +140 °С; б – при температуре +20 °С; в – при температуре –70 °С

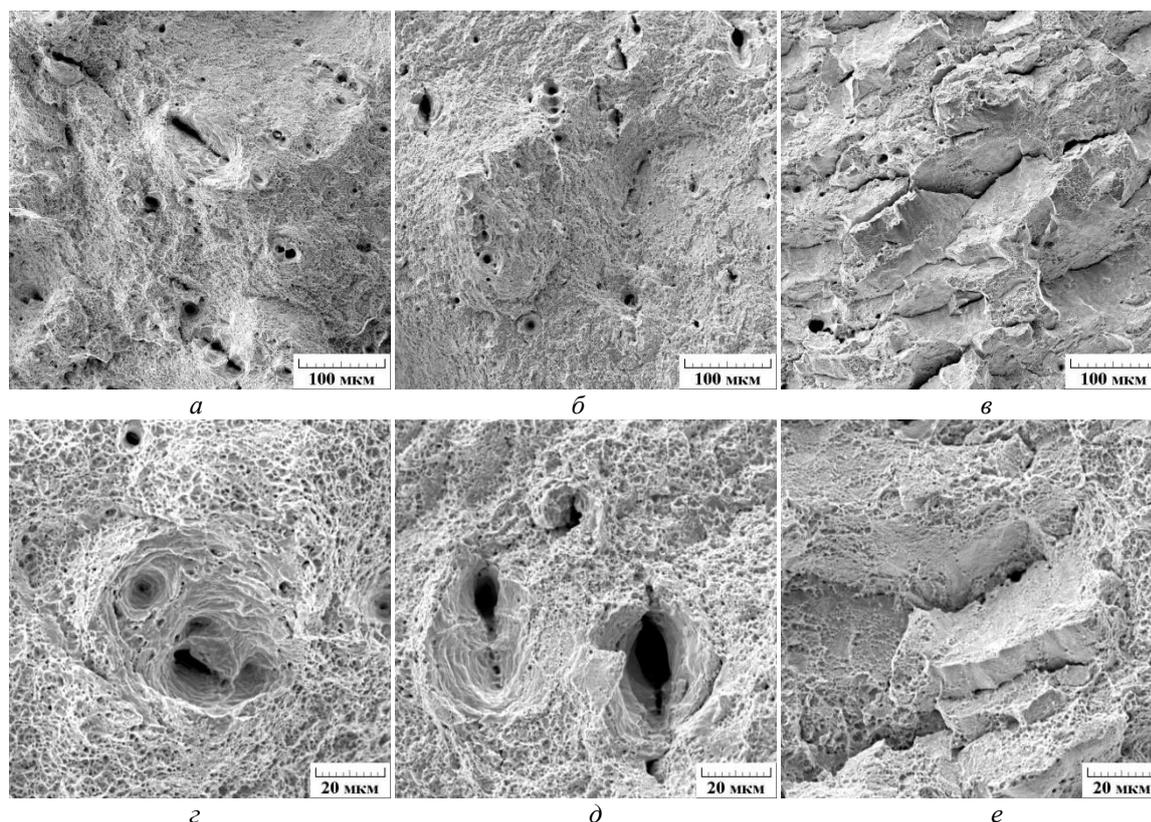


Рис. 4. Изломы (зона зарождения и роста трещины) после испытаний на растяжение образцов стали 04X20H6Г11М2АФБ: а, г – при температуре +140 °С; б, д – при температуре +20 °С; в, е – при температуре –70 °С

на растяжение вплоть до $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$, что соответствует нижней границе интервала отрицательных климатических температур.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Структура» № 01201463331 (проект № 15-15-2-16) и в соответствии с планом Фундаментальных научных исследований Государственных академий наук на 2013–2020 годы по теме № 01201375904.

Механические испытания и электронная сканирующая микроскопия выполнены в ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

Электронная просвечивающая микроскопия выполнена в Центре коллективного пользования «Электронная микроскопия» УрО РАН – отделе электронной микроскопии «Испытательного центра нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Блинов В.М., Банных О.А., Пойменов И.Л., Рашев Ц.В., Андреев Ч.А., Саръиванов Л.А. Износостойкость высокоазотистых немагнитных хромомарганцевых сталей // *Металлы*. 1982. № 6. С. 142–145.
2. Коршунов Л.Г., Гойхенберг Ю.Н., Терещенко Н.А., Уваров А.И., Макаров А.В., Черненко Н.Л. Износостойкость и структура поверхностного слоя азотсодержащих нержавеющей аустенитных сталей при трении и абразивном воздействии // *Физика металлов и металловедение*. 1997. Т. 84. № 5. С. 137–149.
3. Gavriljuk V.G., Berns H. High nitrogen steel: structure, properties, manufacture, applications. Berlin: Springer, 1999. 378 p.
4. Костина М.В., Банных О.А., Блинов В.М. Особенности сталей, легированных азотом // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2000. № 12. С. 3–6.
5. Банных О.А. Экономичные нержавеющие азотистые стали как перспективный заменитель легких сплавов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2005. № 7. С. 9–13.
6. Березовская В.В., Банных О.А., Костина М.В., Блинов Е.В., Шестаков А.И., Саврай Р.А. Влияние термической обработки на структуру и свойства высокоазотистой аустенитной коррозионно-стойкой стали 03X20AG11H7M2 // *Металлы*. 2010. № 2. С. 34–43.
7. Березовская В.В., Саврай Р.А., Меркушкин Е.А., Макаров А.В. Исследование структуры, механических и коррозионных свойств новых высокоазотистых Cr-Mn-сталей с молибденом // *Металлы*. 2012. № 3. С. 31–39.
8. Горкунов Э.С., Макаров А.В., Задворкин С.М., Осинцева А.Л., Митропольская С.Ю., Буров С.В., Саврай Р.А., Роговая С.А., Рашев Ц.В., Жекова Л. Электромагнитный контроль фазового состава, твердости и износостойкости высокоазотистых нержавеющей сталей // *Дефектоскопия*. 2012. № 12. С. 19–30.

9. Горынин И.В., Рыбин В.В., Малышевский В.А., Калинин Г.Ю., Мушникова С.Ю., Малахов Н.В., Ямпольский В.Д. Создание перспективных принципиально новых коррозионностойких корпусных сталей, легированных азотом // Вопросы материаловедения. 2005. № 2. С. 40–54.
10. Банных О.А., Блинов В.М., Костина М.В. Исследования эволюции структуры азотистой коррозионностойкой аустенитной стали 06X21AG10H7MФБ при термомеханическом и термическом воздействии // Вопросы материаловедения. 2006. № 1. С. 9–19.
11. Калинин Г.Ю., Мушникова С.Ю., Нестерова Е.В., Фомина О.В., Харьков А.А. Исследования структуры и свойств высокопрочной коррозионно-стойкой азотистой стали 04X20H6Г11M2АФБ // Вопросы материаловедения. 2006. № 1. С. 45–53.
12. Сагарадзе В.В., Уваров А.И., Печеркина Н.Л., Малышевский В.А., Калинин Г.Ю., Ямпольский В.Д. Структура и механические свойства толстолистовой азотсодержащей аустенитной стали 04X20H6Г11AM2БФ // Физика металлов и металлостроение. 2006. Т. 102. № 2. С. 250–256.
13. Горынин И.В., Малышевский А.В., Калинин Г.Ю., Мушникова С.Ю., Банных О.А., Блинов В.М., Костина М.В. Коррозионно-стойкие высокопрочные азотистые стали // Вопросы материаловедения. 2009. № 3. С. 7–16.
14. Малышевский В.А., Калинин Г.Ю., Харьков А.А. Создание высокопрочных корпусных сталей – от первых экспериментов до наших дней // Вопросы материаловедения. 2011. № 1. С. 17–27.
15. Сагарадзе В.В., Печеркина Н.Л., Завалишин В.А., Филиппов Ю.И., Мушникова С.Ю., Калинин Г.Ю. Влияние скорости охлаждения в интервале 1100–800°C на механические свойства и структуру азотсодержащей аустенитной стали // Вопросы материаловедения. 2011. № 3. С. 5–12.
16. Мушникова С.Ю., Сагарадзе В.В., Филиппов Ю.И., Катаева Н.В., Завалишин В.А., Малышевский В.А., Калинин Г.Ю., Костин С.К. Сравнительный анализ коррозионного растрескивания аустенитных сталей с разным содержанием азота в хлоридных и водородсодержащих средах // Физика металлов и металлостроение. 2015. Т. 116. № 6. С. 663–672.
17. Сагарадзе В.В., Катаева Н.В., Мушникова С.Ю., Харьков О.А., Калинин Г.Ю., Ямпольский В.Д. Структурные изменения при разных способах плакирования корпусного материала азотистой нержавеющей сталью // Физика металлов и металлостроение. 2014. Т. 115. № 2. С. 215–224.
18. Gavriljuk V.G., Sozinov A.L., Foct J., Petrov Ju.N., Polushkin Yu.A. Effect of nitrogen on the temperature dependence of the yield strength of austenitic steels // Acta Materialia. 1998. Vol. 46. № 4. P. 1157–1163.
19. Терещенко Н.А., Шабашов В.А., Уваров А.И. Особенности низкотемпературных фазовых превращений в азотсодержащих сталях на Cr-Mn основе // Физика металлов и металлостроение. 2010. Т. 109. № 5. С. 464–473.
20. Горкунов Э.С., Путилова Е.А., Задворкин С.М., Макаров А.В., Печеркина Н.Л., Калинин Г.Ю., Мушникова С.Ю., Фомина О.В. Особенности поведения магнитных характеристик перспективных азотсодержащих сталей при упругопластической деформации // Физика металлов и металлостроение. 2015. Т. 116. № 8. С. 884–896.
21. Линдеров М., Зегель К., Виноградов А., Вайднер А., Бирман Х. Особенности деформации ТРИП/ТВИП сталей при различных температурах по данным акустической эмиссии // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2013. № 3. С. 208–212.
22. Pierce D.T., Jiménez J.A., Bentley J., Raabe D., Wittig J.E. The influence of stacking fault energy on the microstructural and strain-hardening evolution of Fe–Mn–Al–Si steels during tensile deformation // Acta Materialia. 2015. Vol. 100. P. 178–190.
23. Mosecker L., Pierce D.T., Schwedt A., Beighmohamadi M., Mayer J., Bleck W., Wittig J.E. Temperature effect on deformation mechanisms and mechanical properties of a high manganese C+N alloyed austenitic stainless steel // Materials Science and Engineering A. 2015. Vol. 642. P. 71–83.
24. Фрактография и атлас фрактограмм / под ред. Дж. Феллоуза. М.: Металлургия, 1982. 489 с.

REFERENCES

1. Blinov V.M., Bannykh O.A., Poymenov I.L., Rashev Ts.V., Andreev Ch.A., Saryivanov L.A. Wear-resistance of high-nitrogen nonmagnetic chrome-manganese steels. *Metally*, 1982, no. 6, pp. 142–145.
2. Korshunov L.G., Tereshchenko N.A., Uvarov A.I., Makarov A.V., Chernenko N.I., Goikhenberg Yu.N. Wear resistance and surface of nitrogen-containing stainless austenitic steels upon friction and abrasive wear. *The physics of metals and metallography*, 1997, vol. 84, no. 5, pp. 554–561.
3. Gavriljuk V.G., Berns H. *High nitrogen steel: structure, properties, manufacture, applications*. Berlin, Springer, 1999. 378 p.
4. Kostina M.V., Bannykh O.A., Blinov V.M. Special features of steels alloyed with nitrogen. *Metal science and heat treatment*, 2000, no. 11-12, pp. 459–462.
5. Bannykh O.A. Economical stainless nitrogen steels: promising substitutes of light alloys. *Metal science and heat treatment*, 2005, no. 7, pp. 261–265.
6. Berezovskaya V.V., Bannykh O.A., Kostina M.V., Blinov E.V., Shestakov A.I., Savrai R.A. Effect of heat treatment on the structure and properties of a high-nitrogen austenitic corrosion-resistant 03Kh20AG11N7M2 steel. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2010, no. 3, pp. 183–192.
7. Berezovskaya V.V., Savrai R.A., Merkushev E.A., Makarov A.V. Structure and mechanical and corrosion properties of new high-nitrogen CR-MN steels containing molybdenum. *Russian metallurgy (Metally)*, 2012, no. 5, pp. 380–388.
8. Gorkunov E.S., Makarov A.V., Zadorkin S.M., Osintseva A.L., Mitropolskaya S.Yu., Burov S.V., Savray R.A., Rogovaya S.A., Rashev Ts.V., Zhekova L. Electromagnetic inspection of phase composition, hardness and wear-resistance of high-nitrogen stainless steels. *Defektoskopiya*, 2012, no. 12, pp. 19–30.
9. Gorynin I.V., Rybin V.V., Malyshevskiy V.A., Kalinin G.Yu., Mushnikova S.Yu., Malakhov N.V., Yampol'skiy V.D. Development of promising funda-

- mentally new corrosion-resistant hull steel, alloyed by nitrogen. *Voprosy materialovedeniya*, 2005, no. 2, pp. 40–54.
10. Bannykh O.A., Blinov V.M., Kostina M.V. Analyses of the evolution of the structure of nitrous corrosion-resistant austenitic steel 06X21AГ10H7MФБ under the thermal deformation and thermal influence. *Voprosy materialovedeniya*, 2006, no. 1, pp. 9–19.
 11. Kalinin G.Yu., Mushnikova S.Yu., Nesterova E.V., Fomina O.V., Kharkov A.A. Studies of structure and properties of high-strength corrosion-resistant nitrogen-bearing steel. *Voprosy materialovedeniya*, 2006, no. 1, pp. 45–53.
 12. Sagaradze V.V., Uvarov A.I., Pecherkina N.L., Malyshevskii V.A., Kalinin G.Yu., Yampol'skii V.D. Structure and mechanical properties of the nitrogen-containing austenitic plate steel 04KH20N6G11AM2BF. *The physics of metals and metallography*, 2006, vol. 102, no. 2, pp. 233–239.
 13. Gorynin I.V., Malyshevsky V.A., Kalinin G.Yu., Mushnikova S.Yu., Bannykh O.A., Blinov V.M., Kostin M.V. Corrosion-resistant high-strength nitrous steels. *Voprosy materialovedeniya*, 2009, no. 3, pp. 7–16.
 14. Malyshevsky V.A., Kalinin G.Yu., Kharkov A.A. Development of high-strength structural steels – since the first experiments up to now. *Voprosy materialovedeniya*, 2011, no. 1, pp. 17–27.
 15. Sagaradze V.V., Pecherkina N.L., Zavalishin V.A., Filippov Yu.I., Mushnikova S.Yu., Kalinin G.Yu. The influence of cooling rate in the interval 1100–800°C on mechanical properties and structure of nitrogen austenite steel. *Voprosy materialovedeniya*, 2011, no. 3, pp. 5–12.
 16. Mushnikova S.Yu., Malyshevskii V.A., Kalinin G.Y., Kostin S.K., Sagaradze V.V., Lillipov Y.I., Kataeva N.V., Zavalishin V.A. Comparative analysis of corrosion cracking of austenitic steels with different contents of nitrogen in chloride- and hydrogen-containing media. *The physics of metals and metallography*, 2015, vol. 116, no. 6, pp. 626–635.
 17. Sagaradze V.V., Kataeva N.V., Mushnikova S.Y., Khar'kov O.A., Kalinin G.Y., Yampol'skii V.D. Structural transformations in hull material clad by nitrogen stainless steel using various methods. *The physics of metals and metallography*, 2014, vol. 115, no. 2, pp. 202–210.
 18. Gavriljuk V.G., Sozinov A.L., Foct J., Petrov Ju.N., Polushkin Yu.A. Effect of nitrogen on the temperature dependence of the yield strength of austenitic steels. *Acta Materialia*, 1998, vol. 46, no. 4, pp. 1157–1163.
 19. Tereshchenko N.A., Shabashov V.A., Uvarov A.I. Specific features of low-temperature phase transformations in nitrogen-containing CR-MN-based steels. *The physics of metals and metallography*, 2010, vol. 109, no. 5, pp. 427–437.
 20. Gorkunov E.S., Putilova E.A., Zadvorkin S.M., Makarov A.V., Pecherkina N.L., Kalinin G.Y., Mushnikova S.Y., Fomina O.V. Behavior of magnetic characteristics in promising nitrogen-containing steels upon elastoplastic deformation. *The physics of metals and metallography*, 2015, vol. 116, no. 8, pp. 838–849.
 21. Linderov M., Segel C., Vinogradov A., Weidner A., Biermann H. Effect of temperature on microstructure evolution in TRIP/TWIP steels during tensile deformation by acoustic emission data. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2013, no. 3, pp. 208–212.
 22. Pierce D.T., Jiménez J.A., Bentley J., Raabe D., Wittig J.E. The influence of stacking fault energy on the microstructural and strain-hardening evolution of Fe–Mn–Al–Si steels during tensile deformation. *Acta Materialia*, 2015, vol. 100, pp. 178–190.
 23. Mosecker L., Pierce D.T., Schwedt A., Beighmohamadi M., Mayer J., Bleck W., Wittig J.E. Temperature effect on deformation mechanisms and mechanical properties of a high manganese C+N alloyed austenitic stainless steel. *Materials Science and Engineering A*, 2015, vol. 642, pp. 71–83.
 24. Fellouse J., ed. *Fraktografiya i atlas fraktogramm* [Fractography and Atlas of Fractographs]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1982. 489 p.

MECHANICAL CHARACTERISTICS OF NITROGEN-CONTAINING AUSTENITIC 04KH20N6G11M2AFB STEEL UNDER STATIC TENSION AT TEMPERATURES FROM -70 TO $+140$ °C

© 2015

R.A. Savrai, PhD (Engineering), Head of laboratory of structural material science
Institute of Engineering Science of Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Yekaterinburg (Russia)
A.V. Makarov, Doctor of Sciences (Engineering), Head of Department of material science,
Head of Laboratory of mechanical
M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Yekaterinburg (Russia)
E.S. Gorkunov, Academician of RAS, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, chief researcher
Institute of Engineering Science of Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Yekaterinburg (Russia)
N.L. Pecherkina, senior researcher
M.N. Mikheev Institute of Metal Physics Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Yekaterinburg (Russia)
S.A. Rogovaya, junior researcher
A.L. Osintseva, PhD (Engineer), senior researcher
Institute of Engineering Science of Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Yekaterinburg (Russia)
G.Yu. Kalinin, PhD (Engineering), Head of Laboratory
S.Yu. Mushnikova, PhD (Engineering), Head of sector
Central Research Institute of Structural Materials "Prometey", Saint Petersburg (Russia)

Keywords: high-nitrogen stainless steel, microstructure, static tension, mechanical properties, fractography.

Abstract: The high values of strength, plasticity, corrosion resistance and tribological properties of austenitic steels of various alloying systems can be reached by alloying of the steels by nitrogen. The danger of brittle fracture of metal products and constructions under different types of volume and contact loading significantly increases during their use in the conditions of low temperatures. However to date so close attention, as to studying mechanical properties of nitrogen-containing steels at the room temperature, was not paid to complex studying of mechanical characteristics (including plasticity, toughness, crack resistance) at negative test temperatures.

The present study comprehensively investigates mechanical properties, fractographic fracture features and microstructural evolution of corrosion-resistant nitrogen-containing 04Kh20N6G11M2AFB steel (with 0.47 wt. % of N) under tensile tests at temperatures from -70 to $+140$ °C. We found the new effect of more intensive growth of strength characteristics of 04Kh20N6G11M2AFB steel with a simultaneous growth of plasticity characteristics in the conditions of tensile testing when lowering test temperature over the range from $+50$ to -70 °C compared to strengthening rate and plasticity characteristics obtained at higher test temperatures (over the range from $+140$ to $+50$ °C). The 04Kh20N6G11M2AFB steel preserves predominantly ductile fracture mode when lowering tensile tests temperature up to -70 °C, which corresponds to the lower bound of the range of negative environmental temperatures.

**ГУМАНИТАРНЫЕ
НАУКИ**

УЧАСТИЕ МОЛОДЕЖИ В СТАНОВЛЕНИИ ГРАЖДАНСКОГО ОБЩЕСТВА КАК ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ПРОБЛЕМА

© 2015

А.А. Бухнер, старший преподаватель кафедры «Социальное управление и организация работы с молодежью»
Международный институт рынка, Самара (Россия)

Ключевые слова: молодежь; гражданское и общественное участие; социальное участие; гражданское общество.

Аннотация: Актуальность выбранного для данной работы вопроса напрямую связана с протекающими в настоящее время социальными изменениями в российском обществе, главным индикатором которых, как правило, является молодежь. Также изучение рассматриваемой нами проблемы представляется важным в связи с продолжающейся дискуссией о сути и динамике гражданского общества в современной России. В данной статье определяются сущностные характеристики участия молодежи в становлении гражданского общества. Теоретическая проблема работы определяется в соответствии с подходом Х. Ортеги-и-Гассета. Таким образом, основной задачей статьи является ответ на вопрос, что такое участие молодежи в становлении гражданского общества. В статье проведен анализ существующих определений со стороны западного и отечественного научного сообщества таких дефиниций, как молодежь, гражданское участие и гражданское общество, отмечена важность изучения классификаций понятия «участие». В результате анализа установлено, что, несмотря на наличие многочисленных работ, посвященных феномену участия, сам термин используется исследователями в различных контекстах и наполняется разным содержанием. Особое внимание в статье уделяется проблеме связи таких ключевых видов участия, как гражданское, политическое, общественное и социальное. По результатам проведенного анализа определена авторская позиция касательно данного вопроса, где участие молодежи в становлении и развитии гражданского общества определяется как применение ряда правил, норм, технологий самоорганизации молодежи социальной направленности, которые, в свою очередь, базируются на добровольном взаимодействии с разного рода акторами и стимулируют обеспечение свободы, равенства и солидарности.

Дискуссии о наличии гражданского общества в России и поиске субъектов, которые должны стать движущей силой такого общества, все чаще привлекают свое внимание к молодежи. Акцент на гражданской активности и установках молодежи является важным элементом исследований состояния современного общества, в силу того что именно молодое поколение, как правило, является главным индикатором социальных изменений. Исторически научный интерес к политической и гражданской активности молодежи носил скорее спонтанный характер, связанный с всплесками вовлечения молодых людей в общественную и политическую жизнь в периоды государственной нестабильности. Однако в последние десятилетия появляются более последовательные и систематические исследования молодежи как полноправного субъекта общества.

Подчеркнем, что в нашем исследовании теоретическая проблема определяется в соответствии с подходом Х. Ортеги-и-Гассета и связана с ответом на вопрос: «Что такое та или иная вещь?.. Что это?» [1]. Иными словами, основная задача данной статьи связана с ответом на вопрос о сущностных характеристиках участия молодежи в становлении гражданского общества. Разумеется, решение этой задачи предполагает понимание сути понятий «молодежь», «общественное и гражданское участие», «гражданское общество».

Заметим, что одним из первых ученых, обративших внимание на специфические социальные черты молодежи, был К. Мангейм, по мнению которого молодежь – это резерв, выступающий на передний план, когда это становится необходимым для приспособления к быстро меняющимся или качественно новым обстоятельствам [2].

В работах В.Т. Лисовского молодежь определялась как поколение людей, проходящих стадию социализации, усваивающих, а в более зрелом возрасте уже усво-

ивших образовательные, профессиональные, культурные и другие социальные функции» [3].

Более детализированное определение рассматриваемому понятию было дано И.С. Коном: «Молодежь – социально-демографическая группа, выделяемая на основе совокупности возрастных характеристик, особенностей социального положения и обусловленных тем и другим социально-психологических свойств» [4].

Крайне важным для нас представляется рассмотрение определения молодежи, сформулированное И.М. Ильинским, по мнению которого молодежь – это социально-демографическая группа, выделяемая на основе совокупности возрастных характеристик, особенностей социального положения и обусловленных тем и другим обстоятельствами социально-психологических свойств, которые определяются уровнем социально-экономического и культурного развития, особенностями социализации в данном обществе» [5].

Что касается нашего понимания рассматриваемой дефиниции, мы определяем молодежь как социально-демографическую группу в возрасте от 14 до 30 лет, выделяемую особенностями социализации, социально-экономического и культурного уровня развития, а также имеющую специфические интересы и ценности.

В конце XX века социологическая наука оказалась в очередной раз перед вызовом. Интенсивность, динамика и глубина социальных трансформаций, затронувшая все глобальное сообщество, «толкнули» социологию в бурную социальную жизнь, предоставив в ее распоряжение «активную» социальную лабораторию. Именно на этот трансформационный период перемен приходится большая часть развития исследований, касающихся участия молодежи в обществе и государстве в целом [6].

Н. Кеннет и Дж. Хейко, анализируя характер общественного и гражданского участия, отметили: «Наряду с человеческим счастьем, демократией, экономическим

благополучием участие является ключевым условием и компонентом жизненного мира современного человека» [7]. Подобной оценки значимости данного социального явления придерживаются многие из современных западных исследователей. Проблема участия изучается в контексте теорий, направленных на исследование развития гражданского общества в целом, добровольчества, социологии повседневности, социальных сетей, социальных движений, социального капитала, демократии, качества государственных услуг и так далее.

В отечественной науке советского периода научное осмысление проблемы участия обсуждалось прежде всего в рамках управления в трудах М.В. Владимирского, П.М. Керженцева, Е.Ф. Розмирович и др. В 80–90-х годах XX века вопросы взаимодействия субъекта и объекта в социальном управлении, а также возможности воздействия объекта на управляющую подсистему рассмотрены в работах А.И. Кравченко, М.Н. Межевича, А.И. Пригожина, В.П. Петрова, Ж.Т. Тощенко, А.В. Тихонова и др. Причем тема «участия граждан» в аспекте территориального развития изучается в конце 70-х – начале 80-х годов XX века урбанистами, социологами города и представлена в работах Н.А. Аитова, А.В. Баранова, Н.Н. Бокарева, А.Э. Гутнова, В. Вишнеренко, В.Л. Хайта, О.Н. Яницкого и др.

Изучение участия граждан в контексте теорий научно обоснованного управления и развития отдельных территорий в 90-х годах представлено в работах таких ученых, как О.Н. Аборвалова, Е.М. Акимкина, А.С. Гаврина, Л.Б. Когана, О.Г. Севана, Е.С. Шомина и др. Возникает интерес отечественных ученых к проблемам становления и развития гражданского общества в России, что находит свое отражение в трудах В.В. Витюка [8], А.Н. Галкина [9], В.В. Гребенникова, Г.Н. Манова, О.Г. Румянцева [10], В.Д. Зорькина [11], Л.С. Мазут, В.А. Кикоть, В.В. Колбановского, А.П. Кочеткова, Ю.С. Красина [12], О.Е. Кутафина, С.Л. Серебрякова, З.М. Черниловского [13] и других авторов.

Несмотря на наличие многочисленных работ, посвященных феномену участия, сам термин используется исследователями в различных контекстах и наполняется разным содержанием. Существует проблема связи таких ключевых видов участия, как гражданское, политическое, общественное, социальное. По мнению И.А. Скалабан, можно отметить следующую тенденцию: чем более организованный и институционально оформленный характер носит та или иная форма участия, чем сильнее в него вовлечены формализованные субъекты, использующие легитимно оформленные технологии (участие в выборах, демонстрациях, деятельности конкретных комитетов и ассоциаций и т. д.), тем меньше разночтений и интерпретаций в исследовательской литературе оно содержит, тем более однозначно характеризуется. И наоборот [7, с. 134].

В широком смысле участие можно определить как реализуемую практику в рамках определенного территориального и социального пространства с присущими ей социальными, культурными, политическими и историческими особенностями. Определенным условием для возникновения участия является общественный интерес. В первую очередь участие возникает при объединении индивидов в сообщества. В данном контексте мы можем говорить о гражданском обществе, которое является своеобразной ареной для коллективных дейст-

вий индивидов, создающих сообщества под влиянием общих идей, интересов и ценностей.

Основную часть исследований «участия молодежи» и определения данного понятия составляют работы, направленные на рассмотрение изучаемого феномена со стороны политического участия. По общему признанию исследователей, ни в отечественной, ни в зарубежной современной научной литературе не существует однозначного определения понятия «политическое участие». На наш взгляд, наиболее универсальное определение данного феномена принадлежит американскому политологу Дж. Нагелю: действия, посредством которых рядовые члены любой политической системы влияют или пытаются влиять на результаты ее деятельности [14].

Одним из наиболее известных и широко изученных с точки зрения терминологии видов участия является гражданское участие, оно нередко определяется как один из принципов гражданского общества. Гражданское участие, с одной стороны, отличается от участия политического (непосредственно связанного с борьбой за власть), но с другой – не может быть отнесено всецело к неполитической сфере. Для гражданского участия характерно большое разнообразие форм и еще большее разнообразие технологий, возникающих в рамках этих форм.

Одной из главных целей гражданского участия является влияние на власть, воздействие на принимаемые в структурах публичной власти решения, и в этом смысле оно неотделимо от политического процесса. Таким образом, формы такого воздействия являются неотъемлемыми составляющими политического процесса.

Обобщая сказанное выше, гражданское участие можно определить как совокупность процедур, правил и структур, которые создают в ходе взаимодействия между гражданами и их группами с другими акторами, для того чтобы граждане могли четко формулировать общие цели и успешно достигать их, решать актуальные социальные проблемы и в итоге реализовывать публичные интересы, способствующие, в том числе, созданию общественных благ [15]. Систематизируя данное определение, мы можем заключить, что гражданское участие – своего рода институт. Согласно теории рационального выбора, под институтами понимаются системы правил, сконструированные рационально действующими индивидами, стремящимися к максимизации своих эгоистических (материальных) интересов. Н. Флигстин постулирует: «институты появляются для того, чтобы помогать разрешать дилеммы коллективного действия» [16]. В свою очередь, институт гражданского участия является средством согласования интересов государства и объединений гражданского общества, инструментом включения граждан в процессы выработки, принятия, реализации и оценки политических решений.

В отличие от гражданского участия, социальное представляет собой горизонтальную активность индивидов, коллективную деятельность людей, направленную на удовлетворение общественного интереса, которую они осуществляют в рамках повседневной жизни.

Методологические и методические подходы к исследованию механизма социального участия рассмотрены в работах К. Берка, М. Боннети, Л. Гинсбурга, В. Де Голежа, П. Макконела, С. Оливьери-Барра, Г. Перкина, А. Тоффлера, Ж. Фресса, М.Т. Фэгенса, Т. Хеймана, А. Этциони, Ф. Юнгера и др. [17].

Вопросы реализации механизма социального участия наиболее широко рассмотрены в работах В.Л. Глазачева, В.С. Дудченко, Т.М. Дридзе, Л.Н. Иваненко, Л.Б. Коган, Б.В. Сазонова, и др. Проблеме социального участия посвящено множество научных публикаций [18], проводятся общероссийские и международные семинары и конференции по данной проблематике [19].

Социальное участие можно подразделить на формальное и неформальное. К формальному социальному участию относятся участие в различных общественных объединениях, органов общественной самодеятельности, добровольческая деятельность и так далее. К неформальному социальному участию относится групповая деятельность людей, направленная на коллективное решение проблем, к такому участию относится: помощь соседям, поддержка местных организаций, взаимная поддержка и другие. Важно понимать, что социальное участие обычно обращается к пространству самой личности, которая по личным убеждениям вовлечена в культурную, социальную и досуговую деятельность, которая, возможно, может иметь мало общего с деятельностью государства и управленческой деятельностью различных организаций. В связи с этим исследователи, изучающие социальное участие, обращают свое внимание на организации, включающие в себя не только деятельность в группе, но также факторы, влияющие на этот процесс: ответственность, обязательства, понимание, преданность и так далее. В результате в контексте социального участия также изучаются различные по виду ролевые отношения индивидов, способствующие вовлечению личности в коллективные связи с сообществом (например, по увлечениям, вероисповеданию).

На сегодняшний день изучение социального участия актуально в контексте вовлечения граждан в содействие социальной активности в сообществах, реализации социально значимых программ, а также привлечения различных категорий социально депривированных граждан (психические больные, пожилые люди) в общественные отношения [7, с. 136].

Что касается общественного участия, то, с одной стороны, по логике вещей, оно тождественно социальному. С другой стороны, в научном дискурсе речь идет о промежуточном положении общественного участия между социальным и гражданским участием. Теоретическая интерпретация дефиниции общественного участия в научном знании слабо структурирована и более размыта из-за того, что оно включает в себя одновременно характеристики обоих понятий, а в некоторых источниках и вовсе определяется как синоним гражданского участия. Так, А. Сунгуров считает, что общественное участие – это непрерывный двунаправленный процесс взаимодействия между гражданами и органом власти (учреждением, ведомством), отвечающим за принятие решения [20]. Среди отличий общественного участия от гражданского А. Сунгуров выделяет отсутствие среди его форм электоральной активности, уклонение от деятельности политических партий и движений, а также от форм протестного участия. Общественное участие предполагает для решения проблем сообщества объединение различных групп заинтересованных сторон для совместной разработки решений сложных вопросов и достижения консенсуса по этим вопросам как внутри сообщества, так и в процессе диалога с властью.

Обратим внимание на то, что существенный вклад в изучение феномена гражданского, социального и общественного участия внесли западные исследователи [21]. В связи с этим одной из сложностей в понимании данных дефиниций являются нюансы перевода. В английском языке социальное участие (social participation), гражданское (civic) и общественное (public) – это три самостоятельных термина, однако при переводе на русский язык социальное участие становится синонимом общественного, поэтому в исследовательских работах существует определенная путаница в терминологии либо же данные понятия не разделяют вовсе. В результате гражданское участие применяется в отношении изучения гражданского общества, общественное участие применяется в исследованиях, посвященных решению проблем в области профессиональных сообществ, анализа способов решения проблем в области образования и экологии, деловых кругов, а социальное участие используется в контексте изучения проблем общественных инициатив, благотворительности и др.

Как подчеркивалось выше, основной ареной для гражданского участия является гражданское общество. В научной литературе само понятие и предназначение формирующегося в России гражданского общества, а также многие иные аспекты этой сложной философской категории ученые рассматривают по-разному. Д. Александер понимает под гражданским обществом некий независимый набор социальных связей сообществ со своими «культурными кодами и нарративами демократической идиомы». Однако в этом случае институты гражданского общества считаются не автономными и независимыми от других сегментов общества, а вступающими с ними во взаимодействие, влияющими и испытывающими их влияние (в том числе государства). При этом мы солидарны с К. Ханном в том, что гражданское общество свободнее апеллирует к моральному сообществу, к проблемам ответственности, доверия и сотрудничества, с которыми сталкиваются все группы [22]. Преимущество такого видения гражданского общества заключается в том, что оно включает в себя «взаимовыгодные объединения», неформальные сети и формы взаимной поддержки.

При этом гражданское общество будет рассмотрено нами как составляющая из трех ключевых частей: пространство между индивидом (семьей) и государством; основанная на частной собственности экономика; набор ценностей и норм, которые включают легитимирующие концепты свободы и демократии.

Гражданское общество, по Ю. Хабермасу, – это пространство между сферами «жизненного мира» и системой (и соответственно, политической и экономической подсистемами) [23]. Продолжая логику определения гражданского общества, нельзя не вспомнить идею дифференциации социальной системы Н. Лумана. Н. Луман прямо не пишет о гражданском обществе как о составляющей социальной системы, но его идея дифференциации социальной системы созвучна идее Дж. Коэна и Э. Арато о том, что гражданское общество представляет собой разновидность утопии – утопию «самоограничения» [24]. Самоограничение понимается как, с одной стороны, автономизация политической, экономической и гражданской сфер. А с другой – как сложная система гражданских, социальных и политических прав,

обусловленных современной дифференциацией общества [25]. И гражданское общество, таким образом, является некоторым контекстом, индикатором пространства свободы – как свободы самоопределения, так и свободы коммуникации различных социальных подсистем.

Резюмируя сказанное выше относительно сущностных характеристик участия молодежи в становлении гражданского общества, подчеркнем, что для нас гражданское общество – это сфера солидарности, система гражданских, социальных и политических прав, состоящая из трех ключевых частей: пространство между индивидом и государством; основанная на частной собственности экономика; набор ценностей и норм, которые включают легитимирующие концепты свободы и демократии. В развитии данных сфер принимает участие и молодежь, определение место и роли которой в данном процессе – одна из серьезных исследовательских и практических проблем.

Решение этой проблемы предполагает необходимость определиться с сущностью феномена гражданского участия, под которым мы понимаем основной принцип гражданского общества, совокупность процедур, правил и структур, которые создаются в ходе взаимодействия между гражданами и их группами с другими акторами для последующего согласования интересов государства и объединений гражданского общества.

В свою очередь, участие молодежи в становлении и развитии гражданского общества, по нашему мнению, – это применение ряда правил, норм, технологий самоорганизации молодежи социальной направленности, которые, в свою очередь, базируются на добровольном взаимодействии с разного рода акторами и стимулируют обеспечение свободы, равенства и солидарности.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ортега-и-Гассет Х. Что такое философия? М.: Наука, 1991. 405 с.
2. Мангейм К. Диагноз нашего времени // Хрестоматия по социологии / сост. К.М. Аверьянов. М.: Просвещение, 2009. С. 412–461.
3. Лисовский В.Т., Лисовский А.В. Социализация молодежи // Возрастная психология. Детство, отрочество, юность. М.: Гардарики, 2000. С. 532–534.
4. Кон И.С. Социология молодежи // Краткий словарь по социологии. М.: СПбГУ, 1988. С. 173.
5. Ильинский И.М. О молодежи и молодежной политике // Социально-гуманитарные знания. 2007. № 5. С. 158–172.
6. Карпова Т.П., Лукс Г.А., Асташина Е.Е., Бухнер А.А., Говердовская И.Н. Исследование повседневного знания современной молодежи в вопросах религии // Современные проблемы науки и образования. 2014. № 4. С. 73.
7. Скалабан И.А. Социальное, общественное и гражданское участие: к проблеме осмысления понятий // Вестник Томского государственного университета. Философия. Социология. Политология. 2011. № 1. С. 130–139.
8. Витюк В.В. Становление идеи гражданского общества и ее историческая эволюция. М.: Институт социологии РАН, 1995. 91 с.
9. Галкин А.Н. Гражданское общество: пути к стабильности // Диалог. 1992. № 3. С. 71–79.

10. Румянцев О.Г. Основы конституционного строя России. М.: Юрист, 1994. 288 с.
11. Гражданское общество и правовое государство: предпосылки формирования / отв. ред. Г.Н. Манов. М.: ИГПАН, 1991. 119 с.
12. Гаджиев К.С. Концепция гражданского общества: идейные истоки и вехи формирования // Вопросы философии. 1991. № 7. С. 19–35.
13. Черниловский З.М. Гражданское общество: опыт исследования // Государство и право. 1992. № 6. С. 142–151.
14. Nagel J.H. Participation. New York: Prentice-Hall, 1987. 194 p.
15. Какабадзе Ш.Ш., Зайцев Д.Г., Звягина Н.А., Карастелев В.Е. Институт гражданского участия: проверка деятельностью субъектов // Полис. Политические исследования. 2011. № 3. С. 88–108.
16. Флигстин Н. Поля, власть и социальные навыки: критический анализ новых институциональных течений // Экономическая социология. 2001. Т. 2. № 4. С. 28–55.
17. Симашенков П.Д. Марксистская концепция отмирания государства и будущее российского чиновничества // Гуманитарные научные исследования. 2015. № 3. С. 29–32.
18. Мерзляков А.А. Гражданское социальное участие как универсальная технология социального управления (на материалах разработки и реализации градостроительных проектов) : дис. ... канд. социол. наук. М., 2007. 215 с.
19. Севан О.Г. Социальное участие при разработке и реализации программ регионального развития (теоретические и практические подходы) // Материалы Всерос. науч.-практ. конференции. М., 2005. С. 34–36.
20. Сунгуров А. Общественное участие как условие формирования гражданского общества. URL: prof.msu.ru/publ/conf/conf05.htm.
21. Brodie E., Cowling E., Nissen N., Paine A.E., Jochum V., Warburton D. Understanding participation: A literature review. London: Institute for Volunteering Research, 2009. 50 p.
22. Борисевич М.М. Проблемы формирования гражданского общества и их разрешение // Современная наука: актуальные проблемы теории и практики. Серия: Экономика и право. 2012. № 5-6. С. 69–72.
23. Hann C. Farewell to the socialist “other” // Postsocialism. Ideals, ideologies and practices in Eurasia. London: Routledge, 2002. P. 1–11.
24. Фливерберг Б. Хабермас и Фуко – теоретики гражданского общества // Социологические исследования. 2000. № 2. С. 127–136.
25. Чумак В.Г., Горбунова О.А., Петрова С.А. Управление мотивациями государственных гражданских служащих при формировании резерва управленческих кадров // Современные проблемы науки и образования. 2014. № 6. С. 549.

REFERENCES

1. Ortega y Gasset J. *Chto takoe filosofiya?* [What is philosophy?]. Moscow, Nauka Publ., 1991. 405 p.
2. Mangeym K. Diagnosis of our time. *Khrestomatiya po sotsiologii*. Moscow, Prosveshchenie Publ., 2009, pp. 412–461.

3. Lisovsky V.T., Lisovsky A.V.. Socialization of youth. *Vozrastnaya psikhologiya. Detstvo, otrochestvo, yunost*. Moscow, Gardariki Publ., 2000, pp. 532–534.
4. Kon I.S. Sociology of youth. *Kratkiy slovar po sotsiologii*. Moscow, SPbGU Publ., 1988, p. 173.
5. Ilyinsky I.M. About youth and youth policy. *Sotsialno-gumanitarnye znaniya*, 2007, no. 5, pp. 158–172.
6. Karpova T.P., Luks G.A., Astashina E.E., Bukhner A.A., Goverdovskaya I.N. The study of everyday knowledge of modern youth in matters of religion. *Sovremennye problemy nauki i obrazovaniya*, 2014, no. 4, p. 73.
7. Skalaban I.A. Social, Public and Civil Participation: the Problem of Conceptual Understanding and Misunderstanding. *Vestnik Tomskogo gosudarstvennogo universiteta. Filosofiya. Sotsiologiya. Politologiya*, 2011, no. 1, pp. 130–139.
8. Vityuk V.V. *Stanovlenie idei grazhdanskogo obshchestva i ee istoricheskaya evolyutsiya* [The formation of the civil society concept and its historical evolution]. Moscow, Institut sotsiologii RAN Publ., 1995. 91 p.
9. Galkin A.N. Civil Society: Towards Stability. *Dialog*, 1992, no. 3, pp. 71–79.
10. Romyantsev O.G. *Osnovy konstitutsionnogo stroya Rossii* [Fundamentals of the constitutional structure of Russia]. Moscow, Yurist Publ., 1994. 288 p.
11. Manov G.N., ed. *Grazhdanskoe obshchestvo i pravovoe gosudarstvo: predposylki formirovaniya* [Civil society and the legal state: prerequisites for their development]. Moscow, IGPAN Publ., 1991. 119 p.
12. Gadzhiev K.S. The concept of civil society: the ideological origins and development milestones. *Voprosy filosofii*, 1991, no. 7, pp. 19–35.
13. Chernilovsky Z.M. Civil society: research experience. *Gosudarstvo i pravo*, 1992, no. 6, pp. 142–151.
14. Nagel J.H. *Participation*. New York, Prentice-Hall, 1987. 194 p.
15. Kakabadze Sh.Sh., Zaytsev D.G., Zvyagina N.A., Karastelyov V.E. The Institution of Civil Participation: Checking up by the Entities' Activity. *Polis. Politicheskie issledovaniya*, 2011, no. 3, pp. 88–108.
16. Fligstin N. Fields, power and social skills: critical analysis of the new institutional trends. *Ekonomicheskaya sotsiologiya*, 2001, vol. 2, no. 4, pp. 28–55.
17. Simashenkov P.D. Marxist concept of withering away of the state and the future of Russian officialdom. *Gumanitarnye nauchnye issledovaniya*, 2015, no. 3, p. 29–32.
18. Merzlyakov A.A. *Grazhdanskoe sotsialnoe uchastie kak universalnaya tekhnologiya sotsialnogo upravleniya (na materialakh razrabotki i realizatsii gradostroitelnykh projektov)*. Diss. kand. sotsiol. nauk [Civil social participation as a universal technology of social management (on the materials of development and implementation of urban projects)]. Moscow, 2007. 215 p.
19. Sevan O.G. Social participation in development and implementation of regional development programs (theoretical and practical approaches). *Materialy Vseros. nauchno-prakt. konferentsii*. Moscow, 2005, pp. 34–36.
20. Sungurov A. Public participation as a condition for civil society development. URL: prof.msu.ru/publ/conf/conf05.htm.
21. Brodie E., Cowling E., Nissen N., Paine A.E., Jochum V., Warburton D. *Understanding participation: A literature review*. London, Institute for Volunteering Research, 2009. 50 p.
22. Borisevich M.M. Problems of formation of civil society and their resolution. *Sovremennaya nauka: aktualnye problemy teorii i praktiki. Seriya Ekonomika i pravo*, 2012, no. 5-6, pp. 69–72.
23. Hann C. Farewell to the socialist “other”. *Postsocialism. Ideals, ideologies and practices in Eurasia*. London, Routledge, 2002, pp. 1–11.
24. Flivberg B. Habermas and Foucault: theoreticians of civil society. *Sotsiologicheskie issledovaniya*, 2000, no. 2, pp. 127–136.
25. Chumak V.G., Gorbunova O.A., Petrova S.A. Motivation management of civil servants in the formation of managerial succession pool. *Sovremennye problemy nauki i obrazovaniya*, 2014, no. 6, p. 549.

INVOLVEMENT OF YOUTH INTO CIVIL SOCIETY DEVELOPMENT AS A THEORETICAL PROBLEM

© 2015

A.A. Bukhner, senior lecturer of Chair “Social Management and Organization of Working with Youth”
International Market Institute, Samara (Russia)

Keywords: youth; civic involvement; social involvement; civil society.

Abstract: The importance of the issue reflected in the paper is directly related to the social changes currently occurring in Russian society, the main indicator of which, as a rule, is youth. Moreover, the study of the issue is important in connection with the ongoing debate about the nature and dynamics of the civil society in modern Russia. This paper defines the essential characteristics of youth involvement into civil society development. Theoretical problem of the work is determined by the approach of H. Ortega-and-Gasset. Thus, the main objective of the paper is to answer the question – what the involvement of youth into civil society development is. The paper analyzes the existing definitions within the Western and domestic scientific community of such concepts as youth, civic involvement and civil society; emphasizes the importance of studying the classification of the “participation” concept. The analysis discovered that, despite numerous works devoted to the phenomenon of involvement, the term itself is used by researchers in different contexts, and is filled with different contents. Particular attention is paid to the problem of relation between the key types of involvement, such as civic, political, public and social. Following the results of the analysis, the author has determined her position concerning this issue, where youth involvement in the civil society development is defined as the introduction of a number of rules, regulations, and self-organizing technology for youth, which in their turn are based on the voluntary co-operation with all sorts of actors and stimulate freedom, equality and solidarity ensuring.

МЕХАНИЗМ СИСТЕМНОГО УПРАВЛЕНИЯ ИННОВАЦИОННЫМ РАЗВИТИЕМ

© 2015

И.А. Квасов, кандидат технических наук, доцент, доцент кафедры «Управление проектами»
Международный университет природы, общества и человека «Дубна», г. Дубна (Россия)

Ключевые слова: экономика знаний; тройная спираль; управленческие функции; взаимодействие субъектов экономики.

Аннотация: Статья посвящена проблематике инновационного постиндустриального развития. Цель исследования: на основе анализа форм взаимодействия субъектов экономики разработать универсальную методику управления инновационным развитием. В соответствии с поставленной целью определены задачи: провести анализ связей между элементами социально-экономической системы в зависимости от общественного и институционального развития; выявить наиболее адекватный подход к формированию комплексных отношений; разработать методику управления процессами инновационного развития; апробировать предлагаемую схему в подсистеме регионально-отраслевого управления. В результате исследования разработана методика управления инновационным развитием, которая реализована в виде программного продукта и апробирована в системе управления региональной энергетикой. По мнению автора, для современного российского общества наиболее эффективной формой взаимодействия является «тройная спираль». При такой схеме три института: государство, наука и бизнес – на основе равноправных отношений, определенных в контракте, частично реализуют управленческие функции друг друга. Сложности взаимоотношений возникают вследствие разных целей и критериев их достижения как у разных институтов, так и в зависимости от уровня управления. В качестве решения проблем сложных систем управления предложен объектно-ориентированный подход с попарным сопоставлением альтернатив. Такая схема, по мнению автора, позволяет с одной стороны четко формализовать процесс принятия решений, а с другой – решается психологическая проблема: человек не может эффективно сопоставить большое количество альтернатив. Автор склонен считать, что лучше, чтобы на каждом шаге сопоставления человеку пришлось сравнивать не более двух альтернатив. Данный подход формализован в виде программного комплекса, апробирован в системе управления региональной энергетикой. В настоящее время внедряется в систему управления прикладными исследованиями. В работе обоснованы проблемы управления прикладной наукой, которые обусловлены разными этапами формирования научного знания, а также разными критериями оценки. Именно объектно-ориентированный подход позволит разрешить сложные, а подчас и антагонистические противоречия.

ВВЕДЕНИЕ

Объективное развитие, как науки, так и производства, появляется в огромном количестве синтетических направлений междисциплинарного и межотраслевого характера. Сложные и взаимообусловленные процессы, протекающие в современном мире, породили многочисленные подходы к объяснению причин движущих сил и последствий эволюции. Однако большинство из них сходятся на том, что главным ресурсом экономического роста становится накопленный запас знания [1–3].

Хотя многие научные направления часто не согласовываются друг с другом и не образуют целостной концепции мира, а тем более роста, но сторонники разных теорий проявляют удивительное единство в отношении некоторых свойств новой модели развития, главным признаком которой является нелинейность. Это проявляется в быстром, иногда в виде скачка, качественном преобразовании. Такие переходы возможны только при наличии соответствующей базы и прежде всего модернизированной инфраструктуры – необходимого условия для всех изменений. Ключевую роль здесь должно играть государство, именно оно отвечает за инфраструктуру, а также имеет все полномочия управления, определяя направления и правила развития национальной экономики. Иногда, правда, возможны партнерские отношения с частным бизнесом, но все-таки право первого хода (определяющего правила игры) принадлежит государству.

Можно много дискутировать по поводу форм и степени взаимодействия субъектов экономических отно-

шений, но важно понять, что в результате эпохальных изменений государство хотя и играет ключевую, но отнюдь не «руководящую и направляющую» роль в модернизации. На наш взгляд, это обусловлено, по крайней мере, двумя фундаментальными причинами [4]:

- государство не может создавать новые знания – ключевой элемент системного развития;
- бюрократическая структура государственного устройства не способна адекватно воспринимать изменения требований рынка.

Вследствие вышеизложенного возникает постановка задачи исследования: разработать механизм формирования научного знания, адекватный современным условиям глобального экономического кризиса, а также внутренним проблемам, связанным с невозможностью получения новых технологий.

Особый тип системных связей при формировании «продуктов экономики», показанный на рисунке 1, предусматривает четкое разграничение функций отдельных институциональных сфер (субъектов экономических отношений) строго в пределах их полномочий [5]. Эта модель основывается на доминирующей роли рынка, где государство, в общем-то, отказывается от выполнения функции директивного контроля и единственного источника финансирования. Выделяя приоритеты развития в различных секторах экономики, государство устанавливает цели социального и политического характера, для достижения которых необходимы наука и работающие технологии, но снижает объемы финансирования при повышении интенсивности

внедренческой деятельности и рыночной активности фирм. В этом случае государство не участвует в распределении прибылей [5].

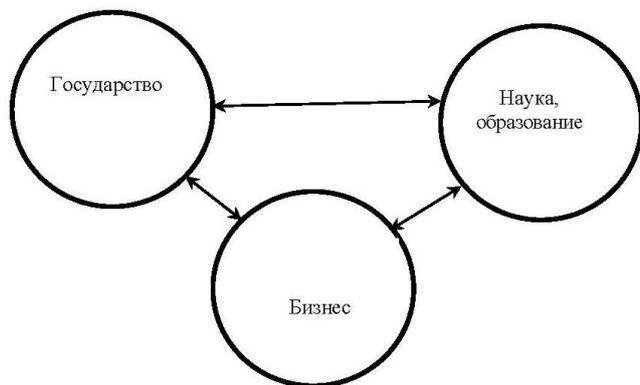


Рис. 1. Вариант взаимодействия субъектов экономических отношений

Третья форма связей появилась как отклик на новые экономические реалии, когда наряду с провалами государства в инновационной сфере учитываются и провалы рынка. Новая синтетическая модель «тройной спирали», представленная на рисунке 2, основана на координации деятельности участников экономических отношений (в частности, инновационного процесса), которые создают гибкие организационные формы взаимодействия и часто выполняют новые, для каждого из них, функции, позволяющие восполнять провалы рынка.



Рис. 2. Институциональное взаимодействие по модели «тройной спирали»

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Механизм развития по «тройной спирали» [6] констатирует, что в обществе, основанном на научном знании, характерно усиление роли взаимодействия университетов (науки и образования) с промышленностью (бизнесом) и правительством (государством). Три этих института объективно стремятся к сотрудничеству, при этом инновационный продукт естественным путем происходит из данного взаимодействия, а не по инициативе какого-либо элемента. В дополнение к традиционным сферам управления каждый из трех подсистем частично бе-

рет на себя полномочия и ответственность другого. Институты, способные выполнять нетрадиционные для себя управленческие задачи, становятся наиважнейшим источником знаний, порождающих инновационные продукты и технологии. Все отношения в модели «тройной спирали» регулируются контрактами, гарантирующими стабильное взаимодействие [7].

Данная схема взаимодействия может быть реализована в любом регионе и отрасли народного хозяйства. Авторами [8] на ее основании была предложена модель организации системного управления в региональной энергетике. Представлена последовательность формирования целей с возможностью изменения критериев. В работе [9] представлена программная реализация процессов управления.

Управление, в целом, ориентировано на оптимизацию деятельности организаций, входящих в «тройную спираль», с целью получения выгод от взаимодействия. Одной из особенностей систем поддержки принятия решений (СППР) в таких многоуровневых организациях является возможность перехода от целей нижних уровней к целям, выдвигаемым на верхних уровнях, а также поддержка гибкого аппарата взаимосвязанных критериев, позволяющих оценить достижение заявленных целей для каждого уровня [10].

Под «продуктом деятельности» могут пониматься как определенные инвестиционные проекты, имеющие целью выпуск новой продукции, получение прибыли, расширение производства и требующие отвлечения материальных, финансовых и трудовых ресурсов, так и мероприятия организационного характера, которые могут и не вовлекать использование кредитов. Например, в качестве мероприятия может выступать расширение или сокращение кадрового состава, увеличение или снижение продолжительности рабочей недели, переход на новую систему оплаты труда и так далее. В данном случае целью может служить формирование корпоративной культуры, повышение социальной удовлетворенности сотрудников или увеличение производительности труда [11].

Для каждого уровня целей лицо, принимающее решение (ЛПР), используя методы объектного моделирования, создает соответствующий тип. Множество атрибутов каждого типа обязательно содержит атрибуты-критерии, значения которых (оценки) позволяют предпочесть один экземпляр объекта данного типа другому.

Пользователь формирует бинарную структуру дерева целей. За каждым узлом нижнего уровня стоит исходный набор проектов, из которого следует выбрать напряженные элементы. За узлами верхних уровней располагаются таблицы агрегирования, содержащие экземпляры соответствующих объектов.

После построения дерева ЛПР назначает узлам графа типы объектов, которые будут содержаться в сопоставляемых таблицах агрегирования [12].

Назначаются ключевой атрибут и порядок сортировки объектов нижнего уровня на осях таблицы агрегирования более высокого уровня (для левой связи – на оси OY , для правой – на оси OX).

Определяется ключевой атрибут для объектов таблицы агрегирования текущего уровня, на основе значений которого будет определяться вхождение объектов в напряженный набор.

При помощи встроенного математического аппарата Advisor 7.0 создаются правила вычисления значений атрибутов экземпляров объектов таблиц агрегирования.

Пользователь заполняет таблицы агрегирования объектами или нуль-указателями. При этом таблицы исходных критериев представляют собой одномерные массивы, длина которых задается пользователем, а таблицы агрегированных критериев – двумерные матрицы, размер которых вычисляется на основе размерностей массивов предшествующих уровней, а также наличия в них не null-объектов.

Вызывается перерасчет схемы.

На наш взгляд, указанные проблемы будут смягчены при системном управлении прикладной наукой [13–15].

Известно, что прикладная наука состоит из трех последовательно расположенных частей: исследовательской, конструкторской и внедренческой. Результатом первой должен быть проект, второй – модель (прототип), а третьей – организация производства. В настоящий момент прикладные работы в большинстве секторов экономики несвязанны, а иногда и совсем обособлены [16–18]. Типичный пример: проектировщик совершенно не знает того, кто будет заниматься конструированием, какими возможностями располагает субъект, находящийся на следующем этапе процесса. Как результат – замечательный проект, на который было потрачено значительное количество ресурсов, оказывается нереализованным.

Советский опыт организации науки, в принципе, может быть частично использован при формировании относительно несложных продуктов или технологий, скорее всего, на уровне кластера, может быть, даже отрасли. Однако он не подходит для решения сложных, взаимосвязанных системных задач. Причин здесь множество, и в частности, отсутствие управленческих структур. В СССР интеграционные функции выполняло две организации – Госплан и Государственный комитет по науке и технике, где первая отвечала за ресурсную, а вторая за содержательную части. Таким образом, общими усилиями была выстроена вполне эффективная работа. Сейчас таких субъектов управления нет, их воссоздание очень сложная и затратная задача и, скорее всего, совершенно нецелесообразная.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Представленная методика была реализована в системе управления региональной энергосистемой Алтайского края и Восточно-Казахстанской области Республики Казахстан [18–20]. В настоящее время проходит апробацию в системе управления рядом проектов в особой экономической зоне (ОЭЗ) «Дубна». Предварительные оценки показывают, что по механизму «тройной спирали» может быть организовано и взаимодействие в фундаментальной науке, а также связь между теоретическим блоком и прикладным, только механизмы формирования финансовых потоков более сложные.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В целом организация функционирования системного управления в любой сфере деятельности – задача вполне решаемая. Потенциал российского общества вполне позволяет ее осуществить, только нужно больше положительных примеров, люди должны видеть

практическую реализацию, ведь у нас «страна примеров», наш человек склонен подражать.

В свете современных проблем – недостаточной (или полного отсутствия) стратегической направленности управления, ограниченности финансирования практически всех направлений развития, невозможности получения современных технологий (из-за санкций) – представленный подход может быть реализован в прикладной науке в целом.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Дежина И.Г., Киселева В.В. Государство, наука и бизнес в инновационной системе России. М.: ИЭПП, 2008. 227 с.
2. Желнина Е.В. Социальная технология подготовки персонала как фактор инновационной активности промышленного предприятия. Тольятти: Технокомплект, 2015. 265 с.
3. Бондарева М.В., Квасов И.А. Эколого-экономический механизм регулирования экспорта электроэнергии // Проблемы трансграничного загрязнения территорий: материалы Междунар. Казахстанско-Российской науч.-практ. конф. Усть-Каменогорск, 2004. С. 172–175.
4. Желнина Е.В. Синергетическая модель инновационной активности современного промышленного предприятия // Евразийское научное объединение. 2015. Т. 2. № 2-2. С. 239–241.
5. Желнина Е.В. Наука и образование как факторы инновационной активности промышленных предприятий // Азимут научных исследований: педагогика и психология. 2015. № 1. С. 74–78.
6. Квасов И.А. Моделирование размещения объектов энергетики с учетом инвестиционной привлекательности регионов России и Казахстана. М.: Научные технологии, 2014. 210 с.
7. Квасов И.А., Бутурлакина Е.Г. Рейтинг инвестиционной привлекательности регионов стран Таможенного Союза // Вестник Российского Нового Университета. 2014. № 2. С. 152–162.
8. Фетисова М.М., Хозяинов М.С., Квасов И.А. Определение эффективности наставничества с помощью KPI // Современные проблемы науки и образования. 2014. № 6. С. 386.
9. Желнина Е.В. Феномен общественного воспроизводства как фактор инновационной активности промышленных предприятий // Научно-методический электронный журнал Концепт. 2015. № 3. С. 111–115.
10. Zhelnina E., Zhelnin O. Attitude of Industrial Enterprises Employees to Innovations // Modern European Researches. 2014. № 1. P. 36–39.
11. Желнина Е.В. Теоретико-методологический анализ понятия инновации в изучении инновационной активности промышленного предприятия // ПОИСК: Политика. Обществоведение. Искусство. Социология. Культура. 2014. № 3. С. 7–15.
12. Каплински Р. Распространение положительного влияния глобализации: анализ «цепочек» приращения стоимости // Вопросы экономики. 2003. № 10. С. 4–26.
13. Гафт М.Г. Принятие решений при многих критериях. М.: Знание, 1979. 80 с.

14. Воронов А., Буряк А. Кластерный анализ – база управления конкурентоспособностью на макроуровне // *Маркетинг*. 2003. № 1. С. 11–20.
15. Березин В.В. Стратегия обеспечения экономической безопасности бизнеса // *Вестник Российского Нового Университета*. 2013. № 2. С. 120–124.
16. Шпилькина Т.А. Проблемы финансирования венчурного бизнеса в России // *Вестник Российского Нового Университета*. 2013. № 2. С. 53–55.
17. Орлов А.И., Федосеев В.Н. Менеджмент в техносфере. М.: Академия, 2003. 384 с.
18. Компьютерно-интегрированные производства и CALS-технологии в машиностроении. М.: Федеральный информационно-аналитический центр оборонной промышленности, 1999. 510 с.
19. Березин В.В. Методы системного анализа при решении проблем управления экономической безопасностью // *Вестник академии*. 2010. № 4. С. 97–99.
20. Сидоров И.А. Проблемы энергетики Восточного Казахстана. Барнаул: Изд-во Алтайск. ун-та, 2013. 160 с.
7. Kvasov I.A., Buturlakina E.G. The Rating of investment attractiveness of regions of the Customs Union. *Vestnik Rossiyskogo Novogo Universiteta*, 2014, no. 2, pp. 152–162.
8. Fetisova M.M., Khozyainov M.S., Kvasov I.A. Determination of efficiency of mentoring by means of KPI. *Sovremennye problemy nauki i obrazovaniya*, 2014, no. 6, pp. 386.
9. Zhelnina E.V. Phenomenon of public reproduction as factor of innovative activity of the industrial enterprises. *Nauchno-metodicheskiy elektronny zhurnal Kontsept*, 2015, no. 3, pp. 111–115.
10. Zhelnina E., Zhelnin O. Attitude of Industrial Enterprises Employees to Innovations. *Modern European Researches*, 2014, no. 1, pp. 36–39.
11. Zhelnina E.V. Theoretical and methodological analysis of the concept of innovation in the study of innovative activity of industrial enterprises. *POISK: Politika. Obshchestvovedenie. Iskusstvo. Sotsiologiya. Kultura*, 2014, no. 3, pp. 7–15.
12. Kaplinsky R. Spreading the gains of globalization: what can be learned from value chain analysis. *Voprosy ekonomiki*, 2003, no. 10, pp. 4–26.
13. Gaft M.G. *Prinyatie resheniy pri mnogikh kriteriyakh* [Decision making with multiple criteria]. Moscow, Znanie Publ., 1979. 80 p.
14. Voronov A., Buryak A. Cluster analysis – the basis for managing competitiveness on the macrolevel. *Marketing*, 2003, no. 1, pp. 11–20.
15. Berezin V.V. Strategy of economic safety assurance in business. *Vestnik Rossiyskogo Novogo Universiteta*, 2013, no. 2, pp. 120–124.
16. Shpilkina T.A. Issues on financing venture business in Russia. *Vestnik Rossiyskogo Novogo Universiteta*, 2013, no. 2, pp. 53–55.
17. Orlov A.I., Fedoseev V.N. *Menedzhment v tekhnosfere* [Management in technosphere]. Moscow, Akademiya Publ., 2003. 384 p.
18. *Kompyuterno-integrirovannye proizvodstva i CALS-tekhnologii v mashinostroyenii* [Computer-integrated manufacturing and CALS technologies in mechanical engineering]. Moscow, Federalny informatsionno-analiticheskiy tsentr oboronnoy promyshlennosti Publ., 1999. 510 p.
19. Berezin V.V. Methods of system analysis in solving management issues in economic security. *Vestnik akademii*, 2010, no. 4, pp. 97–99.
20. Sidorov I.A. *Problemy energetiki Vostochnogo Kazakhstana* [Energetics issues of Eastern Kazakhstan]. Barnaul, Altayskiy universitet Publ., 2013. 160 p.

REFERENCES

1. Dezhina I.G., Kiseleva V.V. *Gosudarstvo, nauka i biznes v innovatsionnoy sisteme Rossii* [Government, science and business in innovational system of Russia]. Moscow, IEPP Publ., 2008. 227 p.
2. Zhelnina E.V. *Sotsialnaya tekhnologiya podgotovki personala kak faktor innovatsionnoy aktivnosti promyshlennogo predpriyatiya* [Social technology in personnel training as a factor of the industrial enterprise innovative activity]. Togliatti, Tekhnokomplekt Publ., 2015. 265 p.
3. Bondareva M.V., Kvasov I.A. Ecological and economic mechanism of electric power export regulation. *Materialy Mezhdunar. Kazakhstansko-Rossiyskoy nauch.-prakt. konf. "Problemy transgranichnogo zagryazneniya territoriy"*. Ust-Kamenogorsk, 2004, pp. 172–175.
4. Zhelnina E.V. Synergetic model of the modern industrial enterprise innovative activity. *Evrasiyskoe nauchnoe ob'edinenie*, 2015, vol. 2, no. 2-2, pp. 239–241.
5. Zhelnina E.V. Science and education as factors of innovative activity of the industrial enterprises. *Azimet nauchnykh issledovaniy: pedagogika i psikhologiya*, 2015, no. 1, pp. 74–78.
6. Kvasov I.A. *Modelirovanie razmeshcheniya obyektov energetiki s uchetom investitsionnoy privlekatelnosti regionov Rossii i Kazakhstana* [Modeling of power object placement subject to the investment advantages of the regions in Russia and Kazakhstan]. Moscow, Nauchnye tekhnologii Publ., 2014. 210 p.

MECHANISM FOR SYSTEM MANAGEMENT OF INNOVATIVE DEVELOPMENT

© 2015

I.A. Kvasov, PhD (Engineering), Associate Professor, assistant professor of the chair “Project Management”
Dubna International University for Nature, Society and Man, Dubna (Russia)

Keywords: knowledge economics; the triple spiral; management functions; the interaction of economy agents.

Abstract: The paper researches the issues of post-industrial innovative development. The objective of the research is to create a universal methodology of innovation development management based on the analysis of interaction forms between economy entities. According to the abovementioned objective, a few tasks have been set – to analyze links between the elements of social and economic system conditional on social and institutional development; to explore the most relevant approach to development of complex relations; to create methodology of management of innovation development processes; to test the proposed scheme in subsystem of regional sectoral management. As a result of the research, a methodology of management of innovation development has been created and implemented in the form of software application, and tested in the system of regional power industry management. The analysis of modern theories has shown that a “triple spiral” interaction proves to be the most relevant to modern Russian conditions; with this approach the process of socio-economic development of society is determined by three elements: science, government and business. These institutions are acting on the principle of equitable relations outlined in a contract, and partially perform each other’s functions. Difficulties arise from the consequences of different objectives and criteria of their achievement, not only between the institutions but also depending on the management level. As a solution to the problems of complex systems management, the author offers object-oriented approach with pairwise comparison of alternatives. Such a scheme, in author’s opinion, allows on the one hand to clearly formalize the decision-making process, and on the other hand a psychological problem is solved – a person cannot effectively compare a large number of alternatives. The author considers that a person should only compare not more than two alternatives. This approach is formalized in the form of software application, tested in the management system of regional energy sector. The approach is currently implemented in the management system of applied research. The paper justifies the management issues of applied science, which are subject to different stages of formation of scientific knowledge, as well as various evaluation criteria. It is the object-oriented approach that will resolve the complex and sometimes antagonistic contradictions.

ВЕРБАЛИЗАЦИЯ СУБЪЕКТА В АКАДЕМИЧЕСКОМ ДИСКУРСЕ

© 2015

О.А. Крапивкина, кандидат филологических наук, доцент, доцент кафедры «Иностранные языки»
Иркутский национальный исследовательский технический университет, Иркутск (Россия)

Ключевые слова: академический дискурс; языковые средства; дискурсивная роль субъекта дискурса; вербализация субъекта дискурса.

Аннотация: В статье рассматриваются языковые единицы, участвующие в репрезентации автора на материале текстов сорока научных статей по направлению «Гуманитарные науки», опубликованных в англоязычных и русскоязычных журналах, объемом десять-двенадцать тысяч слов каждая. В работе выделяются три дискурсивные роли субъекта академического дискурса, репрезентированные с помощью различных языковых единиц: субъект-исследователь, субъект-аналитик, субъект-представитель. В статье представлен сравнительный анализ частоты использования языковых маркеров субъекта в англоязычных и русскоязычных научных текстах. В ходе исследования выявлено, что русскоязычные авторы предпочитают репрезентировать себя с помощью местоимений 1-го лица множественного числа, а также имплицировать свое присутствие в дискурсе в бессубъектных конструкциях. В англоязычном дискурсе нередко можно встретить субъекта, эксплицированного местоимениями 1-го лица единственного числа, но наиболее частотным маркером является имплицированный субъекта персонифицированный объект. Таким образом, тенденция скрыть свое присутствие, придав дискурсу объективный характер, свойственна и англоязычному, и русскоязычному академическим сообществам. В статье применяются методы количественного и качественного анализа языковых средств вербализации субъекта в научном дискурсе, а также компаративный анализ способов репрезентации субъекта в англоязычном и русскоязычном научном дискурсах. Исследование имеет практическую ценность для российских авторов, которые планируют публиковать свои научные работы в англоязычных журналах, поскольку следование конвенциям англоязычного академического сообщества предполагает выбор принятых в нем способов презентации в научных работах.

Академический дискурс представляет собой не только совокупность высказываний о результатах того или иного исследования. В нем обнаруживается авторская позиция, взгляды исследователя, попытки установления контакта с читательской аудиторией, обращение к научному сообществу. Данные цели реализуются с помощью различных языковых средств, которые субъект дискурса использует для своей вербализации: местоимений 1-го лица единственного и множественного числа, дескрипций, бессубъектных конструкций и конструкций с персонифицированным объектом [1].

Способы вербализации авторов академических текстов можно отнести к спорным вопросам, особенно разногласия вызывает необходимость употребления местоимения 1-го лица единственного числа для репрезентации автора научной статьи. Распространена точка зрения о том, что личные местоимения субъективизируют высказывания, ставят под сомнение их достоверность, лишают научности, отвлекают от анализа данных, смещая коммуникативный фокус высказывания на личность автора [2], в то время как бессубъектные конструкции позволяют продуцировать непредвзятые высказывания [3–6]. Другие исследователи полагают, что замена личных высказываний бессубъектным пассивом приводит к созданию громоздких синтаксических конструкций. Личные местоимения – способ вербализации степени участия субъекта в исследовании [7], ценная стратегия, позволяющая автору представить результаты более убедительными [8; 9], выразить свою точку зрения и организовывать дискурс [10], подчеркнуть личный исследовательский вклад, а также выразить солидарность с потенциальным читателем [11].

Проанализировав более сорока научных статей на английском и русском языках, мы пришли к выводу, что способы вербализации субъекта научного дискурса

варьируются от импликации субъекта с помощью бессубъектных конструкций до его экспликации прономиналами 1-го лица единственного числа.

Анализ фактического материала позволил нам выделить три дискурсивные роли субъекта: 1) субъект-исследователь, 2) субъект-аналитик, 3) субъект-представитель. *Субъект-исследователь* организует, структурирует дискурс, обращает внимание читателя на различные проблемы, затронутые в тексте, описывает этапы процесса исследования. *Субъект-аналитик* выражает мнения, подвергает критике позиции и теории других ученых. *Субъект-представитель* выступает от лица академического сообщества, иногда всего человечества в целом.

Данная классификация дискурсивных ролей субъекта в научном дискурсе основывается на таксономиях ролей автора, предложенных в работах Р. Танга [12], Д. Владимироу [13], М. Муноза [14], Н. Харвуда [15; 16], Р. Иванича [17], И. Васильевой [18] и др.

В ходе исследования мы обнаружили, что в англоязычных статьях авторы репрезентируют себя более эксплицитно, поскольку правила русскоязычного академического сообщества не позволяют открыто проявлять свое авторское Я. Эгоцентрический прономинал 1-го лица единственного числа был обнаружен только в англоязычных текстах, преимущественно во введении, где авторы выступают в роли исследователя, перечисляя те вопросы, которые будут рассматриваться в работе.

Прономинал 1-го лица множественного числа регулярно используется в статьях на обоих языках. Частота его употребления практически совпадает. Так, местоимение *we* было обнаружено во всех англоязычных статьях и в 80 % русскоязычных публикаций, в то время как количество англоязычных статей, содержащих местоимение *I*, – всего лишь 30 % от общего числа работ.

В русскоязычных статьях данное местоимение обнаружено не было.

Одинаково распространены в англоязычных и русскоязычных статьях бессубъектные конструкции, в то время как репрезентация субъекта с помощью дескрипций была обнаружена только в статьях на русском языке, а конструкции с персонифицированным неодушевленным объектом – только в англоязычных текстах.

Рассмотрим примеры вербализации субъекта с помощью указанных языковых единиц.

Прономинал 1-го лица единственного числа используется для вербализации:

1) *Субъекта-исследователя:*

In this paper, I will focus on bazaars in Berlin. However, as people and goods serve to connect places, I will include some details from Warsaw and Prague as well.

Автор сообщает читателю о предмете исследования.

2) *Субъекта-аналитика:*

I am convinced that the problem of translation is the central epistemological problem.

Местоимение *I* придает высказыванию ярко выраженный феноменологический характер. Предикат, следующий за местоимением, относит высказывание к разряду субъективных мнений.

Прономинал 1-го лица множественного лица используется для вербализации:

1) *Субъекта-исследователя:*

In рамках данной статьи мы ограничимся только двумя тенденциями – информационным и молодежным экстремизмом...

We would like to focus your attention on a new level meter design...

Субъект использует инклюзивное *мы* для привлечения внимания читателя к вопросам, которые будут рассмотрены в его работе.

2) *Субъекта-аналитика:*

Мы исходим из того, что ключевым показателем мифологического мышления является приписывание имени несвойственным объектам.

We consider them as one of the linguistic technologies.

Субъект использует эксклюзивное местоимение *мы*, отсылая к самому себе, чтобы смягчить субъективность высказывания.

3) *Субъекта-представителя:*

Своеобразная мода на термин «концепт» указывает на интерес к реконструкции тех сущностей в жизни человека, с которыми мы сталкиваемся в обыденной жизни.

To the extent that we believe the myth that judges «discover» the law, dissents simply represent rejected dead ends along that path of discovery.

С помощью нереферентного *мы* субъект выступает репрезентантом всего человечества в первом примере и юридического сообщества – во втором. В примерах проявляется интегративная семантика местоимения [19; 20]. Автор текста «признает» свое единство с референтной группой и ее ценностями.

Дескрипции как маркеры субъекта были обнаружены только в русскоязычных статьях для вербализации:

1) *Субъекта-исследователя:*

Ранее автором уже были предложены эффективные методы...

Субъект обращает внимание читателя на свои предыдущие работы.

2) *Субъекта-аналитика:*

Автор настоящей статьи все-таки придерживается мнения, что суд в настоящее время устанавливает процессуальную, формальную истину по делу.

Субъект выражает собственную точку зрения.

Бессубъектные конструкции использовались как имплицитные маркеры двух дискурсивных ролей:

1) *Субъекта-исследователя:*

При этом важно сделать следующее уточнение.

To be more specific, a convenience sampling procedure was used to select the six texts for this study.

Авторы привлекают внимание читателей к аспектам своего исследования.

2) *Субъекта-аналитика:*

Также очевидно, что по природе – это прототипическая оценка.

Were they to be considered market economies?

Субъект имплицитно представлен в данных высказываниях с целью придания им большей объективности.

Бессубъектные конструкции являются самым распространенным способом импликации присутствия субъекта в русскоязычном научном дискурсе и занимают второе место по частоте употребления в англоязычном.

Импликация субъекта путем персонификации неодушевленного объекта и приписывания ему действий живого существа была обнаружена только в англоязычных статьях:

This paper aims at giving a more detailed description and discussion of two concepts.

Субъект как автор дискурса скрывается за персонифицированным высказыванием, в котором роль субъекта-исследователя выполняет неодушевленный объект, наделенный человеческими свойствами.

В заключение еще раз выделим те языковые маркеры, которые используются для эксплицитной или имплицитной репрезентации субъекта в академическом дискурсе: местоимения 1-го лица, дескрипции, бессубъектные конструкции, конструкции с персонифицированным объектом. Данные единицы вербализуют три дискурсивные роли субъекта: исследователя, аналитика, представителя. Наиболее часто в русскоязычном дискурсе используются бессубъектные конструкции, помогающие субъекту имплицитировать свое присутствие, в то время как в англоязычных статьях первое место занимает персонифицированный объект. Выбор способов вербализации детерминирован как дискурсивной ролью, которую субъект реализует в дискурсе (для вербализации субъекта-представителя используется только местоимение 1-го лица множественного числа, в то время как другие дискурсивные роли вербализуются с помощью широкого диапазона языковых средств), так и его культурной принадлежностью, накладывающей отпечаток на конвенции научного сообщества.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Крапивкина О.А. О персонифицированном характере современного юридического дискурса // Вестник Иркутского государственного лингвистического университета. 2010. № 4. С. 27–34.

2. Крапивкина О.А. Субъект в юридическом дискурсе: лингвопрагматический анализ. Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2015. 158 с.
3. Арнольд И.В. Основы научных исследований в лингвистике. М.: Высш. шк., 1991. 140 с.
4. Болдырева А.А., Кашкин В.Б. Особенности выражения авторского «я» в научном дискурсе (на материале английских и русских письменных текстов) // Язык, коммуникация и социальная среда. 2002. № 2. С. 99–108.
5. Гнезdechko О.Н. Авторизация научного дискурса: коммуникативно-прагматический аспект (на материале англоязычных статей современных европейских и американских лингвистов) : автореф. дис. ... канд. филол. наук. Киев, 2005. 20 с.
6. Иванов В.В. Чет или нечет. Асимметрия мозга и знаковых систем. М.: Высш. шк., 1978. 285 с.
7. Bernard J.A. Tips for Academic Writing and Other Formal Writing. URL: homepages.inf.ed.ac.uk/jbednar/writingtips.html.
8. Hyland K. Humble servants of the discipline? Self-mention in research articles // English for Specific Purposes. 2001. № 20. P. 207–226.
9. Hyland K. Authority and invisibility: Authorial identity in academic writing // Journal of Pragmatics. 2002. № 34. P. 109–112.
10. Cherry R.D. Ethos versus Persona: Self-representation in written discourse // Written Communication. 1998. № 15. P. 384–410.
11. Kuo C-H. The use of personal pronouns: Role relationships in scientific journal articles // English for Specific Purposes. 1999. № 18-2. P. 121–138.
12. Tang R. The 'I' identity: Exploring Writer Identity in Student Academic Writing Through the First Person Pronoun // English for Specific Purposes. 1999. № 18. P. 23–39.
13. Vladimirov D. Personal Reference in Linguistic Journal Articles // Papers from the Lancaster University Postgraduate Conference in Linguistics and Language Teaching. 2006. № 1. P. 139–157.
14. Munoz M.C. The 'I' in Interaction: Authorial Presence in Academic Writing // Revista de Lingüística y Lenguas Aplicadas. Journal of Pragmatics. 2013. № 8. P. 49–58.
15. Harwood N. We Do Not Seem to Have a Theory ... The Theory I Present Here Attempts to Fill This Gap: Inclusive and Exclusive Pronouns in Academic Writing // Applied Linguistics. 2005. Vol. 26. № 3. P. 343–375.
16. Harwood N. (In)appropriate Personal Pronoun Use in Political Science: A Qualitative Study and a Proposed Heuristic for Future Research // Written Communication. 2006. Vol. 23. № 4. P. 424–460.
17. Ivanič R. Writing and identity: The discursal construction of identity in academic writing. Amsterdam: Benjamins, 1998. 301 p.
18. Vassileva I. Who Am I / Who are We in Academic Writing? A Contrastive Analysis of Authorial Presence in English, German, French, Russian and Bulgarian // International Journal of Applied Linguistics. 1998. № 8-2. P. 163–190.
19. Krapivkina O. Pronominal choice in Academic Discourse // Middle East Journal of Scientific Research. 2014. № 20-7. P. 833–843.
20. Krapivkina O. Pragmatic Effects of First-Person Pronouns in Academic Discourse // European Journal of Social and Human Sciences. 2015. № 2. P. 22–27.

REFERENCES

1. Krapivkina O.A. On the personified mature of modern legal discourse. *Vestnik Irkutskogo gosudarstvennogo lingvisticheskogo universiteta*, 2010, no. 4, pp. 27–34.
2. Krapivkina O.A. *Subyekt v yuridicheskom diskurse: lingvopragmaticheskiy analiz* [Subject of the legal discourse: linguistic and pragmatic analysis]. Irkutsk, IrGTU Publ., 2015. 158 p.
3. Arnold I.V. *Osnovy nauchnykh issledovaniy v lingvistike* [Fundamentals of scientific research in linguistics]. Moscow, Vysshaya shkola Publ., 1991. 140 p.
4. Boldyreva A.A., Kashkin V.B. Features of expression of the author's "I" in scientific discourse (based on English and Russian written texts). *Yazyk, kommunikatsii i sotsialnaya sreda*, 2002, no. 2, pp. 99–108.
5. Gnezdechko O.N. *Avtorizatsiya nauchnogo diskursa: kommunikativno-pragmaticheskiy aspekt (na materiale angloyazychnykh statey sovremennykh evropeyskikh i amerikanskikh lingvistov)*. Avtoref. diss. kand. filol. nauk [Authorization of scientific discourse: communicative and pragmatic aspect (based on English articles of modern European and American linguists)]. Kiev, 2005. 20 p.
6. Ivanov V.V. *Chet ili nechet. Asimetriya mozga i znakovykh sistem* [Odd or even. The asymmetry of the brain and sign systems]. Moscow, Vysshaya shkola Publ., 1978. 285 p.
7. Bernard J.A. *Tips for Academic Writing and Other Formal Writing*. URL: homepages.inf.ed.ac.uk/jbednar/writingtips.html.
8. Hyland K. Humble servants of the discipline? Self-mention in research articles. *English for Specific Purposes*, 2001, no. 20, pp. 207–226.
9. Hyland K. Authority and invisibility: Authorial identity in academic writing. *Journal of Pragmatics*, 2002, no. 34, pp. 109–112.
10. Cherry R.D. Ethos versus Persona: Self-representation in written discourse. *Written Communication*, 1998, no. 15, pp. 384–410.
11. Kuo C-H. The use of personal pronouns: Role relationships in scientific journal articles. *English for Specific Purposes*, 1999, no. 18-2, pp. 121–138.
12. Tang R. The 'I' identity: Exploring Writer Identity in Student Academic Writing Through the First Person Pronoun. *English for Specific Purposes*, 1999, no. 18, pp. 23–39.
13. Vladimirov D. Personal Reference in Linguistic Journal Articles. *Papers from the Lancaster University Postgraduate Conference in Linguistics and Language Teaching*, 2006, no. 1, pp. 139–157.
14. Munoz M.C. The 'I' in Interaction: Authorial Presence in Academic Writing. *Revista de Lingüística y Lenguas Aplicadas. Journal of Pragmatics*, 2013, no. 8, pp. 49–58.
15. Harwood N. We Do Not Seem to Have a Theory ... The Theory I Present Here Attempts to Fill This Gap: Inclusive and Exclusive Pronouns in Academic Writing. *Applied Linguistics*, 2005, vol. 26, no. 3, pp. 343–375.
16. Harwood N. (In)appropriate Personal Pronoun Use in Political Science: A Qualitative Study and a Proposed

- Heuristic for Future Research. *Written Communication*, 2006, vol. 23, no. 4, pp. 424–460.
17. Ivanič R. *Writing and identity: The discorsal construction of identity in academic writing*. Amsterdam, Benjamins, 1998. 301 p.
18. Vassileva I. Who Am I / Who are We in Academic Writing? A Contrastive Analysis of Authorial Presence in English, German, French, Russian and Bulgarian. *International Journal of Applied Linguistics*, 1998, no. 8-2, pp. 163–190.
19. Krapivkina O. Pronominal choice in Academic Discourse. *Middle East Journal of Scientific Research*, 2014, no. 20-7, pp. 833–843.
20. Krapivkina O. Pragmatic Effects of First-Person Pronouns in Academic Discourse. *European Journal of Social and Human Sciences*, 2015, no. 2, pp. 22–27.

SUBJECT VERBALIZATION IN ACADEMIC DISCOURSE

© 2015

O.A. Krapivkina, PhD (Philology), Associate Professor, assistant professor of Foreign Languages Department
Irkutsk National Research Technical University, Irkutsk (Russia)

Keywords: academic discourse; linguistic units; subject discourse role; subject verbalization.

Abstract: The paper researches linguistic units used to verbalize the author in academic discourse. It is a case study of 40 academic papers (10,000–12,000 words in each) in Humanities published in English- and Russian-language journals. The paper distinguishes between three discourse roles of the speaking subject in academic discourse: a researcher, an opinion-holder, and a representative. The paper also compares the frequency with which the linguistic units are used to represent the subject in English and Russian texts. The analysis shows that the Russian authors prefer representing their roles with the first-person plural pronoun as well as implying themselves in subjectless constructions. In English papers, the subject can be verbalized with the first-person singular pronoun, but the most frequent marker is the personified point of view construction. We conclude that the implication of the speaking subject in order to give objective tone to the discourse is typical of both English and Russian papers. The article applies quantitative and qualitative methods, and a comparative analysis. The research is of practical value for the Russian authors who should adhere to all the standards of the English-speaking academic community when preparing their papers for English-language journals.

НАШИ АВТОРЫ

Ахантьев Валерий Павлович, инженер.

Адрес: АО «ВИС», 445015, Россия, г. Тольятти, ул. Макарова, 23.

E-mail: ahantev_vp@vis.su

Бухнер Алевтина Алексеевна, старший преподаватель кафедры «Социальное управление и организация работы с молодежью».

Адрес: Международный институт рынка, 443011, Россия, г. Самара, ул. Желябова, 21.

E-mail: alevtina007@mail.ru

Валиуллин Андрей Илдарович, научный сотрудник.

Адрес: Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, 620990, Россия, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18.

E-mail: a_valiullin@mail.ru.ru

Васильев Евгений Викторович, младший научный сотрудник Научно-исследовательского института прогрессивных технологий.

Адрес: Тольяттинский государственный университет, 445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.

E-mail: avellko@yandex.ru

Васькин Кирилл Яковлевич, кандидат технических наук, доцент, доцент кафедры «Оборудование и технологии машиностроительного производства».

Адрес: Тольяттинский государственный университет, 445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.

E-mail: Vaskink@mail.ru

Виноградов Алексей Юрьевич, доктор технических наук, кандидат физико-математических наук, замдиректора Научно-исследовательского института прогрессивных технологий.

Адрес: Тольяттинский государственный университет, 445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.

E-mail: alexei.vino@gmail.com

Воронин Владимир Иванович, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник.

Адрес: Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, 620990, Россия, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18.

E-mail: voronin@imp.uran.ru

Гордеев Александр Владимирович, кандидат технических наук, доцент, доцент кафедры «Оборудование и технологии машиностроительного производства».

Адрес: Тольяттинский государственный университет, 445667, Россия, Самарская область, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.

Горкунов Эдуард Степанович, академик РАН, доктор технических наук, профессор, главный научный сотрудник.

Адрес: Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, 620049, Россия, г. Екатеринбург, ул. Комсомольская, 34.

E-mail: ges@imach.uran.ru

Данилов Владимир Алексеевич, магистрант.

Адрес: Тольяттинский государственный университет, 445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.

E-mail: v.dani1ov@yandex.ru

Заграй Ираида Александровна, кандидат технических наук, докторант, доцент кафедры «Физика».

Адрес: Вятский государственный университет, 610000, Россия, г. Киров, ул. Московская, 36.

E-mail: ZagrayIA@yandex.ru

Калинин Григорий Юрьевич, кандидат технических наук, начальник лаборатории.

Адрес: Центральный научно-исследовательский институт конструкционных материалов «Прометей», 191015, Россия, г. Санкт-Петербург, ул. Шпалерная, 49.

E-mail: npk3@crism.ru

Катаева Наталья Вадимовна, кандидат технических наук, старший научный сотрудник.

Адрес: Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, 620990, Россия, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18.

E-mail: kataeva@imp.uran.ru

Квасов Иван Андреевич, кандидат технических наук, доцент, доцент кафедры «Управление проектами».

Адрес: Международный университет природы, общества и человека «Дубна» (университет «Дубна»), 141980, Россия, Московская обл., г. Дубна, ул. Университетская, 19.

E-mail: iakvasov@mail.ru

Кондрашина Людмила Александровна, начальник лаборатории.

Адрес: Тольяттинский государственный университет, 445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.

E-mail: L.Kondrashina@tltsu.ru

Кравцова Елена Александровна, кандидат технических наук, доцент, доцент кафедры «Проектирование и эксплуатация автомобилей».

Адрес: Тольяттинский государственный университет, 445667, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.

Крапивкина Ольга Александровна, кандидат филологических наук, доцент, доцент кафедры «Иностранные языки».

Адрес: Иркутский национальный исследовательский технический университет, 664074, Россия, г. Иркутск, ул. Лермонтова, 83.

E-mail: koa1504@mail.ru

Краснов Александр Валентинович, кандидат технических наук, доцент кафедры «Управление промышленной и экологической безопасностью».

Адрес: Тольяттинский государственный университет, 445667, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.

E-mail: kaw@ya.ru

Кудря Александр Викторович, доктор технических наук, профессор кафедры «Металловедение и физика прочности».

Адрес: Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», 119049, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 4.

E-mail: AVKudrya@misis.ru

Кузьмин Владимир Алексеевич, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Физика».

Адрес: Вятский государственный университет, 610000, Россия, г. Киров, ул. Московская, 36.

Ле Хай Нинь, аспирант кафедры «Металловедение и физика прочности».

Адрес: Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», 119049, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 4.

E-mail: lehaininh2003@yahoo.com

Линдеров Михаил Леонидович, младший научный сотрудник Научно-исследовательского института прогрессивных технологий.

Адрес: Тольяттинский государственный университет, 445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.

E-mail: dartvi@gmail.com

Логинов Николай Юрьевич, кандидат технических наук, доцент, доцент кафедры «Оборудование и технологии машиностроительного производства».

Адрес: Тольяттинский государственный университет, 445667, Россия, Самарская область, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.

E-mail: loginovnik@mail.ru

Макаров Алексей Викторович, доктор технических наук, заведующий отделом материаловедения, заведующий лабораторией механических свойств, главный научный сотрудник, профессор.

Адрес 1: Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, 620990, Россия, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18.

Адрес 2: Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, 620049, Россия, г. Екатеринбург, ул. Комсомольская, 34.

Адрес 3: Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, 620002, Свердловская область, г. Екатеринбург, ул. Мира, д. 19.

E-mail: avm@imp.uran.ru

Малыгина Ирина Юрьевна, кандидат технических наук, старший научный сотрудник.

Адрес: Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, 620049, Россия, г. Екатеринбург, ул. Комсомольская, 34.

E-mail: maligyina.irina@mail.ru

Мерсон Дмитрий Львович, доктор физико-математических наук, профессор, директор Научно-исследовательского института прогрессивных технологий.

Адрес: Тольяттинский государственный университет, 445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.

E-mail: D.Merson@tltsu.ru

Мерсон Евгений Дмитриевич, аспирант.

Адрес: Тольяттинский государственный университет, 445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.

E-mail: mersoned@gmail.com

Мушникова Светлана Юрьевна, кандидат технических наук, начальник сектора.

Адрес: Центральный научно-исследовательский институт конструкционных материалов «Прометей», 191015, Россия, г. Санкт-Петербург, ул. Шпалерная, 49.

E-mail: npk3@crism.ru

Огин Павел Александрович, аспирант.

Адрес: Тольяттинский государственный университет, 445667, Россия, Самарская область, г. Тольятти, улица Белорусская, 14.

E-mail: fantom241288@yandex.ru

Осинцева Алевтина Леонтьевна, кандидат технических наук, старший научный сотрудник.

Адрес: Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, 620049, Россия, г. Екатеринбург, ул. Комсомольская, 34.

E-mail: osintseva@imach.uran.ru

Папина Ксения Борисовна, ведущий инженер лаборатории химического и структурного анализа.

Адрес: Московский городской центр по исследованию физико-механических свойств конструкционных материалов ОАО «МОСГАЗ», 105120, г. Москва, Мрузовский переулок, д. 11.

Печеркина Нина Леонидовна, старший научный сотрудник.

Адрес: Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, 620990, Россия, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18.

E-mail: pecherkina@imp.uran.ru

Пирогов Олег Константинович, магистрант, инженер.

Адрес 1: Тольяттинский государственный университет, 445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.

Адрес 2: АО «ВИС», 445015, Россия, г. Тольятти, ул. Макарова, 23.

E-mail: d383-j488@yandex.ru

Поздняков Евгений Владиславович, аспирант кафедры «Механизация лесного хозяйства и проектирования машин».

Адрес: Воронежский государственный лесотехнический университет имени Г.Ф. Морозова, 394087, Россия, г. Воронеж, ул. Тимирязева, 8.

E-mail: pozd.ev@yandex.ru

Полуянов Виталий Александрович, аспирант.

Адрес: Тольяттинский государственный университет, 445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.

E-mail: vitaliy.poluyanov@gmail.com

Ржевская Елена Олеговна, младший научный сотрудник Научно-исследовательского института прогрессивных технологий.

Адрес: Тольяттинский государственный университет, 445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.

E-mail: u.e.o@mail.ru

Роговая Светлана Александровна, младший научный сотрудник.

Адрес: Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, 620049, Россия, г. Екатеринбург, ул. Комсомольская, 34.

E-mail: rogovaya@imach.uran.ru

Саврай Роман Анатольевич, кандидат технических наук, заведующий лабораторией конструкционного материаловедения.

Адрес: Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, 620049, Россия, г. Екатеринбург, ул. Комсомольская, 34.

E-mail: ras@imach.uran.ru

Сагарадзе Виктор Владимирович, член-корреспондент, доктор технических наук, профессор, главный научный сотрудник, научный руководитель отдела по направлению «Механические свойства металлов».

Адрес: Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, 620990, Россия, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18.

E-mail: vsagaradze@imp.uran.ru

Скородумов Сергей Валерьевич, кандидат технических наук, инженер 1-й категории УНЦ «Международная школа микроскопии».

Адрес: Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», 119049, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 4.

E-mail: kharovsk@mail.ru

Соболева Наталья Николаевна, младший научный сотрудник.

Адрес: Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, 620049, Россия, г. Екатеринбург, ул. Комсомольская, 34.

E-mail: natashasoboleva@list.ru

Соколовская Элина Александровна, кандидат технических наук, доцент кафедры «Металловедение и физика прочности».

Адрес: Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», 119049, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 4.

E-mail: sokolovskaya@misis.ru

Траченко Виктор Александрович, аспирант кафедры «Металловедение и физика прочности».

Адрес: Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», 119049, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 4.

E-mail: trachenko.v.a@gmail.com

Феськов Сергей Анатольевич, директор.

Адрес: ООО «Форум-АвтоСервис», 445004, Россия, г. Тольятти, пр-д Торновый, д. 20.

E-mail: Poliuretan63@mail.ru

Чинь Хью Чьонг, студент.

Адрес: Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», 119049, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 4.

E-mail: chuongmisis09@gmail.com

OUR AUTHORS

Akhantiev Valery Pavlovich, engineer.

Address: JSC «VIS», 445015, Russia, Togliatti, Makarov Street, 23.

E-mail: ahantev_vp@vis.su

Bukhner Alevtina Alekseevna, senior lecturer of Chair “Social Management and Organization of Working with Youth”.

Address: International Market Institute, 443011, Russia, Samara, Zheliabova Street, 21.

E-mail: alevtina007@mail.ru

Chinh Hyu Chuong, student

Address: National University of Science and Technology MISiS, 119049, Russia, Moscow, Leninsky Prospekt, 4.

E-mail: chuongmisis09@gmail.com

Danilov Vladimir Alekseevich, graduate student.

Address: Togliatti State University, 445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.

E-mail: v.danilov@yandex.ru

Feskov Sergey Anatolievich, Director.

Address: LLC “Forum-AvtoServis”, 445004, Russia, Togliatti, Tornovy Proezd, 20.

E-mail: Poliuretan63@mail.ru

Gordeev Aleksandr Vladimirovich, PhD (Engineering), Associate Professor, assistant professor of Chair “Mechanical engineering equipment and technologies”.

Address: Togliatti State University, 445667, Russia, Samara region, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.

Gorkunov Eduard Stepanovich, Academician of RAS, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, chief researcher.

Address: Institute of Machine Science of Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 620049, Russia, Yekaterinburg, Komsomolskaya Street, 34.

E-mail: ges@imach.uran.ru

Kalinin Grigory Yurievich, PhD (Engineering), Head of Laboratory.

Address: Central Research Institute of Structural Materials “Prometey”, 191015, Russia, Saint Petersburg, Shpalernaya, 49.

E-mail: npk3@crism.ru

Kataeva Natalia Vadimovna, PhD (Engineering), senior researcher.

Address: M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 620990, Russia, Yekaterinburg, S. Kovalevskaya Street, 18.

E-mail: kataeva@imp.uran.ru

Kondrashina Lyudmila Aleksandrovna, Head of Laboratory.

Address: Togliatti State University, 445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.

E-mail: L.Kondrashina@tltsu.ru

Krapivkina Olga Aleksandrovna, PhD (Philology), Associate Professor, assistant professor of Foreign Languages Department.

Address: Irkutsk National Research Technical University, 664074, Russia, Irkutsk, Lermontov Street, 83.

E-mail: koa1504@mail.ru

Krasnov Aleksandr Valentinovich, PhD (Engineering), assistant professor of Chair “Management of industrial and environmental safety”.

Address: Togliatti State University, 445667, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.

E-mail: kaw@ya.ru

Kravtsova Elena Aleksandrovna, PhD (Engineering), Associate Professor, assistant professor of Chair “Vehicles designing and operation”.

Address: Togliatti State University, 445667, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.

Kudrya Aleksandr Viktorovich, Doctor of Sciences (Engineering), Professor of Chair “Physical Metallurgy and Physics of Strength”.

Address: National University of Science and Technology MISiS, 119049, Russia, Moscow, Leninsky Prospekt, 4.

E-mail: AVKudrya@misis.ru

Kuzmin Vladimir Alekseevich, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, professor of Chair “Physics”.
Address: Vyatka State University, 610000, Russia, Kirov, Moskovskaya Street, 36.

Kvasov Ivan Andreyevich, PhD (Engineering), Associate Professor, assistant professor of the chair “Project Management”.
Address: Dubna International University for Nature, Society and Man (“Dubna” University), 141980, Russia, Moscow region, Dubna, Universitetskaya Street, 19.
E-mail: iakvasov@mail.ru

Le Hai Ninh, postgraduate student of Chair “Physical Metallurgy and Physics of Strength”.
Address: National University of Science and Technology MISiS, 119049, Russia, Moscow, Leninsky Prospekt, 4.
E-mail: lehaininh2003@yahoo.com

Linderov Mikhail Leonidovich, junior researcher of the Research Institute of Progressive Technologies.
Address: Togliatti State University, 445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.
E-mail: dartvi@gmail.com

Loginov Nikolay Yuryevich, PhD (Engineering), Associate Professor, assistant professor of Chair “Mechanical engineering equipment and technologies”.
Address: Togliatti State University, 445667, Russia, Samara region, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.
E-mail: loginovnik@mail.ru

Makarov Aleksey Viktorovich, Doctor of Sciences (Engineering), Head of Department of Material Sciences, head of laboratory of mechanical properties, chief researcher, Professor.
Address 1: M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 620990, Russia, Yekaterinburg, S. Kovalevskaya Street, 18.
Address 2: Institute of Engineering Science of Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 620049, Russia, Yekaterinburg, Komsomolskaya Street, 34.
Address 3: Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, 620002, Russia, Sverdlovsk region, Yekaterinburg, Mira Street, 19.
E-mail: avm@imp.uran.ru

Malygina Irina Yurievna, PhD (Engineering), senior researcher.
Address: Institute of Machine Science of Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 620049, Russia, Yekaterinburg, Komsomolskaya Street, 34.
E-mail: maligyna.irina@mail.ru

Merson Dmitriy Lvovich, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor, Director of the Research Institute of Progressive Technologies.
Address: Togliatti State University, 445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.
E-mail: D.Merson@tltsu.ru

Merson Evgeny Dmitrievich, postgraduate student.
Address: Togliatti State University, 445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.
E-mail: mersoned@gmail.com

Mushnikova Svetlana Yurievna, PhD (Engineering), Head of sector.
Address: Central Research Institute of Structural Materials “Prometey”, 191015, Russia, Saint Petersburg, Shpalernaya, 49.
E-mail: npk3@crism.ru

Ogin Pavel Aleksandrovich, postgraduate student.
Address: Togliatti State University, 445667, Russia, Samara region, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.
E-mail: fantom241288@yandex.ru

Osintseva Alevtina Leontievna, PhD (Engineer), senior researcher.
Address: Institute of Machine Science of Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 620049, Russia, Yekaterinburg, Komsomolskaya Street, 34.
E-mail: osintseva@imach.uran.ru

Papina Kseniya Borisovna, leading engineer of Laboratory of chemical and structural analysis.
Address: Moscow city center for study of physical and mechanical properties of structural materials of OAO «MOSGAZ», 105120, Russia, Moscow, Mruzovskiy pereulok, 11.

Pecherkina Nina Leonidovna, senior researcher.

Address: M.N. Mikheev Institute of Metal Physics Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 620990, Russia, Yekaterinburg, S. Kovalevskaya Street, 18.

E-mail: pecherkina@imp.uran.ru

Pirogov Oleg Konstantinovich, graduate student, engineer.

Address 1: Togliatti State University, 445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.

Address 2: JSC «VIS», 445015, Russia, Togliatti, Makarov Street, 23.

E-mail: d383-j488@yandex.ru

Poluyanov Vitaliy Aleksandrovich, postgraduate student.

Address: Togliatti State University, 445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.

E-mail: vitaliy.poluyanov@gmail.com

Pozdnyakov Evgeny Vladislavovich, postgraduate student of Chair “Forestry mechanization and machine design”.

Address: Voronezh State University of Forestry and Technologies named after G.F. Morozov, 394087, Russia, Voronezh, Timiryazev Street, 8.

E-mail: pozd.ev@yandex.ru

Rogovaya Svetlana Aleksandrovna, junior researcher.

Address: Institute of Machine Science of Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 620049, Russia, Yekaterinburg, Komsomolskaya Street, 34.

E-mail: rogovaya@imach.uran.ru

Rzhevskaya Elena Olegovna, junior researcher of the Research Institute of Progressive Technologies.

Address: Togliatti State University, 445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.

E-mail: u.e.o@mail.ru

Sagaradze Viktor Vladimirovich, corresponding member, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, chief researcher, research head of department of Mechanical properties of metals.

Address: M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 620990, Russia, Yekaterinburg, S. Kovalevskaya Street, 18.

E-mail: vsagaradze@imp.uran.ru

Savray Roman Anatolievich, PhD (Engineering), Head of laboratory of structural material science.

Address: Institute of Machine Science of Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 620049, Russia, Yekaterinburg, Komsomolskaya Street, 34.

E-mail: ras@imach.uran.ru

Skorodumov Sergei Valerievich, PhD (Engineering), engineer of the first category, Academic center “International school of microscopy”.

Address: National University of Science and Technology MISiS, 119049, Russia, Moscow, Leninsky Prospekt, 4.

E-mail: kharovsk@mail.ru

Soboleva Natalia Nikolaevna, junior researcher.

Address: Institute of Machine Science of Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 620049, Russia, Yekaterinburg, Komsomolskaya Street, 34

E-mail: natashasoboleva@list.ru

Sokolovskaya Elina Aleksandrovna, PhD (Engineering), assistant professor of Chair “Physical Metallurgy and Physics of Strength”.

Address: National University of Science and Technology MISiS, 119049, Russia, Moscow, Leninsky Prospekt, 4.

E-mail: sokolovskaya@misis.ru

Trachenko Viktor Aleksandrovich, postgraduate student of Chair “Physical Metallurgy and Physics of Strength”.

Address: National University of Science and Technology MISiS, 119049, Russia, Moscow, Leninsky Prospekt, 4.

E-mail: trachenko.v.a@gmail.com

Valiullin Andrei Ildarovich, researcher.

Address: M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 620990, Russia, Yekaterinburg, S. Kovalevskaya Street, 18.

E-mail: a_valiullin@mail.ru.ru

Vasiliev Evgeniy Viktorovich, junior researcher of the Research Institute of Progressive Technologies.

Address: Togliatti State University, 445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.

E-mail: avellko@yandex.ru

Vaskin Kirill Yakovlevich, PhD (Engineering), Associate Professor, assistant professor of Chair “Equipment and machinery production technologies”.

Address: Togliatti State University, 445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.

E-mail: Vaskink@mail.ru

Vinogradov Aleksey Yurievich, Doctor of Sciences (Engineering), PhD (Physics and Mathematics), Deputy Director of the Research Institute of Progressive Technologies.

Address: Togliatti State University, 445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.

E-mail: alexei.vino@gmail.com

Voronin Vladimir Ivanovich, PhD (Physics and Mathematics), senior researcher.

Address: M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 620990, Russia, Yekaterinburg, S. Kovalevskaya Street, 18.

E-mail: voronin@imp.uran.ru

Zagray Iraida Aleksandrovna, PhD (Engineering), doctoral candidate, assistant professor of Chair “Physics”.

Address: Vyatka State University, 610000, Russia, Kirov, Moskovskaya Street, 36.

E-mail: ZagrayIA@yandex.ru