

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
ФЕДЕРАЛЬНОЕ АГЕНТСТВО НАУЧНЫХ ОРГАНИЗАЦИЙ
РОССИЙСКАЯ АКАДЕМИЯ НАУК
РОССИЙСКИЙ ФОНД ФУНДАМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ
ИНСТИТУТ МАШИНОВЕДЕНИЯ ИМ. А.А. БЛАГОНРАВОВА РАН
МОСКОВСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ ИНФОРМАЦИОННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ,
РАДИОТЕХНИКИ И ЭЛЕКТРОНИКИ (МИРЭА)
ЦЕНТРАЛЬНЫЙ АЭРОГИДРОДИНАМИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ ИМ. Н.Е. ЖУКОВСКОГО (ЦАГИ)
ФГУП «НИЦ ГАЗОТУРБОСТРОЕНИЯ „САЛЮТ“»
МЕЖДУНАРОДНЫЙ СОЮЗ НАУЧНЫХ И ИНЖЕНЕРНЫХ ОБЩЕСТВЕННЫХ ОБЪЕДИНЕНИЙ
АССОЦИАЦИЯ ТЕХНОЛОГОВ-МАШИНОСТРОИТЕЛЕЙ
АССОЦИАЦИИ ИНЖЕНЕРОВ-ТРИБОЛОГОВ РОССИИ

НАУЧНЫЕ ТРУДЫ

**IV Международной научной конференции
“Фундаментальные исследования
и инновационные технологии в
машиностроении”**

Москва 2015

УДК 621.9
ББК 34.5
Н34

Редакционная коллегия:

академик РАН Ганиев Р.Ф., д.т.н, проф. Глазунов В.А., академик РАН Сигов А.Н., д.т.н., проф.
Албагачев А.Ю., д.т.н., проф. Романов А.Н., к.ф.-м.н. Хрущов М.М.

Конференция организована при финансовой поддержке гранта Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 15-08-21039).

Н34 Научные труды IV-й Международной научной конференции «Фундаментальные исследования и инновационные технологии в машиностроении». – М. Издательский дом «Спектр», 2015. – 274 с.: ил.

ISBN 978-5-4442-0110-7

В сборник включены доклады, представленные на IV Международной научной конференции «Фундаментальные исследования и инновационные технологии в машиностроении», проходившей с 24 по 26 ноября 2015 г. в Федеральном государственном бюджетном учреждении науки Институте машиноведения им. А.А. Благонравова РАН.

Тематика докладов и научных сообщений, вошедших в настоящий сборник:

1. Робототехника и автоматизация технологических процессов
2. Инновационные технологии в промышленности и машиностроении
3. Трибология и нанотрибология
4. Перспективные конструкционные материалы, покрытия, наноматериалы, технологии поверхностного упрочнения и обработки
5. Диагностика процессов разрушения, прочность, надежность и безопасность машин

УДК 621.9
ББК 34.5

Материалы сборника подготовлены к изданию оргкомитетом конференции на основе оригиналов авторских рукописей. Ответственность за достоверность сведений и хранение государственной или корпоративной тайны несут авторы публикаций.

ISBN 978-5-4442-0110-7

© Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской
академии наук, 2015

ОГЛАВЛЕНИЕ

Содержание	3
Аборкин А.В., Залеснов А.И., Бабин Д.М., Стариков А.В. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТАВА И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА Al-2Mg-nC (ВлГУ, Владимир, Россия)	15
Авдюхина В.М., Белоусова А.А., Акимова О.В., Левин И.С. РОЛЬ ДЕФЕКТОВ ПРИ НЕМОНОТОННЫХ СТРУКТУРНО- ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В СИСТЕМЕ Pd-Ni-N (Физич. ф-т МГУ, Москва, Россия)	18
Акимова О.В., Авдюхина В.М., Щетинин И.В. УСТРАНЕНИЕ ТЕКСТУРЫ ПРОКАТКИ ФОЛЬГИ СПЛАВА ПАЛЛАДИЙ-ИНДИЙ-РУТЕНИЙ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ РЕЛАКСА ПОСЛЕ ГИДРИРОВАНИЯ (Физич. ф-т МГУ, Москва, Россия)	21
Албагачиев А.Ю., Кушнир А.П. УСТРОЙСТВА ГИДРОСТРУЙНОЙ ОБРАБОТКИ НОВЫХ ПОКОЛЕНИЙ (ИМАШ РАН, МИРЭА, Москва, Россия)	24
Албагачиев А.Ю., Кушнир А.П. ВЕРОЯТНОСТНАЯ ОЦЕНКА ТОЧНОСТИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ (ИМАШ РАН, МИРЭА, Москва, Россия)	27
Албагачиев А.Ю., Цуканов И.Ю. ЭФФЕКТ ВЗАИМНОГО ВЛИЯНИЯ ПРИ ВНЕДРЕНИИ ЖЕСТКИХ СФЕРИЧЕСКИХ НЕРОВНОСТЕЙ И СМЯТИИ УПРУГИХ НЕРОВНОСТЕЙ ПРОИЗВОЛЬНОЙ ФОРМЫ (ИМАШ РАН, Москва, Россия)	30
Алешин А.К., Ковалева Н.Л., Статников И.Н., Фирсов Г.И. МЕТОД ПЛАНИРУЕМОГО ВЫЧИСЛИТЕЛЬНОГО ЭКСПЕРИМЕНТА В ЗАДАЧАХ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ДЕФЕКТНЫХ СОСТОЯНИЙ МЕХАНИЧЕСКИХ СИСТЕМ (ИМАШ РАН, Москва, Россия)	33
Алимов А.И., Сидоров А.А., Сухоруков Р.Ю. МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННО- ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩЕЙ ФОРМИРОВАНИЕ УМЗ-СТРУКТУРЫ В ЗАГОТОВКАХ ПОД СВЕРХПЛАСТИЧЕСКУЮ РАСКАТКУ ВАЛА ИЗ СПЛАВА ЭК79 (ИМАШ РАН, Москва, Россия)	36

- Апальков А.А., Одинцев И.Н., Плугатарь Т.П., Усов С.М. 39
СПЕЦИАЛИЗИРОВАННОЕ ОБОРУДОВАНИЕ И ПРОГРАММНОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ПОЛЕЙ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ
(ИМАШ РАН, Москва, Россия)
- Архипов В.Е., Лондарский А.Ф., Москвитин Г.В., Пугачев М.С., Фалалеев Н.С. 42
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ ПОКРЫТИЙ, НАНЕСЕННЫХ ГАЗОДИНАМИЧЕСКИМ НАПЫЛЕНИЕМ
(ИМАШ РАН, Москва, Россия)
- Архипов В.Е., Лондарский А.Ф., Москвитин Г.В., Пугачев М.С., Фалалеев Н.С. 44
О ВОЗМОЖНОСТИ ПРОХОЖДЕНИЯ ДИФФУЗИИ В ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ ПОКРЫТИЯХ
(ИМАШ РАН, Москва, Россия)
- Асташев В.К., Андрианов Н.А., Крупенин В.Л. 46
УЛЬТРАЗВУКОВАЯ АВТОРЕЗОНАНСНАЯ МАТЕРИАЛООБРАБОТКА
(ИМАШ РАН, Москва, Россия)
- Афонин В.Л. 49
ЭЛЕМЕНТЫ ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНОГО УПРАВЛЕНИЯ В ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СИСТЕМАХ
(ИМАШ РАН, Москва, Россия)
- Балахонцева Н.А., Воронцов А.Л. 52
ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ СТУПЕНЧАТЫХ ВТУЛОК С ПОМОЩЬЮ ВЫТЯЖКИ ПО ВНУТРЕННЕЙ ПОВЕРХНОСТИ
(МГТУ, Москва, Россия)
- Балыков А.В. 55
ОСОБЕННОСТИ КАЧЕСТВА ОБРАБОТКИ ПОВЕРХНОСТИ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ХРУПКИХ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ
(МГТУ «СТАНКИН», Москва, Россия)
- Бирюков В.П., Татаркин Д.Ю., Мурзаков М.А., Фишков А.А., Чурляева О.Н. 58
ПОВЫШЕНИЕ СТОЙКОСТИ АБРАЗИВНОМУ ИЗНАШИВАНИЮ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКЕ СЕРИЙНЫХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ И С ДОБАВКАМИ НАНОКАРБИДОВ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ
(ИМАШ РАН, Москва, Россия)
- Бирюков В.П., Фишков А.А. 61
ЛАЗЕРНАЯ НАПЛАВКА ДЕТАЛЕЙ РЫЧАЖНО-ТОРМОЗНОЙ ПЕРЕДАЧИ ВАГОНОВ МЕТРОПОЛИТЕНА
(ИМАШ РАН, Москва, Россия)

- Бледнова Ж.М., Русинов П.О., Балаев Э.Ю. 64
ВЛИЯНИЕ КОМПОЗИТНЫХ ФУНКЦИОНАЛЬНО-ГРАДИЕНТНЫХ СЛОЕВ ИЗ ТЕРМОЧУВСТВИТЕЛЬНОГО МАТЕРИАЛА С ЭПФ НА КОМПЛЕКС ОСНОВНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ
(КубГТУ, Краснодар, Россия)
- Бугров Ю.Н., Лизогуб В.А. 67
ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ЭНЕРГОСБЕРЕЖЕНИЯ В РЕГУЛЯТОРАХ ОСВЕЩЕНИЯ И НАГРЕВА НА ОСНОВЕ АМПЛИТУДНО-ФАЗОВОЙ МОДУЛЯЦИИ ИХ ВЫХОДНОГО НАПРЯЖЕНИЯ
(МИРЭА, Москва, Россия)
- Бугров Ю.Н., Лизогуб В.А. 69
О НЕКОТОРЫХ СВОЙСТВАХ ВИХРЕВЫХ ПОТОКОВ ДЛЯ СОЗДАНИЯ ДВИГАТЕЛЕЙ НА ИХ ОСНОВЕ
(МИРЭА, Москва, Россия)
- Букарев И.М., Шакиров А.В., Стариков А.В. 72
ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАЦИОНАЛЬНЫХ РЕЖИМОВ ЛАЗЕРНОЙ ЗАКАЛКИ ШТАМПОВОЙ СТАЛИ 4Х5МФС
(ООО «Марчегалия РУ», Владимир, ВлГУ, Владимир, ОАО НПО «Магнетон», Владимир, Россия)
- Буяновский И.А., Правоторова Е.А., Большаков А.Н., Левченко В.А., Зеленская М.Н. 75
МЕТОД СОКРАЩЕНИЯ ОБЪЁМА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ДАННЫХ БЕЗ ПОТЕРИ ИНФОРМАЦИИ ПРИ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ МАТЕРИАЛОВ НА МАШИНЕ ТРЕНИЯ ВОЗВРАТНО-ПОСТУПАТЕЛЬНОГО ДВИЖЕНИЯ
(ИМАШ РАН, Химический ф-т МГУ, Москва, Россия)
- Воробьёв Е. И., Дорофеев В.О. 78
ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПОСТУПАТЕЛЬНЫХ ПРИВОДОВ ОРИЕНТИРУЮЩИХ ДВИЖЕНИЙ МАНИПУЛЯЦИОННОГО РОБОТА
(ИМАШ РАН, Москва, Россия)
- Воробьёв Е.И., Михеев А.В., Моргуnenко К.О. 81
ПРОТЕЗ КИСТИ РУКИ С ДИСТАНЦИОННЫМ УПРАВЛЕНИЕМ ОТ ДВИЖЕНИЯ ПАЛЬЦЕВ НОГ
(ИМАШ РАН, Москва, Россия)
- Воробьёв Е.И., Хатунцев Д.И. 86
РЕАЛИЗАЦИЯ ПЛОСКО-ПАРАЛЛЕЛЬНОГО ДВИЖЕНИЯ ОБЪЕКТА ДВУРУКИМ РОБОТОМ
(ИМАШ РАН, Москва, Россия)

- Воронин Н.А. 90
**НОВЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ МЕТОДА ИНСТРУМЕНТАЛЬНОГО
ИНДЕНТИРОВАНИЯ ПРИ ИССЛЕДОВАНИИ
ТОПОКОМПОЗИТОВ**
(ИМАШ РАН, Москва, Россия)
- Гаврилина Л.В., Раков Д.Л., Сухоруков Р.Ю. 93
**ОЦЕНКА ИННОВАЦИОННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ИЗГОТОВЛЕНИЯ
ЗАГОТОВОК ПОЛЫХ ВАЛОВ ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ И
СТАЛЕЙ ДЛЯ ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ**
(ИМАШ РАН, Москва, Россия)
- Гадолина И.В., Папич Л., Зайнетдинов Р.И. 96
**ИССЛЕДОВАНИЕ ВАРИАБЕЛЬНОСТИ КОЭФФИЦИЕНТОВ
ГОТОВНОСТИ УГОЛЬНО-ДОБЫВАЮЩЕГО ЭКСКАВАТОРА С
ПОМОЩЬЮ БУТСТРЕП**
(ИМАШ РАН, МИИТ, Москва, Россия)
- Газизова М.Ю., Иванов М.Б. 98
**ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ
МОДИФИЦИРОВАННЫХ СЛОЕВ НА СТАЛИ Р6М5 ПРИ
НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОМ ИОННО-ПЛАЗМЕННОМ
АЗОТИРОВАНИИ**
(НИУ «БелГУ», Белгород, Россия)
- Жидков М.В., Колобов Ю.Р., Лигачев А.Е., Потемкин Г.В.,
Газизова М.Ю., Ремнев Г.Е. 101
**ВЛИЯНИЕ ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА СТРУКТУРУ
ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ
СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ВТ1-
0 И ВТ6**
(НИУ «БелГУ», Белгород, ИОФ РАН, НИУ «ТПИ», Томск, Россия)
- Завойчинская Э.Б. 104
**РАЗВИТИЕ МИКРО- И МАКРОТРЕЩИН В МЕТАЛЛАХ И
СПЛАВАХ**
(МГУ, Москва, Россия)
- Зайнетдинов Р.И. 107
**АНАЛИЗ ТИПОВЫХ ТРАЕКТОРИЙ ИННОВАЦИОННОГО
ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО РАЗВИТИЯ И ИХ КЛАССИФИКАЦИЯ**
(МИИТ, Москва, Россия)
- Зайнетдинов Р.И., Гадолина И.В. 111
**Big Data vs Small Data: ИННОВАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ СБОРА
И ОБРАБОТКИ ИНФОРМАЦИИ О ТЕХНИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ
НАУКОЁМКОЙ ТЕХНИКИ**
(МИИТ, ИМАШ РАН, Москва, Россия)

- Залеснов А.И., Аборкин А.В. 114
**ТЕХНОЛОГИЯ ХОЛОДНОЙ СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ
РАЗНОРОДНЫХ МЕТАЛЛОВ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ
ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОЙ ПРОДУКЦИИ**
(ООО НПО «ВОЯЖ»; ВлГУ, Владимир, Россия)
- Ибрагимов А.Р. 116
**МЕТОДИКА РАСЧЕТА ВЕЛИЧИНЫ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ
РАСКАТКЕ ПОЛОГО ВАЛА ТИПА «КОНУС» ИЗ ЖАРОПРОЧНОЙ
СТАЛИ В УСЛОВИЯХ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ**
(ИМАШ РАН, Москва, Россия)
- Иванов А.С., Смирнов Н.И. Муркин С.В. 118
**СОРОТИВЛЕНИЕ УСТАЛОСТИ ВИНТОВ РЕЗЬБОВЫХ
СОЕДИНЕНИЙ УЭЦН, НАГРУЖЕННЫХ ОТРЫВАЮЩЕЙ СИЛОЙ
И ОПРОКИДЫВАЮЩИМ МОМЕНТОМ**
(МГТУ, ИМАШ РАН, Москва, Россия)
- Иванов В.А. 121
**СОЗДАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ КОМПОЗИЦИОННЫХ
САМОСМАЗЫВАЮЩИХСЯ МАТЕРИАЛОВ МАС**
(ТОГУ, Хабаровск, Россия)
- Калита В.И., Комлев Д.И., Комлев В.С., Иванников А.Ю.,
Радюк А.А., Гнедовец А.Г., Мамонов В.И. 122
**СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ ГРАНИЦЫ РАЗДЕЛА В
КОМПОЗИЦИОННОМ МАТЕРИАЛЕ ВНУТРИКОСТНЫЙ
ИМПЛАНТАТ – КОСТНАЯ ТКАНЬ**
(ИМЕТ РАН, Москва, Россия)
- Кляцкина Е.А., Бутрим В. Н., Салвадор М.Д., Портных А. И. 125
**ПЛАЗМЕННЫЕ ЭРОЗИОННОСТОЙКИЕ ТЕПЛОЗАЩИТНЫЕ
ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ ТУГОПЛАВКИХ ОКСИДОВ ZrO₂**
(Политехнический Университет Валенсии (UPV), Испания,
ОАО "Композит", Королев, Россия)
- Кляцкина Е.А., Григорьев Е.Г., Жолнин А.Г, Вакуленко С.А.,
Сальвадор М.Д., Столяров В.В. 129
**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ГРАФЕН-Al₂O₃ КОМПОЗИТА,
ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОИСКРОВОГО СПЕКАНИЯ**
(Политехнический Университет Валенсии (UPV), Испания,
ИМАШ РАН, МАМИ, НИЯУ «МИФИ», Москва, Россия)
- Кокорин В.Н., Кокорин А.В., Евстигнеев А.А., Зиннатов Б.Р. 131
**ИНТЕНСИВНОЕ УПЛОТНЕНИЕ В КОНИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕ НА
ПРЕССАХ ГЕТЕРОФАЗНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ СМЕСЕЙ ПРИ
РЕАЛИЗАЦИИ СДВИГОВЫХ ДЕФОРМАЦИЙ**
(УлГТУ, Ульяновск, Россия)

- Кокорин В.Н., Кокорин М.В., Лёвушкин К.С., Подмарёв Д.Р. 133
ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ КОНТУРНОЙ ЛАЗЕРНОЙ РЕЗКИ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ ЛИСТОВОГО МЕТАЛЛОПРОКАТА
(УлГТУ, Ульяновск, Россия)
- Кокорина И.В., Филимонов В.И., Илюшкин М.В., Крещенова К.А. 135
РЕАЛИЗАЦИЯ АЛГОРИТМА ОПТИМИЗАЦИИ ПОЛОЖЕНИЯ СЕЧЕНИЯ НЕСИММЕТРИЧНОГО ПРОФИЛЯ В ЧИСТОВОМ КАЛИБРЕ ПРИ ПРОФИЛИРОВАНИИ
(УлГТУ, Ульяновск, Россия)
- Кочешков И.В. 136
АНАЛИЗ ПОНЯТИЯ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА И ПРИНЦИПОВ ДОСТИЖЕНИЯ ИМИ УНИКАЛЬНЫХ СВОЙСТВ
(МГТУ, Москва, Россия)
- Лашхи В.Л., Буяновский И.А., Самусенко В.Д., Коваленко Е.В. 139
ОЦЕНКА ТЕМПЕРАТУРНОЙ СТОЙКОСТИ ДЕТЕРГЕНТОВ КАК ПРИСАДОК К СМАЗОЧНЫМ МАСЛАМ
(ООО «НАМИ-ХИМ», ИМАШ РАН, Финансовый ун-т при Правительстве РФ, Москва, Россия)
- Левин И.С., Хрущов М.М., Авдюхина В.М., Шальнов С.А., Постникова А.А. 142
ОСОБЕННОСТИ ТОНКОЙ АТОМНОЙ СТРУКТУРЫ АЛМАЗОПОДОБНЫХ ПОКРЫТИЙ ПРИ ЛЕГИРОВАНИИ ХРОМОМ
(Физический ф-т МГУ, ИМАШ РАН, Москва, Россия)
- Левченко В.В., Калугин И.А., Буяновский И.А. 144
МЕТОД ПОВЫШЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ПЛУНЖЕРОВ НАСОСОВ ДЛЯ ПЕРЕКАЧКИ ПРОМЫШЛЕННЫХ СТОКОВ
(Химический ф-т МГУ, ИМАШ РАН, Москва, Россия)
- Лизогуб В.А. 147
УТОЧНЁННЫЙ РАСЧЁТ ДЕФОРМАЦИЙ ШПИНДЕЛЬНОГО УЗЛА С ЗАГОТОВКОЙ, УСТАНОВЛЕННОЙ В ПАТРОНЕ И ЗАДНЕМ ЦЕНТРЕ И ИХ ВЛИЯНИЕ НА ТОЧНОСТЬ ОБРАБОТКИ С РАЗНЫМ РАСПОЛОЖЕНИЕМ ПРИВОДА ВРАЩЕНИЯ ШПИНДЕЛЯ
(МИРЭА, Москва, Россия)
- Макаров В.А., Асадова Ю.С., Тютяев Р.Е. 151
ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ ТЕЧЕНИЯ ГАЗОВ В ДЕФЕКТАХ ИЗДЕЛИЙ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОГИДРАВЛИЧЕСКОЙ АНАЛОГИИ
(МИРЭА, Москва, Россия)

- Малафеев С.И. 155
**ПОВЫШЕНИЕ ТЕХНИЧЕСКОГО УРОВНЯ ГОРНЫХ
МАШИН НА ОСНОВЕ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ НОВЫХ
ИНФОРМАЦИОННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ**
(ООО «Компания «Объединенная Энергия», Москва, Россия)
- Малафеев С.И., Копейкин А.И. 158
**КОЛЕБАТЕЛЬНЫЕ СИСТЕМЫ ДЛЯ ИДЕНТИФИКАЦИИ
ПАРАМЕТРОВ МЕХАНИЧЕСКИХ КОМПОНЕНТОВ
ПРИВОДОВ**
(ООО «Компания «Объединенная Энергия», Москва,
ВлГУ, Владимир, Россия)
- Маленко П.И., Леонов А.Ю., Релмасира Капреси Джолан 161
**МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИФфуЗИОННЫХ ПРОЦЕССОВ В
ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКОТРИРОВАННЫХ
ТЕПЛОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ ПРИ ТРЕНИИ СКОЛЬЖЕНИЯ С
РЕСУРСНЫМ СМАЗЫВАНИЕМ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ
ДИНАМИКИ**
(ТулГУ, Тула, Россия)
- Маслов С.В., Салин А.Н. 164
**КОНТРОЛЬ НДС КРИТИЧЕСКИ ВАЖНЫХ КОНСТРУКЦИЙ С
ПРИМЕНЕНИЕМ РАСЧЁТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ
АЛГОРИТМОВ, ОСНОВАННЫХ НА ИСПОЛЬЗОВАНИИ
РЕЗУЛЬТАТОВ ТЕНЗО- И ТЕРМОМЕТРИИ**
(ИМАШ РАН, Москва, Россия)
- Масягин В.Б. 168
**СИСТЕМА КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ
КОНСТРУКЦИИ И ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ
ОСЕСИММЕТРИЧНЫХ ИЗДЕЛИЙ ДЛЯ ОБОСНОВАНИЯ
РЕШЕНИЙ НА ПРОЕКТНО-ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ СТАДИЯХ
ЖИЗНЕННОГО ЦИКЛА ИЗДЕЛИЯ**
(ОмГТУ, Омск, Россия)
- Матвиенко Ю.Г., Иванов В.И., Васильев И.Е., Елизаров С.В. 171
**РАННЯЯ ДИАГНОСТИКА ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ И
РАЗРУШЕНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ
ХРУПКИХ ТЕНЗОПОКРЫТИЙ И АКУСТИЧЕСКОЙ
ЭМИССИИ**
(ИМАШ РАН, Москва, Россия)
- Морозов К.Д., Скворцов О.Б. 173
**ВЫБОР ФИЛЬТРОВ ДЛЯ СИСТЕМ АКТИВНОГО УПРАВЛЕНИЯ
ВИБРОАКУСТИЧЕСКИМИ ПРОЦЕССАМИ**
(ИМАШ РАН, Москва, Россия)

- Морозов С.В., Сухоруков Р.Ю. 176
**РАСЧЕТ И ПРОЕКТИРОВАНИЕ СИСТЕМ ОХЛАЖДЕНИЯ
ОСНОВНЫХ УЗЛОВ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ
ДЛЯ ФОРМООБРАЗОВАНИЯ В УСЛОВИЯХ СВЕРХ-
ПЛАСТИЧНОСТИ ОТВЕТСТВЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ
ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ (ДИСКОВ,
ПОЛЫХ ВАЛОВ И Т.Д.)**
(ИМАШ РАН, Москва, Россия)
- Мухтаров Ш.Х., Шахов Р.В., Нагимов М.И., Утяшев Ф.З. 178
**ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ НА
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЬ-
ЖЕЛЕЗНОГО СПЛАВА**
(ИПСМ РАН, Уфа, Россия)
- Нагимов М.И., Мухтаров Ш.Х., Утяшев Ф.З., Сухоруков Р.Ю. 181
**РОТАЦИОННАЯ ВЫТЯЖКА КОНИЧЕСКИХ ДЕТАЛЕЙ ИЗ
ЛИСТОВОЙ СТАЛИ**
(ИПСМ РАН, Уфа, Россия)
- Неповинных В.И., Думанский А.М., Русин М.Ю. 184
**ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ КЛЕЕВЫХ СОЕДИНЕНИЙ
ИЗ ЭЛАСТОМЕРНОГО ГЕРМЕТИКА**
(ОНПП «Технология», Обнинск, ИМАШ РАН, Москва, Россия)
- Никишков Г.П. 187
**ЗАВИСИМОСТЬ ВЯЗКОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ОТ СТЕСНЕНИЯ
ДЕФОРМАЦИИ В ВЕРШИНЕ ТРЕЩИНЫ**
(ИМАШ РАН, Москва, Россия)
- Панайоти В.А. 189
**ВЛИЯНИЕ ТВЕРДЫХ СМАЗОК НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ
ШЛИФОВАННОЙ ПОВЕРХНОСТИ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ**
(МИРЭА, Москва, Россия)
- Пановко М.Я. 191
**РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ДАВЛЕНИЯ И ТОЛЩИНЫ СМАЗОЧНОЙ
ПЛЁНКИ В ЭЛЛИПТИЧЕСКОМ УПРУГОГИДРОДИНАМИ-
ЧЕСКОМ КОНТАКТЕ**
(ИМАШ РАН, Москва, Россия)
- Петрова И.М., Гадолина И.В., Ботвина Л.Р., Демина Ю.А. 194
**ВЛИЯНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ
ХАРАКТЕРИСТИКИ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ**
(ИМАШ РАН, ИМЕТ РАН, Москва, Россия)

- Плихунов В.В., Петров Л.М., Григорович К.В., Иванчук С.Б.,
Смирнова А.Н., Арсенкин А.М., Спрыгин Г.С. 197
**ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ
АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА В95 пчТ2 ПРИ ТЕХНОЛО-
ГИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ ПОТОКОВ ГАЗО-
МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПЛАЗМЫ**
(АО «НИАТ», ИМЕТ РАН, Москва, Россия)
- Плихунов В.В., Петров Л.М., Григорович К.В., Иванчук С.Б.,
Смирнова А.Н., Арсенкин А.М., Спрыгин Г.С. 201
**ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ
ОБРАБОТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ ИСХОДНЫХ МЕХАНИ-
ЧЕСКИХ И ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ
ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ И ИЗМЕНЕНИЕ ИХ
ПРИ ВИП ОБРАБОТКЕ**
(АО «НИАТ», ИМЕТ РАН, Москва, Россия)
- Плихунов В.В., Петров Л.М., Григорович К.В., Иванчук С.Б.,
Смирнова А.Н., Арсенкин А.М., Спрыгин Г.С. 204
**ТЕХНОЛОГИЧЕСКАЯ НАСЛЕДСТВЕННОСТЬ ПОВЕРХНОСТ-
НОГО СЛОЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ
МАТЕРИАЛОВ, ФОРМИРУЕМАЯ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ
ГАЗО-МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛАЗМЕННЫХ ПОТОКОВ**
(АО «НИАТ», ИМЕТ РАН, Москва, Россия)
- Поболь О.Н., Фирсов Г.И. 208
**ПРОБЛЕМЫ СИСТЕМНОГО ПОДХОДА К ПРОБЛЕМЕ
ШУМОЗАЩИТЫ ТЕКСТИЛЬНЫХ МАШИН**
(МГУТУ им. Разумовского, ИМАШ РАН, Москва, Россия)
- Покидько Б.В., Нагрешников В.В., Симакова Г.А., Юдкин В.Ф. 211
**ТЕХНОЛОГИЯ СИНТЕЗА СМАЗОЧНОГО МАТЕРИАЛА НОВОГО
ПОКОЛЕНИЯ ДЛЯ УМЕНЬШЕНИЯ ИЗНОСА И ЭНЕРГОПОТЕРЬ
НА ТРЕНИЕ КОЛЕС И РЕЛЬСОВ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО
ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНОГО ТРАНСПОРТА**
(ИМАШ РАН, МИТХТ, Москва, Россия)
- Правоторова Е.А., Скворцов О.Б. 212
**КОМПЕНСАЦИЯ ДЕГРАДАЦИИ ПАРАМЕТРОВ
МНОГОКОМПОНЕНТНОГО ДАТЧИКА ВИБРАЦИИ
МЕТОДОМ СРАВНЕНИЯ СТАТИСТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК
СИГНАЛОВ**
(ИМАШ РАН, Москва, Россия)
- Раков Д.Л., Сухоруков Р.Ю., Клименко Б.М., Печейкина М.А. 215
**СТРУКТУРНЫЙ СИНТЕЗ СИСТЕМ УПРАВЛЕНИЯ
ТЕХНОЛОГИЧЕСКИМИ ПРОЦЕССАМИ НАНЕСЕНИЯ
КЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА ВЕНТИЛЬНЫЕ
МЕТАЛЛЫ И СПЛАВЫ**
(ИМАШ РАН, МАИ (НИУ), НИУ «МЭИ», Москва, Россия)

- Раков Д.Л., Торбек Ю. 218
**СТРУКТУРНЫЙ СИНТЕЗ НОВЫХ ТЕХНИЧЕСКИХ РЕШЕНИЙ
НА БАЗЕ МОРФОЛОГИЧЕСКОГО ПОДХОДА**
(ТУ (TU-Berlin), Берлин, Германия, ИМАШ РАН, Москва, Россия)
- Рощин М.Н., Алисин В.В., Лукьянов А.И. 221
**ПАРЫ ТРЕНИЯ, СОДЕРЖАЩИЕ ЦИРКОНИЕВУЮ КЕРАМИКУ
ДЛЯ УЗЛОВ ТРЕНИЯ АВИАЦИОННО-КОСМИЧЕСКОЙ
ТЕХНИКИ, РАБОТАЮЩИХ БЕЗ СМАЗКИ**
(ИМАШ РАН, Москва, Россия)
- Русланцев А.Н., Портнова Я.М., Таирова Л.П., Думанский А.М. 222
**ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМИРОВАНИЯ
И РАЗРУШЕНИЯ ТКАНОГО УГЛЕПЛАСТИКА
С УЧЕТОМ ФАКТОРА ВРЕМЕНИ**
(ИМАШ РАН, МГТУ, Москва, ОНПП «Технология», Обнинск, Россия)
- Саввин А.И., Русланцев А.Н., Рогов Д.А. 225
**МОДЕЛИРОВАНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ ДЕФОРМИРОВАНИЮ И
РАЗРУШЕНИЮ ОБТЕКАТЕЛЯ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ
АЭРОДИНАМИЧЕСКОГО ПОТОКА**
(ИМАШ РАН, МГТУ, Москва, Россия)
- Савкин Л.В. 228
**БАЗОВЫЕ АППАРАТНЫЕ АРХИТЕКТУРЫ РЕКОНФИГУРИ-
РУЕМОЙ СИСТЕМЫ ФУНКЦИОНАЛЬНОГО КОНТРОЛЯ И
ДИАГНОСТИКИ В ЗАДАЧАХ МНОГОУРОВНЕВОЙ ДИАГНО-
СТИКИ БОРТОВЫХ КОМПЛЕКСОВ УПРАВЛЕНИЯ
КОСМИЧЕСКИХ АППАРАТОВ**
(ФГУП «НПО им. С.А. Лавочкина», Химки, Россия)
- Сахвадзе Г.Ж. 230
**ТЕХНОЛОГИЯ ЛАЗЕРНО-УДАРНОВОЛНОВОЙ ОБРАБОТКИ
МАТЕРИАЛОВ ПРИ ОДНОКРАТНЫХ ИМПУЛЬСНЫХ
ВОЗДЕЙСТВИЯХ**
(ИМАШ РАН, Москва, Россия)
- Седакова Е.Б., Козырев Ю.П. 233
**ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННОЙ
АНАЛОГИИ ДЛЯ ОБОБЩЕНИЯ ХАРАКТЕРИСТИК ИЗНОСА
ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ
ВЕЛИЧИНАХ ФРИКЦИОННОГО НАГРЕВА**
(ИПМАШ РАН, Санкт-Петербург, Россия)
- Скворцов О.Б. 236
**ВЕКТОРНАЯ ОБРАБОТКА СИГНАЛОВ МНОГОКОМПОНЕНТ-
НЫХ ДАТЧИКОВ ВИБРАЦИИ В СИСТЕМАХ
ПРОТИВОАВАРИЙНОЙ ЗАЩИТЫ**
(ООО «НТЦ «Завод БалМаш», ИМАШ РАН, Москва, Россия)

- Смирнов Н.И., Смирнов Н.Н. 239
**ИССЛЕДОВАНИЕ РАБОТОСПОСОБНОСТИ ПОГРУЖНЫХ
ЦЕНТРОБЕЖНЫХ НАСОСОВ В НЕСТАЦИОНАРНЫХ
УСЛОВИЯХ**
(ИМАШ РАН, Москва, Россия)
- Сташенко В.И., Троицкий О.А., Скворцов О.Б., Савенко В.С. 242
**НОВЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ВИБРАЦИИ МЕТАЛЛОВ С
ПОМОЩЬЮ ПЬЕЗОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ
ПОД ВЛИЯНИЕМ ИМПУЛЬСОВ ТОКА В СТАТИЧЕСКИХ И
ДИНАМИЧЕСКИХ УСЛОВИЯХ**
(ИМАШ РАН, Москва, Россия)
- Столяров В.В., Терентьев В.Ф. 245
**ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ТРИП-СТАЛИ ПРИ
РАСТЯЖЕНИИ**
(ИМАШ РАН, ИМЕТ РАН, НИЯУ «МИФИ», Москва, Россия)
- Сухоруков Р.Ю., Сидоров А.А., Алимов А.И., Нагимов М.И.,
Утяшев Ф.З. 248
**ФИЗИЧЕСКОЕ И МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ
ПРОЦЕССА РАСКАТКИ КОНИЧЕСКОГО ВАЛА
АВИАЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ**
(ИМАШ РАН, Москва, ИПСМ РАН, Уфа, Россия)
- Таирова Л.П., Фан Шон Тхе 251
**ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ФРАГМЕНТОВ
МНОГОСТЕНОЧНЫХ ОБОЛОЧЕК ПРИ ТЕРМОСИЛОВОМ
ВОЗДЕЙСТВИИ**
(МГТУ, Москва, Россия)
- Троицкий О.А., Сташенко В.И., Скворцов О.Б., Левин И.С.,
Хрущов М.М., Савенко В.С. 254
**ИССЛЕДОВАНИЯ ДЕЙСТВИЯ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА И СВЧ-
ИЗЛУЧЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ФАЗОВЫЙ
СОСТАВ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 12Х18Н10Т**
(ИМАШ РАН, Москва, Россия)
- Федоров С.В., Игонов Д.В., Остриков Е.А. 257
**ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ РЕЖУЩЕЙ КРОМКИ
ТВЕРДОСПЛАВНОГО ИНСТРУМЕНТА НА ЕГО РЕЖУЩИЕ
СВОЙСТВА**
(МГТУ «СТАНКИН», Москва, Россия)
- Хасьянов У., Хасьянова Д.У. 260
**ТЕХНОЛОГИЯ НЕРАЗЪЕМНЫХ СОЕДИНЕНИЙ
ТРУБОПРОВОДОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МУФТ ИЗ МЕТАЛЛА
С ЭПФ**
(ИМАШ РАН, Москва, Россия)

- Хрущов М.М., Марченко Е.А., Левин И.С., Атаманов М.В., Токарев Д.А. 262
**МИКРОСТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ
СВОЙСТВА ЛЕГИРОВАННЫХ АЛМАЗОПОДОБНЫХ
ПОКРЫТИЙ И НАНОКОМПОЗИТОВ**
(ИМАШ РАН, ЗАО «ИНАКОТЕК», Москва, Россия)
- Чижиков В.И. 265
**МОДЕЛЬ ЗАХВАТА ПАЛЬЦАМИ ПРОТЕЗА ПРЕДМЕТА С
НЕЧЁТКОЙ ГЕОМЕТРИЧЕСКОЙ ХАРАКТЕРИСТИКОЙ В
УСЛОВИЯХ ЕГО СТАТИЧЕСКОЙ НЕУСТОЙЧИВОСТИ**
(МИРЭА, Москва, Россия)
- Чхетиани П.Д. 268
КУЛЬТУРА ЛАБОРАТОРНОГО ТРИБОЭКСПЕРИМЕНТА
(ИМАШ РАН, Москва, Россия)
- Шаталов Л.Н. 269
**ИННОВАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ НА ОСНОВЕ
ЭЛЕКТРОГИДРАВЛИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА ПРИ СОЗДАНИИ
АВТОБАЛАНСИРУЮЩИХ УСТРОЙСТВ**
(ИМАШ РАН, Москва, Россия)
- Шитов А.М., Алешин А.К., Кондратьев И.М., Шитов, Щусев Д.В. 271
**КОМПЛЕКСНАЯ МЕТОДИКА ДИАГНОСТИРОВАНИЯ
ШПИНДЕЛЬНЫХ УЗЛОВ СТАНКОВ**
(ИМАШ РАН, Москва, Россия)

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТАВА И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА Al-2Mg-nC

Аборкин А.В.¹, Залеснов А.И.², Бабин Д.М.¹, Стариков А.В.³

¹Владимирский государственный университет имени Александра Григорьевича и Николая Григорьевича Столетовых, г. Владимир, РФ

²ООО НПО «ВОЯЖ», г. Владимир, РФ

³ОАО НПО «Магнетон», г. Владимир, РФ

В рамках проведенного исследования рассмотрены особенности формирования структурно-фазового состава порошков наноструктурных алюмоматричных композиционных материалов, упрочненных графеноподобными структурами, полученных методом совместной механоактивационной обработки. Исследована морфология порошков.

As part of the study describes the features of formation of structure and phase composition of the powders, nanostructured aluminum-matrix composites reinforced structures of graphene, obtained by mechanical activation of joint processing. Morphology of powders has been research.

Композиционные механически активированные материалы на основе алюминиевой матрицы, упрочненной углеродными наноструктурами, являются перспективными для высокотехнологичных областей промышленности. Одним из способов получения таких композитов является метод обработки давлением, включающий предварительную механическую активацию исходных компонентов шихты в высокоэнергетических шаровых мельницах и дальнейшую консолидацию полученных порошковых смесей. В настоящее время проведено значительное количество исследований направленных на получение углеродосодержащих композитов на основе алюминия и его сплавов. В качестве упрочняющего наноразмерного наполнителя применялись: углеродные нанотрубки [1-4]; фуллерены [4-6]; онионы [7]; наноалмазы [4]; графены [8], а также графит [4,9,10].

Порошки, полученные в ходе механической активации, представляют собой сплавленные агрегаты размером 20...200 мкм, состоящие из более мелких агломератов, представляющих собой совокупность наноразмерных кристаллитов. В процессе механической активации графит претерпевает деструкцию до графеноподобных структур, и представляет собой кластеры толщиной 7-10 нм из графеновых листов. Эти углеродные наноструктуры равномерно распределены по границам агрегатов, агломератов и кристаллитов. Дальнейшая консолидация полученной порошковой смеси, например, методом прямого прессования, позволяет получить компактный материал с высоким уровнем механических свойств [4,11].

Цель работы

Изучение структурно-фазового состава и механических свойств композиционного материала Al-2Mg-nC.

Материалы, оборудование и методика исследований

Объектом исследования являлся некомпактный композиционный материал Al-2Mg-nC с процентным содержанием графита n=1 вес.% и n=10 вес.%, полученный методом механической активации. Исходная шихта представляла собой гранулы глобулярной формы из алюминиевого сплава Al-2Mg с размером частиц 1-2 мм. Снимки графитового порошка, полученные с помощью просвечивающего электронного микроскопа JEM-2010 представлены на рис. 1.

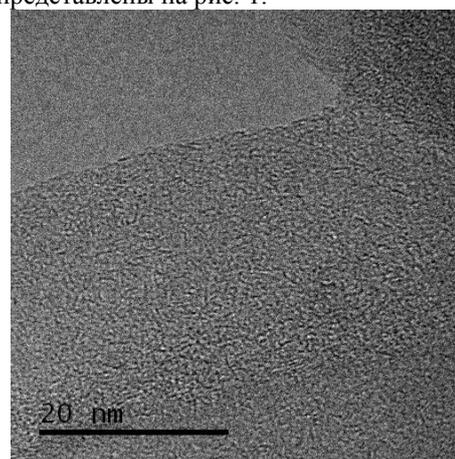


Рис. 1. ПЭМ изображение порошка графита

В качестве поверхностно активного вещества во всех случаях использовали стеариновую кислоту 1% вес.

Механическая активация исходных материалов была проведена в шаровой планетарной мельнице АГО-2У с применением поверхностно активных веществ в атмосфере аргона. Для размолва использовали стальные шары при соотношении массы загружаемых компонентов к массе мелящих тел 20:1. Механическую активацию проводили

частоте вращения водила $\omega=550$ об/мин. Общее время механической активации во всех опытах не превышало 50 минут. Отбор проб осуществлялся каждые 5 минут. Для предотвращения окисления и протекания других не желательных реакций все манипуляции с исходными веществами и наноструктурными порошками проводили в заполненном аргоном перчаточном боксе MBRAUN 7042 поддерживающим чистоту атмосферы по кислороду и парам воды не хуже 0,1 ppm.

Изучение морфологии полученных порошков проводили с помощью методов оптической и сканирующей электронной микроскопии на микроскопах Optika B-600MET и Quanta 200 3D соответственно.

Исследования структурно-фазового состава полученных некомпактных композиционных материалов использовали методы рентгеноструктурного анализа и спектроскопии комбинационного рассеяния света. Для этого использовали установки PANalytical Empyrean и NTEGRA Spectra. Спектры КРС получены при использовании лазерного излучения на 473 нм.

Измерение микротвердости проводили с помощью микротвердомера Shimadzu HNV-2 при нагрузке на индентор 0,5 Н и выдержке 12 секунд.

Результаты и их обсуждение.

Анализ полученных данных показывает качественные отличия протекания процесса механической активации при обработке шихты с различным содержанием графита.

Для процесса механической активации смеси с $n=1\%$ можно выделить три характерные стадии.

На первой стадии происходит интенсивная пластическая деформация частиц исходной шихты и их диспергирование. Морфология частиц в различные моменты времени данной стадии претерпевает значительные изменения. Наиболее характерными формами являются: пластинки. Размеры частиц получаемых на данной стадии изменяются в широком интервале от 40 до 800 мкм.

Второй стадии соответствует повторяющийся стохастический цикл, включающий пластическое деформирование, пластическую сварку частиц и диспергирование. Для данной стадии характерны частицы с морфологией соответствующей первой стадии, а также агломераты эллиптической формы, образованные в ходе пластической сварки и деформирования частиц меньшего размера.

Иная картина наблюдалась при механоактивационной обработке шихты с $n=10\%$. Так например, увеличивается продолжительности первой стадии, которая занимает от 10 до 25 минут. Для данной стадии характерны частицы в виде пластин с распределенным на поверхности графитом (рис. 2). Диапазон изменения размера частиц получаемых на данной стадии составляет от 100 до 1000 мкм.

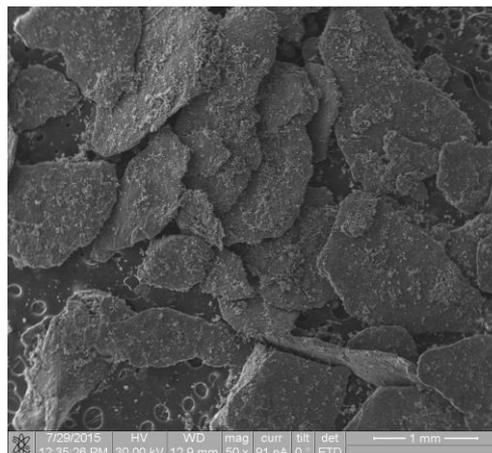


Рис. 2. Микрофотографии частиц композиционного материала Al-2Mg-nC ($n=10\%$) (первая стадия)

Отличительной особенностью второй стадии является значительное снижение интенсивности процесса пластической сварки частиц, что обусловлено уменьшением количества ювенильных поверхностей. Частицы порошка, получаемые в ходе данной стадии имеют эллиптическую форму с развитой поверхностью. Дисперсность порошка полученного на данной стадии составляет от 10 до 80 мкм (см. рис. 3).

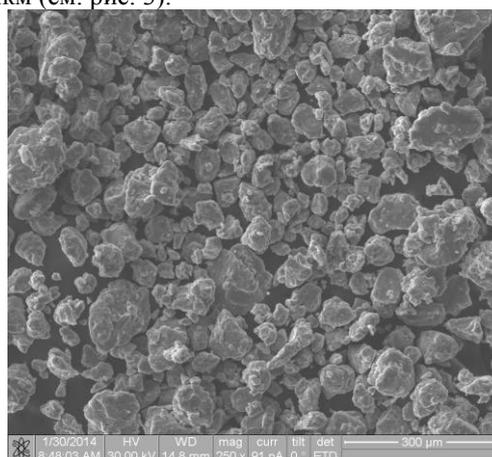


Рис. 3. Микрофотографии частиц композиционного материала Al-2Mg-nC ($n=10\%$) (вторая стадия)

Согласно данным рентгеноструктурного анализа фазовый состав механоактивированных порошков аналогичен матричному материалу Al-2Mg. Уширение и смещение основных пиков интерметаллидных фаз объясняется уменьшением областей когерентного рассеяния и изменением параметра решетки ввиду увеличения концентрации твердого раствора легирующих элементов в решетке алюминия.

Также были получены оценки изменения размеров областей когерентного рассеяния по которому с удовлетворительной точностью можно судить о размере зерен или субзерен полученного некомпактного композиционного материала.

Изучение изменения размера области когерентного рассеяния показывает, что средний размер кристаллитов алюминия в процессе механической активации уменьшается от исходного

значения 150...200 нм до 44...47 нм за 50 минут обработки.

Интенсивность и степень измельчения кристаллитов алюминия увеличиваются с повышением концентрации графита в исходной шихте.

Получение спектров комбинационного рассеяния света проводили в нескольких точках при одинаковых параметрах системы. Время регистрации устанавливалось таким образом, чтобы на графике интенсивность пика была значительно больше шумового сигнала. На рис. 4 представлены наиболее типичные спектры соответствующих образцов.

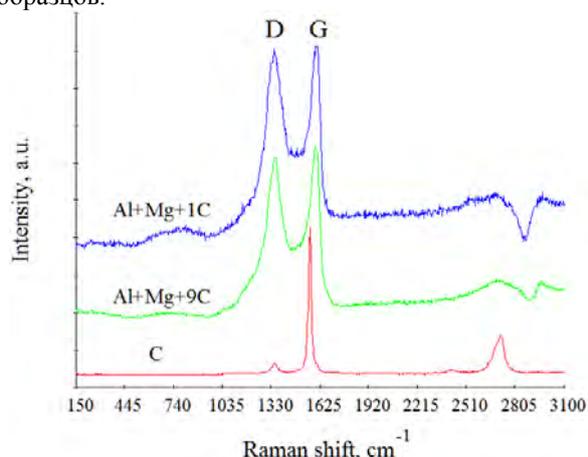


Рис. 4. Спектры КРС исходных порошков Al-2Mg-nC длина волны 473 нм

На спектрах хорошо видны основные D и G-полосы углерода, причем их соотношение соизмеримо, что говорит о довольно большом количестве дефектов в образцах. Добавление измельченного графита в порошки приводит к смещению G-полосы углерода в область более высоких частот. Необходимо отметить отсутствие пиков характерных для Al_4C_3 . Это позволяет говорить о том, что в процессе механической активации (при выбранных режимах) композиционного материала Al-2Mg-nC карбид алюминия не образуется.

Консолидацию полученного некомпактного композиционного материала проводили методом одностороннего прессования при температуре 300°C и давлении 400 МПа. Результаты исследования относительной плотности полученных компактов показывают, что в зависимости от содержания графита она изменяется в диапазоне 86...90%. Причем, большие значения плотности соответствуют образцам с меньшим содержанием графита. Измерения микротвердости образцов показали ее значительное увеличение. Так например, при n=1% твердость увеличивается ~3 раза по сравнению с исходной и составила 210 НВ. Увеличение содержания графита в исходной шихте до n=10% ведет к увеличению твердости ~3,8 раза.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта 15-08-08032 а.

Список литературы.

1. Xudong Yang, Enzo Liu, Chunsheng Shi, Chunnian He, Jiajun Li, Naiqin Zhao, Katsuyoshi Kondoh. Fabrication of carbon nanotube reinforced Al composites with well-balanced strength and ductility. // Journal of Alloys and Compounds, 2013. 563. P. 216–220.
2. Esawi A.M.K., Morsi K., Sayed A., Taher M., Lanka S. Effect of carbon nanotube (CNT) content on the mechanical properties of CNT-reinforced aluminium composites. // Composites Science and Technology, 2010. 70. P. 2237–2241.
3. Liu Z.Y., Xu S.J., Xiao B.L., Xue P., Wang W.G., Ma Z.Y. Effect of ball-milling time on mechanical properties of carbon nanotubes reinforced aluminum matrix composites. // Composites: Part A, 2012. 43. P. 2161–2168.
4. Евдокимов И.А., Пивоваров Г.И., Бланк В.Д., Аксененков В.В., Кириченко А.Н., Ваганов В.Е. Металлоуглеродный композиционный материал на основе алюминия. // Химия и химическая технология, 2011. т.54. вып.7. с.58-62.
5. Khalid F.A., Beffort O., Klotz U.E., Keller B.A., Gasser P., Vaucher S. Study of microstructure and interfaces in an aluminium-C60 composite material. // Acta Materialia, 2003. P. 4575–4582.
6. Popov M., Medvedev V., Blank V., Denisov V., Kirichenko A., Tatiyanin E., Akseenkov V., Perfilov S., Lomakin R., Diyakov E., Zaitsev V.. Fulleride of aluminum nanoclusters. // Journal Applied Physics, 2010. V.108. №9.
7. Евдокимов И.А., Ваганов В.Е., Решетняк В.В., Бланк В.Д., Пивоваров Г.И., Перфилов С.А., Кириченко А.Н., Аксененков В.В., Баграмов П.Х., Татянин Е.В., Иванов Л.А. Структура и свойства наноструктурных композиционных материалов системы алюминий-ононы. // Конструкции из композиционных материалов, 2013. №1. с.43-48.
8. Yan S.J., Dai S.L., Zhang X.Y., Yang C., Hong Q.H., Chen J.Z., Lin Z.M. Investigating aluminum alloy reinforced by graphene nanoflakes. // Materials Science & Engineering A, 2014. 612. 440-444.
9. Goussous S., Xu W., Wu X., Xia K. Al-C nanocomposites consolidated by back pressure equal channel angular pressing. // Composites Science and Technology, 2009. 69. P. 1997–2001.
10. Santos-Beltran A., Estrada-Guel I., Miki-Yoshida M., I.Barajas-Villaurei J., Martinez-Sanchez. Microstructural and mechanical characterization of aluminium-graphite composites. // Journal of metastable and nanocrystalline materials, 2004. v. 20-21. P. 133-138.
11. Jafari M., Abbasi M.H., Enayati M.H., Karimzadeh F. Mechanical properties of nanostructured Al2024-MWCNT composite prepared by optimized mechanical milling and hot pressing methods. // Advanced Powder Technology, 2012. 23. P. 205–210.

РОЛЬ ДЕФЕКТОВ ПРИ НЕМОНОТОННЫХ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В СИСТЕМЕ Pd–Ni–H

В.М. Авдюхина, А.А. Белоусова, О.В. Акимова, И.С. Левин

Физический факультет МГУ имени М.В. Ломоносова, Москва, Россия, vm_avdyukhina@physics.msu.ru

Представлены результаты рентгеновского исследования структурно-фазовых характеристик сплава Pd₃Ni после его электролитического насыщения водородом в процессе релаксации. Установлено, что в процессе старения исследуемому сплаву присуще образование различного рода дефектных комплексов, которые образуются в основном за счет вакансий, поступивших в матрицу сплава при гидрировании. Основное направление эволюции такой системы определяется переходом атомов компонент сплава между матрицей и дефектными комплексами сплава.

Ключевые слова: водород в металлах, сплавы на основе палладия, немонотонные структурные превращения, дефектные комплексы, рентгеновская дифракция.

Presents the results of X-ray study of structural and phase characteristics of the alloy Pd₃Ni after electrolytic hydrogen saturation during the relaxation process. It is established that in the process of aging of the investigated alloy is inherent in the formation of various kinds of defect complexes, which occurs owing to the availability of vacancies in the matrix of the alloy during hydrogenation. The main direction of evolution of such a system is determined by the transition of the component atoms of the alloy between the matrix and defect complexes alloy.

Keywords: hydrogen in metals, palladium-based alloys, nonmonotonic structural transformations, defect complexes, X-ray diffraction.

Цель

Растворение водорода в металлах и сплавах может привести к получению материалов, отличающихся по своим физическим свойствам от свойств чистого металла [1]. Однако из-за неполноты теории нельзя заранее предсказать характер и глубину изменения свойств гидрированных систем. Поэтому выяснение различных особенностей структурной эволюции в водородсодержащих сплавах, определение характера ее развития во времени, продолжительности существования, зависимости от дефектного состояния системы, условий гидрогенизации является весьма актуальной задачей.

Водород способен взаимодействовать с различного рода дефектами, содержащимися в реальных твердых телах. Накопление водорода в дефектных комплексах может вызвать значительное ухудшение эксплуатационных характеристик материалов. Поэтому изучение процессов взаимодействия водорода с несовершенствами структуры металлов и сплавов также представляет большой практический интерес.

Характерной чертой переходных металлов, к которым относится палладий и никель, является их способность образовывать с атомами водорода широкие области непрерывных твердых растворов внедрения. Для них характерна высокая скорость диффузии водорода, что позволяет варьировать концентрацию твердых растворов Pd–Ni–H в широких пределах путем изменения химического потенциала водорода за счет увеличения или уменьшения его давления в процессе гидрирования.

В связи с этим в качестве объекта исследования был выбран сплав Pd₃Ni после его электролити-

ческого гидрирования в процессе 500-часовой релаксации (старения).

Образец и методика эксперимента

Исследуемый сплав был выплавлен из высококачественных компонентов в электродуговой печи. Образец был приготовлен путем сошлифовывания части слитка сплава и полировки образовавшейся поверхности, поэтому исходное состояние образца было деформированным. Далее он электролитически насыщался водородом при плотности тока 80 мА/см² в течение 0.5 часа. После гидрирования релаксация образца проходила на воздухе в нормальных условиях. Запись рентгеновских дифракционных спектров проводилась на монохроматизированном Cu-K_{α1} излучении дифрактометра ДРОН-УМ2. Методика получения и обработки рентгеновских дифракционных максимумов подробно описана в [2].

Результаты эксперимента и их обсуждение

Экспериментально полученные дифрактограммы линий (111), (200), (220), (311) для исходного состояния образца представляли собой симметричные, описываемые одной функцией Лоренца, кривые, имеющие значительную ширину. Расчеты показали, что период решетки оказался равным $(3.8210 \pm 0.0005) \text{ \AA}$, что соответствует концентрации атомов никеля в образце $(25.2 \pm 0.1) \text{ ат. \%}$ [3], а величина упругих напряжений была отрицательной и равной $\sigma = -(82 \pm 4) \text{ кг/мм}^2$. Все это свидетельствовало о том, что в исходном состоянии в образце присутствовали дефектные D–M - (дефект-металл) комплексы, имеющие больший удельный объем, чем матрица сплава [4]. Наличие подобных дефектных комплексов приводит к возникновению упругих напряжений в образце, что в свою очередь характе-

ризуется тем, что параметры решетки a_{hkl} , рассчитанные из положения максимумов разных дифракционных линий (hkl), оказываются разными, хотя кристалл в целом остается кубическим.

Гидрирование исследуемого сплава при вышеуказанных условиях не привело к образованию в нем богатой водородом β - фазы. Скорее всего, это связано с тем, что в исходном состоянии в образце имелись достаточно мощные дефектные комплексы типа $D-M$, которые создавали в нем упругие напряжения сжатия вдоль поверхности образца, или процесс $\beta \rightarrow \alpha$ превращения имел высокую скорость (прошел менее чем за 0.4 часа). Заметим, что при используемой плотности тока приложенное давление составляло порядка 1360 атмосфер [5]. Скорее всего, приложенного давления было недостаточно, чтобы произошло образование зародышей β - фазы при существующей дефектной структуре в образце, поскольку энергия образования этой фазы существенно зависит от энергии дефектной структуры [5]. Так как при исследовании сплава Pd_3Ni интегральная ширина дифракционных линий уже в исходном состоянии была достаточно большой, то именно развитая дефектная структура в нем (большая «мощность» $D-M$ - комплексов (большая величина $|\sigma|$)) и является возможной причиной отсутствия β - фазы в исследуемом образце.

Для установления характера эволюции и ее основных черт для α -фазы сплава $Pd-25.2$ ат. % Ni было проведено исследование структурно-фазовых характеристик в процессе релаксации образца после гидрогенизации. Было установлено, что для α -фазы характерен стохастический характер изменения как интегральной интенсивности, так и интегральной полуширины дифракционных линий. Это связано с тем, что в процессе релаксации происходит как изменение разворота блоков мозаики параллельных входной поверхности образца, так и изменение дефектной структуры α - фазы.

Были также обнаружены процессы трансформации формы всех дифракционных линий в более сложные, чем в исходном (однофазном) состоянии образца. Они трансформировались то в одиночные, то в «многопиковые». Превращения, указанные выше, носили аперриодический (стохастический) характер. Заметим, что структурно-фазовые превращения происходили в отсутствие богатой водородом β -фазы в образце, что наблюдалось впервые [2].

Кроме того, наблюдали изменение как количество составляющих дифракционных максимумов в разных областях когерентного рассеяния (ОКР), так и долей сосуществующих фаз, что свидетельствует о том, что в системе в разное время после гидрирования сосуществуют области нескольких (в большей степени 2-3) составов, содержащие разное количество вакансий и дефектных комплексов. После гидрогенизации сплава в процессе его релаксации вакансии и атомы никеля (а, возможно, и водород, который сохраняется в межблочном пространстве и в

небольшом количестве (менее 2%) содержится в матрице α -фазы) перемещаются дефектными $D-M$ -комплексами и матрицами сосуществующих фаз, что ведет к расслоению образца. Наблюдаемое «дрожание» положения составляющих дифракционных максимумов объясняется динамическим характером $D-M$ -комплексов, обусловленным кооперативными процессами обмена составляющими между ними и окружающими их областями матрицы сплава.

Стоит особо отметить, что полученные экспериментальные данные по влиянию гидрогенизации и последующей релаксации на характер структурно-фазовых превращений в исследуемом сплаве $Pd-Ni-H$ подтверждают модель поведения водородсодержащих палладиевых сплавов в процессе их десорбции, предложенную нами в [6-9], даже в случае отсутствия вхождения заметного количества водорода в матрицу сплава.

Приобретение дифракционными максимумами сплава $Pd-25.2$ ат. % Ni «многопикового» характера связано с тем, что в процессе эволюции система за счет миграции, в основном, вакансий и атомов никеля, диффузионная подвижность которых в присутствии вакансий резко возросла, каждый раз (в различные времена) быстро переходит от одной группы долгоживущих состояний к другой. Нерегулярность (стохастичность) указанного выше процесса релаксации определяется тем, что он обусловлен несколькими факторами (концентрацией вакансий, атомами второго компонента, мощностью дефектных комплексов и, возможно, водорода), определяющими этот процесс, а также с фрактальным характером распределения многодолинного синергетического потенциала в обратном пространстве [5].

Установлен разный характер распада фазового состояния образца, бывшего однофазным до его гидрогенизации, на сосуществующие фазы в процессе эволюции после гидрогенизации в зависимости от ОКР. Данный факт указывает на то, что термодинамический потенциал различен для разных направлений в исследуемом сплаве.

Также впервые обнаружены одновременные и одинаковые по знаку стохастические изменения величин периода решетки и величины упругих напряжений для исследованного сплава $Pd-Ni-H$ сразу после гидрирования и на протяжении 500 часов релаксации, что свидетельствует о протекании в нем кооперативных процессов миграции вакансий и атомов никеля преимущественно между матрицей и дефектными комплексами. Перемещение атомов компонент сплава происходит в основном за счет поступления вакансий в матрицу сплава при гидрировании, которые увеличивают их диффузионную подвижность.

Установлено, что дефектные комплексы в исследуемом сплаве являются устойчивыми на протяжении 500 часов, а в процессе релаксации происходит немонотонное изменение их «мощности» за счет

обмена вакансиями и атомами никеля (возможно и водородом) с матрицей сплава.

Список литературы

1. Гельд П. В., Рябов Р. А., Кодес Е. С. Водород и несовершенства структуры металлов. М.: Metallurgia. 1979.
2. Авдюхина В.М., Акимова О.В., Левин И.С., Пеганов А.А. Стохастический характер фазовых превращений в сплаве Pd-Ni после электролитического гидрирования // ВМУ. Серия 3. Физика. Астрономия. 2015. № 3. С. 37–42.
3. Sakamoto Y., Yuwasa K., Hirayama K. X-ray investigation of the absorption of hydrogen by several palladium and nickel solid solution alloys // Journal of the Less-Common Metals. 1982. T. 88. P.115-124.
4. Авдюхина В.М., Анищенко А.А., Кацнельсон А.А., Ревкевич Г.П. Особенности структурных превращений при релаксации неравновесных систем Pd-M-H // Перспективные материалы. 2001. №6. С. 12-23.
5. Олемской А.И., Кацнельсон А.А. Синергетика конденсированной среды. М.: УРСС. 2003.
6. Avdyukhina V.M., Anischenko A.A., Katsnelson A.A., Revkevich G.P. Hydrogen-induced nonmonotonic hopping structure evolution in Pd-based alloys // International Journal of Hydrogen Energy. 2005. V. 31.P. 217-222.
7. Авдюхина В.М., Анищенко А.А., Кацнельсон А.А., Ревкевич Г.П. Роль вакансий в структурной релаксации сплава Pd-Mo после гидрогенизации // ФТТ. 2004. Т. 46. №2. С. 259-263.
8. Авдюхина В.М., Анищенко А.А., Кацнельсон А.А., Ревкевич Г.П. Особенности индуцированной водородом дискретной (прыжковой) эволюции структуры в сплавах Pd-Ta-H и Pd-Mo-H // ФТТ. 2005. Т. 47. № 3. С.387-394.
9. Авдюхина В.М., Ревкевич Г.П., Кацнельсон А.А. Характер структурных превращений в водородсодержащих сплавах на основе палладия // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2006. № 12. С. 15-22.

ОСЛАБЛЕНИЕ ТЕКСТУРЫ ПРОКАТКИ ФОЛЬГИ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ РЕЛАКСАЦИИ ПОСЛЕ ГИДРИРОВАНИЯ

Акимова О.В.¹, Авдюхина В.М.¹, Щетинин И.В.²

¹ Физический факультет МГУ имени М.В. Ломоносова, akimova@physics.msu.ru

² НИТУ "МИСиС" "Центр рентгеноструктурных исследований", Москва, Россия

Проведено рентгendifракционное исследование состояния длительной релаксации (55000 часов) фольги сплава Pd-5.3at.%In-0.5at.%Ru после электролитического гидрирования. Выявлены фазовые превращения, произошедшие после дегазации сплава. Длительная "пост-водородная" релаксация структуры привела к значительному уменьшению доли фаз, содержащих вакансии. Установлено существенное уменьшение текстуры прокатки фольги.

Ключевые слова: текстура, водород в металлах, вакансии, фазовые превращения, рентгеновская дифрактометрия.

The study of the state foil alloy Pd-5.3 at.%In-0.5 at.%Ru with the X-ray diffraction for a long period of relaxation (55,000 hours) after electrolytic hydrogenation were conducted. Phase transformations that occurred after the degassing of the alloy were identified. A long period of "post-hydrogen" relaxation patterns has led to a significant decrease in the proportion of phases containing vacancies. The significant decrease of the rolling texture of the foil was installed.

Keywords: texture, hydrogen in metals, vacancies, phase transformations, X-ray diffraction.

Цель

Изучение изменений структуры и прочностных характеристик металлов при гидрогенизации - актуальная область исследований, необходимых как в контексте задач получения водорода высокой степени чистоты, так и для обеспечения безопасности технологических процессов.

При изучении электрохимической абсорбции водорода особый класс составляют сплавы на основе палладия. Высокая избирательная проницаемость к водороду обусловила применение их в качестве диффузионных фильтров-мембран при получении водорода высокой степени чистоты [1-2] и незаменимость при фундаментальных исследованиях гидрогенизации материалов.

Несмотря на большое количество работ и длительный временной этап по изучению систем «водород-металл», нет единой картины взаимодействия водорода с металлами, невозможно предсказать изменение структурно - фазовых характеристик водородсодержащих материалов во времени. В связи с чем очевидна необходимость и злободневность рентгеноструктурных исследований гидрогенизированных материалов.

Особо следует отметить, что рентгеноструктурные исследования гидрированных материалов обладают неоспоримым преимуществом, поскольку являются неразрушающими.

Методика исследования и расчетов.

В качестве объекта исследования была выбрана фольга сплава Pd-5.3 ат.%In-0.5 ат.% Ru (толщиной 50 мкм), гидрирование которой проводилось в течение 0.5 часа при плотности тока 10 мА/см²; электролит – 4 % водный раствор NaF. После насыщения образец хранился при комнатной температуре на

воздухе.

Дифракционная картина фиксировалась с обеих сторон фольги. Сторона, которая была обращена к аноду, для краткости обозначена как "А", противоположная - "В" [3]. Все экспериментально полученные интенсивности дифракционных максимумов нормировались на теоретически рассчитанные значения интенсивности [4]:

$$I_{теор} = n_0^2 f^2 K(\theta) e^{-2M} \quad (1)$$

где n_0 – число элементарных ячеек в единице объема, f – атомный фактор рассеяния, e^{-2M} – температурный фактор, $K(\theta)$ – поляризационный множитель [4].

Отношение нормированных интегральных интенсивностей дифракционных максимумов для двух порядков отражений одного кристаллографического направления дает информацию о превалировании в сплаве дефектов I-го класса (вакансий, пор, кластеров, дифракционных петель малого размера) или эффекта экстинкции [4].

В случае установления превалирующего влияния на дифракционную картину вторичной экстинкции, возможно рассчитать величину отражающего объема (V) и угла разориентировки областей когерентного рассеяния (ОКР) определенного кристаллографического направления по формуле Ланге [4]:

$$I_{прис} = \frac{I_{эксп}}{I_{теор}} = \left(\frac{f_{эксп}}{f_{теор}} \right)^2 = \left(1 - g \frac{16}{\mu} n_0^2 \left(\frac{e^2}{mc^2} \right)^2 \lambda^3 f_{теор}^2 \frac{K}{\sin 2\theta} \right) V \quad (2)$$

где g - коэффициент вторичной экстинкции. μ - фотоэлектрический коэффициент поглощения

Коэффициент вторичной экстинкции содержит информацию о состоянии границ между ОКР, так

как (3) определяем среднеквадратичным углом разориентировки $\langle \alpha \rangle$.

$$g = \frac{1}{\sqrt{8\pi\langle \alpha \rangle^2}} \quad (3)$$

Съемка рентгеновских дифракционных спектров состояния релаксации 55000 часов фольги сплава Pd-5.3 ат.%In-0.5 ат.% Ru была произведена на дифрактометре "Rigaku SmartLab" с использованием монохроматизированного Cu-K $_{\alpha 1}$ -излучения. Использовалась схема фокусировки по методу параллельного пучка. С помощью программы "Fityk" определялись угловые положения, дифракционные уширения и интегральные интенсивности дифракционных максимумов.

При указанной схеме фокусировки объем образца, участвующий в образовании любого дифракционного максимума, остается постоянным. Расчет глубины слоя, формирующего дифракционный пик, проводился согласно (6):

$$I = I_0 \cdot \exp\left(-\frac{2\mu}{\sin(\theta)} x\right) \quad (4)$$

где I_0 - интенсивность первичного пучка, μ - коэффициент поглощения, x - толщина рассеивающего слоя.

Установлено, что для исследуемого образца при использовании Cu-K $_{\alpha 1}$ -излучения дифракционные линии первых порядков отражений получены от приповерхностного слоя толщиной 3 мкм, а линии вторых порядков отражений - от слоя толщиной до 6 мкм [6].

дены для сравнения значения ($I(400)/I(222)$), так как интенсивность этих дифракционных максимумов формируется при близких значениях глубины проникновения рентгеновских лучей в образец.

Ослабление интенсивности первых порядков отражений для ОКР (111) и ОКР(100) в сравнении с интенсивностью вторых порядков отражений с обеих сторон фольги (табл. 1) свидетельствовало о преобладающем влиянии экстинкционных эффектов при формировании дифракционных максимумов.

Состояние сплава после ЭГ и 8200 часов релаксации характеризуется ослаблением текстуры по $\langle 100 \rangle$ с обеих сторон фольги, причем со стороны «В» в большей степени (табл. 1). Заметим, что для этого времени эволюции фольги исследуемого сплава был установлен практически полный уход водорода из матрицы металла и определено значительное количество фаз, обогащенных вакансиями [8]. Большее количество таких фаз выявлено со стороны «А» для $\langle 111 \rangle$. Ослабление интенсивности первых порядков отражений для ОКР (111) и ОКР(100) в сравнении с интенсивностью вторых порядков отражений с обеих сторон фольги (табл. 1) свидетельствует о преобладающем влиянии эффекта экстинкции и для этого состояния. Но со стороны «А» наблюдается уменьшение отношения $I(2h2k2l)/I(hkl)$ как для отражений типа $\{111\}$, так и $\{100\}$, что свидетельствует об уменьшении экстинкционных эффектов.

Несмотря на то, что в системе после 8200 часов релаксации практически не осталось водорода, процессы изменения дефектной структуры с

Таблица 1 Соотношение нормированных интенсивностей дифракционных максимумов для трех состояний фольги

I(2h2k2l)/I(hkl)	Сторона «А»			Сторона «В»		
	состояние до ЭГ	состояние 8200 ч релаксации	состояние 55000 ч релаксации	состояние до ЭГ	состояние 8200 ч релаксации	состояние 55000 ч релаксации
I(400)/I(200)	1.4	1.3	1.0	1.4	1.5	0.4
I(222)/I(111)	1.6	1.3	0.4	1.6	2.8	0.3
I(400)/I(222)	7.0	5.7	1.7	7.0	4.0	1.2

При определении концентрации атомов индия для состояний сплава перед электролитическим гидрированием (ЭГ) и после длительной релаксации (8200 и 55000 часов) использовалась зависимость Вегарда для сплава Pd-In [7]. Это обусловлено отсутствием в литературе фазовой диаграммы тройной (Pd-In-Ru) системы и тем, что концентрация атомов рутения в исследуемой фольге мала, составляет всего 0.5 ат.%, а атомные радиусы палладия и рутения близки (отличаются на 2 %).

Результаты и их обсуждение.

Рентгендифракционное исследование состояния фольги сплава Pd-5.3ат.%In-0.5ат.%Ru после первого гидрирования и годовой релаксации выявило неоднородности в распределении ОКР по концентрации индия и [6,8].

Сравнение нормированных интенсивностей дифракционных максимумов различных кристаллографических направлений выявило текстуру по $\langle 100 \rangle$ с обеих сторон фольги. В (табл. 1) приве-

обеих сторон фольги продолжались. Подтверждением служит ослабление текстуры прокатки по направлению $\langle 100 \rangle$ (табл. 1) с обеих сторон фольги и усиление влияния на дифракционную картину дефектов первого класса, установленное для состояния 55000 часов релаксации сплава после ЭГ. Причем со стороны «В» уменьшение текстуры в исследованной фольге прошло дальше. Как отмечено ранее [6,8], с этой стороны все фазовые превращения идут быстрее.

Таким образом, можно заключить, что впервые установлено существенное уменьшение текстуры прокатки в фольге сплава Pd-In-Ru после ее гидрирования и длительного хранения, что обусловлено эффектами изменения дефектной структуры матрицы сплава даже в отсутствии в ней водорода, но при наличии большого количества вакансий, поступивших при гидрировании фольги.

Список литературы

1. Козлов С.И., Фатеев В.Н. Водородная энергетика: современное состояние, проблемы, перспективы. М.: Газпром ВНИИГАЗ, 2009. 518 с.
2. Бурханов Г.С., Горина Н.Б., Кольчугина Н.Б., Рошан Н.Р. Сплавы палладия для водородной энергетики // Журн. Рос. хим. об-ва им. Д.И. Менделеева, 2006. Т. 1. № 4. С. 36-40.
3. Авдюхина В.М., Акимова О.В., Левин И.С., Ревкевич Г.П. Влияние гидрирования на перераспределение атомов индия в сплаве Pd-In-Ru в процессе релаксации // Вестник Московского университета. Физика. Астрономия. 2011. № 1. С. 33-38.
4. Иверонова В.И., Ревкевич Г.П. Теория рассеяния рентгеновских лучей. М.: Из-во МГУ. 1978. 277 с.
5. Водород в металлах. Под редакцией Г.Алефельда и И.Фелкля. Т. 1. М.: Мир, 1981. 430с.
6. Акимова О.В., Авдюхина В.М., Левин И.С., Ревкевич Г.П. Методика моделирования распределения легирующего компонента по данным рентгенодифракционного эксперимента / Известия РАН, Серия физическая. 2014. Т. 78. № 11. С. 1443–1448.
7. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Под редакцией Лякишева Н.И., М.: Машиностроение, 1999. Т.3, книга 1. 872 с.
8. Авдюхина В. М., Акимова О.В., Левин И.С., Ревкевич Г. П. Изменение структурно-фазового состояния фольг сплава Pd-In-Ru после гидрирования и длительной релаксации // Вестник Московского университета. Физика. Астрономия.. 2014. № 4. С.72-79.

УСТРОЙСТВА ГИДРОСТРУЙНОЙ ОБРАБОТКИ НОВЫХ ПОКОЛЕНИЙ

А.Ю. Албагачиев¹⁾, А.П. Кушнир²⁾

¹⁾ Институт машиноведения им. А. А. Благонравова РАН, Москва, Россия

albagachiev@yandex.ru

²⁾ Московский государственный университет информационных технологий, радиотехники и электроники
is5mgupi@yandex.ru

В статье рассматриваются устройства и технология гидроструйной обработки новых поколений, разработанные в МГУПИ/МИРЭА

Ключевые слова: гидроабразивная обработка, коррозия, покрытие, дилатансия, пескоструйная обработка

К одним из новых направлений в области гидроабразивной обработки относятся работы, проведенные под руководством профессора А.И. Крашенинникова. Разработанные в лаборатории Гидроструйной обработки и противокоррозионной защиты металлов (ЛГОПЗМ) МИРЭА/МГУПИ дилатансные добавки не только замедляют процесс коррозии, но и создают на обработанных металлических поверхностях защитно-декоративное покрытие серебристого цвета.

Антикоррозийная защита металла — главная проблема в решении вопроса обеспечения долговечности металлических конструкций. Под влиянием комплекса атмосферных воздействий и агрессивных сред металлические конструкции утрачивают первоначальный внешний вид и теряют свои прочностные качества. Поэтому вопрос антикоррозийной защиты металлоконструкций всегда стоит очень остро.

Новая технология гидроабразивной обработки поверхности металла позволяет за один технологический прием проводить операции обезжиривания, струйной очистки от загрязнений, ингибирования от атмосферной коррозии, мойки и сушки. Эффект достигается за счет введения в движущийся с высокой скоростью поток энергоносителя (до 400 м/с) специального гидроабразивного состава. Энергоносителем может выступать как вода, так и воздух. Технология разработана взамен широко распространенного в настоящее время струйнообразивного (пескоструйного) метода чистки. В основе разработки положен многокомпонентный раствор — растворитель и присадки. В качестве растворителя используется вода более 90% (по массе). Присадки представляют собой водорастворимые полимеры, которые обеспечивают эффект Томмса (ламинизация потока струи) и бентонитовые глинопорошки. Присадки обеспечивают дилатантное упрочнение (аномальное повышение вязкости состава с повышением напряжения и скорости сдвига) струи при ее ударе о загрязненную поверхность. Данная технология не имеет аналогов в мире. Технологии, материалы и устройства запатентованы в РФ (более 15 патентов за последние несколько лет) и успешно опробована на практике совместно с ведущим предприятием ООО «СК Паритет-МК».

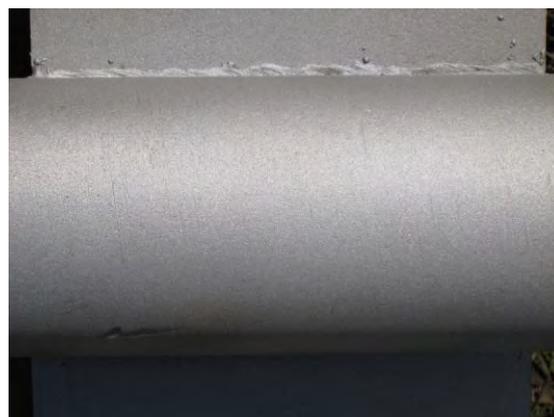


Рис. 1. Металлоконструкции, обработанные по инновационной технологии

Разработанные гидроабразивные составы и технологии позволяют:

1) проводить высокоэффективную обработку металлической поверхности как в полевых условиях, так и на объектах повышенного уровня эксплуатационных требований до степени очистки Sa 2.5-3 (по ISO 8501-1) с производительностью до 40 кв.м. в час и более;

2) добиться ингибирующего эффекта после обработки (отсутствие атмосферной коррозии во влажной среде в течение нескольких суток);
3) совместить в одной технологической операции сразу три трудоемких процедуры: обезжиривание, чистка, ингибирование (пассивация) с возможным включением мойки и сушки;

4) расширить межоперационный промежуток между чисткой и нанесением ЛКП в полевых условиях в несколько раз;

5) снизить расход лакокрасочного материала на 20-30% за счет более качественной обработки поверхности с одновременным улучшением качества самого покрытия (адгезия, долговечность и др.);

6) существенно улучшить санитарные условия обработки (удалить пыль, вызывающую тяжелое поражение дыхательных путей и силикоз легких);

7) добиться соблюдения экологических норм при производстве работ, использовать только экологичные материалы, полностью удовлетворяющие санитарным нормам, в значительно меньших количествах;

8) добиться полной пожаробезопасности проводимых работ;

9) повысить производительность труда по сравнению с пескоструйным способом в 2-3 раза.

Данная технология, в зависимости от решаемых задач и аппаратного обеспечения, может иметь два широких функциональных решения: гидродинамическая обработка – энергоносителем рабочего тела (дилатантной жидкости) является струя при давлении истечения порядка 25...50 МПа; абразивоструйная обработка – энергоносителем в данном случае является струя сжатого воздуха, несущая частицы абразива, смоченного дилатантным составом, при давлении порядка 0,5-1 МПа.

Отрасли применения основных видов металлоконструкций, определяют огромный национальный фонд применения разработанной технологии:

- морские, речные суда их узлы и конструкции, платформы, портовые сооружения;
- металлоконструкции каркасов зданий, блок-контейнеры, блок-боксы, резервуары нефтехранилищ;
- мосты, опоры;
- внутренние и наружные поверхности цистерн;
- нестандартные металлоконструкции и пр.

Данная технология в рамках работ по очистке металлоконструкций, позволяет увеличить временной интервал до появления коррозии и момента нанесения лакокрасочного покрытия, за счет создания защитной нанопленки в процессе очистки.

Технология может быть применена также и для очистки неметаллических поверхностей (кирпича, бетона и т.п.), в том числе от граффити. В отличие от пескоструйной обработки предлагаемая технология и аппараты могут быть использованы в условиях города, так как они не представляют собой экологическую опасность для людей и окружающей среды.

Для выявления защитного действия пленки, образующейся на образце в результате гидроструйной обработки, нами проведен ряд коррозионных исследований: испытания на атмосферостойкость; адгезионные испытания; импедансные испытания. Полученные данные, позволяют сделать вывод о том, что образцы, обработанные рабочей жидкостью под давлением, не только не уступают образцам, обработанным механически, по коррозионной стойкости, но и значительно превосходят их. В еще большей степени преимущества предлагаемой технологии проявляются в сравнении с традиционной гидроабразивной обработкой.

Технологический процесс обработки существенно упрощается и сокращается, так как ряд операций, которые ранее выполнялись поочередно, теперь совмещены и выполняются одновременно. При этом отпадает необходимость в использовании ингибиторов, пассивирующих веществ, не требуется также утилизация водной смеси, так как добавки экологически безвредны, а их количество и стоимость – минимальны.

В МИРЭА/МГУПИ разработаны способ снижения рабочих давлений такой обработки путем модификации реологических свойств жидкости. Был использован эффект обратимой дилатансии, придающей рабочей жидкости абразивные свойства при ее ударе о поверхность твердого тела и снижающей тем самым рабочее давление, используемое для очистки.

Суть предлагаемого метода выглядит следующим образом. Готовят водный раствор на основе водорастворимого полимера с минеральными неабразивными добавками (специальные глины) для дальнейшего использования в качестве рабочей жидкости при гидродинамической обработке. Рецептура подбирается таким образом, чтобы в области высоких скоростей сдвига раствор существенно (на несколько порядков) обратимо повышал свою вязкость (реологическая дилатансия). В условиях динамического взаимодействия с твердой поверхностью струя такой жидкости «каменеет», приобретая механические свойства твердого абразива, активно удаляет с поверхности все загрязнения и наслоения (за счет моющего, обезжиривающего и поверхностно-активного воздействия), а ее компоненты прочно закрепляются на свежесформированной поверхности с образованием тонкой пленки наноразмерной толщины, придающей поверхности ряд полезных свойств: защита от ржавления (ингибирование) и вторичного загрязнения, повышенная адгезионная способность к лакокрасочному материалу (ЛКМ, функция грунтовочного слоя). После удара жидкость снова приобретает текучие свойства, смывает отслоившуюся грязь и стекает с поверхности. Объект после мойки и сушки готов к покраске. Одновременно с чисткой происходят и два других важных процесса подготовки поверхности: удаление пыли

и обезжиривание из-за того, что рабочая жидкость также обладает моющими свойствами. Существуют также рецептуры, позволяющие в процессе чистки одновременно производить пассивацию стальных поверхностей.

Важнейшим эффектом, реализованном в предлагаемой технологии является образование на поверхности металла после его обработки полимерной пленки, ингибирующей развитие коррозионного процесса. Образование пленки происходит за счет сорбции на поверхности металла активированных молекул полимера, образованных при ударе высокоскоростного потока растворенного полимера о твердую поверхность. Эффект существенно усиливается при введении в раствор коллоидных минеральных веществ (бентонитовая глина), придающих потоку необходимые реологические свойства и стабилизирующих механические и адгезионные свойства пленки. Жидкость «сносит» загрязнения, старую краску, ржавчину и даже окалину, оставляя после себя прочную защитную пленку.

Существенную роль в этой технологии играют наноразмерные частицы глины, а также фрагменты механодиструктурированных макромолекул полимера. Предлагаемая технология решает комплекс проблем, имеющих сегодня при производстве очистных и окрасочных работ (объект сравнения - пескоструйная обработка):

- экологическая безопасность;
- улучшение условий труда;
- повышение производительности труда;
- снижение ресурсоемкости и энергоемкости технологического процесса;
- повышение качества защитных ЛКП, наносимых на металлоконструкции;
- импортозамещение поставок оборудования;
- создание уникального технологического оборудования для обработки поверхности.

При пескоструйной обработке пользователи встречаются со следующими основными проблемами:

- запыленность в зоне обработки;
- риск засорения трубопроводов (шлангов) абразивом;
- дискретность процесса.

Задачи повышения надежности и эффективности пескоструйной обработки, в частности, обеспечение равномерности подачи фракций рабочей смеси, снижения риска засорения всасывающего трубопровода и рабочей полости насоса твердыми частицами, а также повышение скоростей течения являются на настоящий момент очень важными.

Данные задачи могут быть решены за счет изменения конструкции УГСО. Основной особенностью решения является открытая (без-

напорная) схема. Это позволяет поддерживать постоянную подачу рабочей смеси, в отличие от установки ТОРБО, в которой необходимы технологические остановы для пополнения напорного бака. Данное решение имеет несколько преимуществ.

Во-первых, повышается производительность работы УГСО за счет снижения межоперационных простоев оборудования (уменьшения вспомогательного времени).

Во-вторых, схема обеспечивает равномерность состава рабочей смеси (постоянство процентных соотношений между составляющими рабочей смеси – вода, песок, добавки).

В-третьих, снижается риск засорения трубопроводов, так как через магистрали идут постоянные потоки воздуха.

Список литературы

1. Албагачиев А.Ю., Кушнир А.П., Курнасов Е.В. Динамические особенности процесса резания. Фундаментальные проблемы и современные технологии в машиностроении. Сб. трудов Международной научно-практической конференции (Приложение). М.: Машиностроение, 2010 г. с.75-78
2. Албагачиев А.Ю., Кушнир А.П. Прогнозирование результатов измерения инерционных параметров на основе тематического моделирования. Приборы, 2012, № 9, с.24-28
3. Виноградов В. Н., Сорокин Г. М., Албагачиев А. Ю. Изнашивание при ударе. М.: Машиностроение. 1982 – 192 с.
4. Крашенинников А.И., Кушнир А.П. Технология гидроструйной чистки металлов. IV Международный форум по интеллектуальной собственности «Expriority 2012» 27-29 ноября 2012 г.
5. Кушнир А.П., Крашенинников А.И. Устройство для пескоструйной обработки. Пат. РФ №114632, 2012.
6. Кушнир А.П., Крашенинников А.И. Устройство для пескоструйной обработки. Пат. РФ №115282, 2012.
7. Кушнир А.П., Крашенинников А.И. Устройство для гидроабразивной смеси. Пат. РФ №118908, 2012.
8. Кушнир А.П., Крашенинников А.И., Пупченков Г.С. Форсушка пескоструйного аппарата. Пат. РФ №130903, МПК: В24С5/04. 2013.
9. Кушнир А.П., Пупченков Г.С., Курилов М.С. Технология абразивоструйного матирования. Информатика и технология. Межвузовский сборник научных трудов. Выпуск XIX. -М., МГУПИ, 2013. – 263 с.
10. Кушнир А.П., Пупченков Г.С., Курилов М.С. Анализ устройств абразивоструйной обработки. Информатика и технология. Межвузовский сборник научных трудов. Выпуск XIX. -М., МГУПИ, 2013. – 263 с.

ВЕРОЯТНОСТНАЯ ОЦЕНКА ТОЧНОСТИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ

А.Ю. Албагачиев¹⁾, А.П. Кушнир²⁾

¹⁾ Институт машиноведения им. А. А. Благоднарова РАН, Москва, Россия
albagachiev@yandex.ru

²⁾ Московский государственный университет информационных технологий, радиотехники и электроники
is5mgupi@yandex.ru

В статье приводится оценка точности изготовления деталей с учетом параметров распределения плотности вероятности при различных законах. Предложено точное решение на основе определения полного дифференциала сложной функции

Ключевые слова: *точность, погрешность, вероятность, плотность распределения, математическое ожидание, медиана, мода*

Одним из основных требований, предъявляемых к качеству изделий машиностроения, является точность. Поэтому требования к точности постоянно возрастают, причем эта тенденция имеет устойчивый характер. Точность в машиностроении увеличивается в 10 раз за каждые 20 лет. Так, относительные погрешности изготовления деталей в 1940 г. имели порядок 10^{-4} , в 1960 г. – 10^{-5} , в 1980 г. – 10^{-6} , в 2000 г. – 10^{-7} и эта тенденция сохраняется и в настоящее время [1].

Повышение точности изготовления деталей механизмов и машин в целом улучшает их выходные показатели: производительность, экономическую эффективность, надежность и долговечность. Однако изготовление качественных изделий – это сложная проблема, зависящая от всех элементов технологической системы, включая вопросы точности технических средств, технологических процессов на стадиях их разработки, использования и измерения готовой продукции. Поэтому очень важно оценить точность продукции еще на стадии проектирования технологического процесса [2, 3].

Основной задачей любого технологического процесса является изготовление деталей с заданными требованиями качества. Поэтому при разработке технологии, выборе методов обработки, оборудования, формировании переходов операции и процесса в целом руководствуются требованиями по обеспечению заданной точности (точность размеров, формы и расположения поверхностей, качество поверхности).

Достижимую точность определяют следующими методами.

1. **Метод, основанный на использовании таблиц экономической или достижимой точности.** Таблицы точности обработки дают представление о пределах точности при различных методах обработки и позволяют быстро ориентироваться при предварительной разработке технологических процессов.

Таблицы норм точности составляют на основе сбора и систематизации производственных материалов и наблюдений за количеством брака. Для детального и обоснованного принятия технологического решения таблицы непригодны.

2. **Вероятностно-статистический метод** создан на базе законов математической статистики и сформировался как научное направление учения о точности изготовления продукции машиностроения.

Метод рассматривает погрешность обработки как случайное событие. Результаты исследования поля рассеивания, кривых распределения и принятая методика обработки данных наблюдений позволяют получить достаточно объективную оценку точности выполнения любой технологической операции. Метод характеризует суммарную погрешность, не дает возможности оценить влияние на точность различных факторов и последовательности обработки.

3. **Метод точечных диаграмм или метод малых выборок.** Этот метод дает возможность определить влияние систематических и случайных погрешностей на точность обработки, тем самым повысить эффективность вероятностно-статистического метода. Тем не менее, оба метода не раскрывают физической сущности явлений, имеющих место в процессе обработки, и не указывают конкретных путей повышения точности. Методы широко используются для оценки точности новых и малоизученных технологических процессов.

4. **Расчетно-аналитический метод** основан на использовании аналитических зависимостей и эмпирических формул. Этот аппарат способен достаточно полно и точно описать явление с учетом его физической сущности. Однако метод оправдывает себя в очень жестко регламентированных условиях, когда параметры техпроцесса не изменяются либо изменяются незначительно (детерминированные условия) Этот метод можно применять в условиях единичного и мелкосерийного производств.

5. **Расчетно-статистический метод** определения точности сочетает в себе достоинства двух предыдущих методов. Его можно использовать для любого типа производства. Первичные и суммарные погрешности могут быть оценены как расчетными, так и статистическими методами исследования.

Расчетно-статистическим методом можно количественно оценить первичные погрешности, а затем их суммирование даст количественную оценку ожидаемой точности.

К основным факторам, влияющим на точность обработки, можно отнести качество оборудования, инструмента, а также технологического и системного программного обеспечения, физико-механические свойства обрабатываемого материала, совершенство применяемого технологического процесса, качество выполнения обработки и контроля.

Таким образом на точность обработки влияют:

- геометрические параметры заготовки (размеры, форма, припуски);
- физико-механические свойства материала заготовки (в том числе, внутренние (остаточные) напряжения в материале заготовки);
- точность базовых поверхностей;
- погрешность установки обрабатываемой заготовки на станке, включая погрешности, вносимые приспособлением;
- погрешности станка (неточность изготовления, сборки, настройки узлов станка);
- износ направляющих, опор и других узлов станка;
- неточность приспособления;
- неточность изготовления и установки режущего инструмента;
- неточность измерительного инструмента;
- размерный износ режущего инструмента;
- упругие деформации станка, приспособления, заготовки и режущего инструмента под влиянием сил резания и усилий закрепления;
- деформации от действия центробежных сил, вызываемых дисбалансом вращающихся частей, сил инерции;
- температурные деформации элементов технологической системы от воздействия внутренних и внешних тепловых полей;
- неточность схемы формообразования (теоретической схемы обработки);
- относительные колебания инструмента и заготовки, возникающие в процессе обработки (работа по «следу», вибрации оборудования, фундамента);
- погрешность программного обеспечения (неточность интерполяции);
- погрешность системы управления (дискрета обработки, погрешность измерительных преобразователей, запаздывание сигнала, динамические ошибки, рассогласование).

Рассмотренные причины возникновения погрешности обработки можно рассматривать как независимые аргументы некоторой функции, обладающей свойствами непрерывности и дифференцируемости:

$$F = f(a, b, c, \dots, t), \quad (1)$$

где: a, b, c, \dots составляющие погрешности; t – время.

Обычно данную функцию раскладывают в ряд Тейлора, ограничиваясь первыми членами разложения и пренебрегая остальными составляющими [1, 2]. Более точное решение можно получить на основе определения полного дифференциала сложной функции:

$$dF = \frac{\delta F}{\delta a} da + \frac{\delta F}{\delta b} db + \frac{\delta F}{\delta c} dc + \dots + \frac{\delta F}{\delta g} dg dt \quad (2)$$

или

$$\Delta F = k_a \Delta a + k_b \Delta b + k_c \Delta c + \dots + k_g k_t \Delta t = \sum k_i \Delta i$$

где: k_i – коэффициент передачи i -го воздействия.

Коэффициент передачи воздействия k_i зависит от конкретной геометрии узла и определяет влияние рассматриваемой погрешности Δ_i на точность обработки.

В качестве примера на рис. 1, 2 показаны результирующие отклонения выходного звена (переднего конца шпинделя), обусловленные биением передней и задней опор.

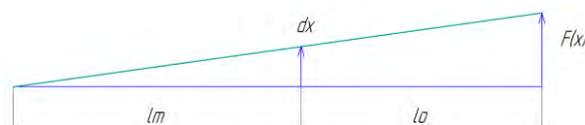


Рис. 1. Радиальное биение переднего конца шпинделя, обусловленное биением передней опоры

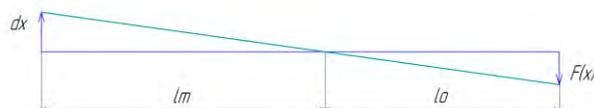


Рис. 2. Радиальное биение переднего конца шпинделя, обусловленное биением задней опоры

Коэффициенты передачи для этих двух случаев будут равны, соответственно,

$$k_a = \left(1 + \frac{l_o}{l_m} \right) \quad (3)$$

$$k_a = \left(\frac{l_o}{l_m} \right) \quad (4)$$

где: l_o – вылет переднего конца шпинделя; l_m – межопорное расстояние.

Что же касается погрешностей d_i , то они являются не только независимыми переменными, но и вероятностно-статистическими. Как правило, в расчетах используются гипотезы о нормальном законе (распределение Гаусса) или близких к нему (распределения Коши-Лоренца или Брэйта — Вигнера, Стьюдента, Лапласа, Трейси — Видома, логистическое распределение) однако, их не всегда целесообразно использовать в тех случаях, когда ошибка не может быть отрицательной.

К последнему случаю можно отнести классический пример отклонения пули от центра мишени. Применительно к машиностроению это могут быть такие погрешности, как отклонение от цилиндричности, биение, несо-

осность, неплоскостность, непрямолинейность и др.

Для описания неотрицательных статистических погрешностей часто используют распределения Вейбулла, Райса, гамма-распределение или распределение Эрланга, β -распределение, логнормальное распределение, m -распределение Накагами, распределение Паретто или Брэдфорда, непрерывное нормальное распределение, распределение Пирсона χ^2 (хи-квадрат), экспоненциальное или показательное распределение, закон Симпсона со смещением и др. Очевидно, что для каждой ошибки может существовать свой закон распределения плотности вероятности, например, закон ожидания автобуса. Применительно к технологическим погрешностям распределения неотрицательных ошибок наиболее адекватно подходит закон распределения Рэлея, либо его обобщение (распределение Райса).

В качестве ожидаемой погрешности d_i принимают обычно её математическое ожидание. Однако, следует отметить, что не для всех законов распределения оно существует. Поэтому наряду с математическим ожиданием вполне допустимо проводить оценки по таким статистическим параметрам, как медиана и мода. Во многих случаях эта проблема перестает существовать, так как все эти три оценки полностью совпадают.

Для β -распределения, например, плотность распределения вероятности выражается как:

$$f_X(x) = \frac{1}{B(\alpha, \beta)} x^{\alpha-1} (1-x)^{\beta-1}$$

где: $\alpha, \beta > 0$ - параметры распределения.

При этом математическое ожидание равняется

$$\frac{\alpha}{\alpha + \beta},$$

а мода может быть вычислена (при $\alpha > 1, \beta > 1$) как

$$\frac{\alpha - 1}{\alpha + \beta - 2}$$

Для распределения Рэлея с плотностью вероятности:

$$f(x; \sigma) = \frac{x}{\sigma^2} \exp\left(-\frac{x^2}{2\sigma^2}\right), x \geq 0, \sigma > 0,$$

где σ — параметр масштаба, математическое ожидание равняется

$$\sqrt{\frac{\pi}{2}} \sigma,$$

медиана:

$$\sigma \sqrt{\ln(4)},$$

мода:

$$\sigma.$$

Параметр масштаба σ является аналогом среднеквадратического отклонения, используемого в качестве характеристики нормального распределения, рис.3, 4.

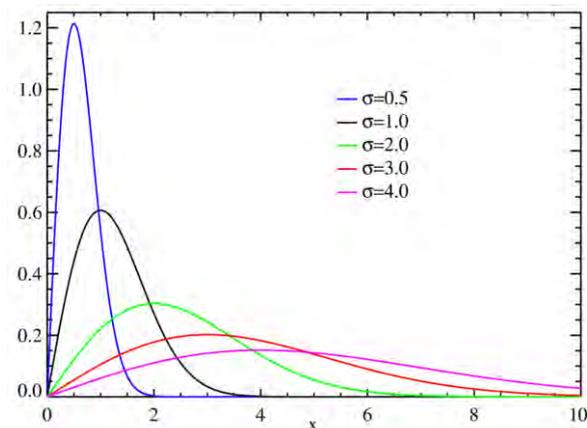


Рис. 3. Плотность распределения вероятности Рэлея

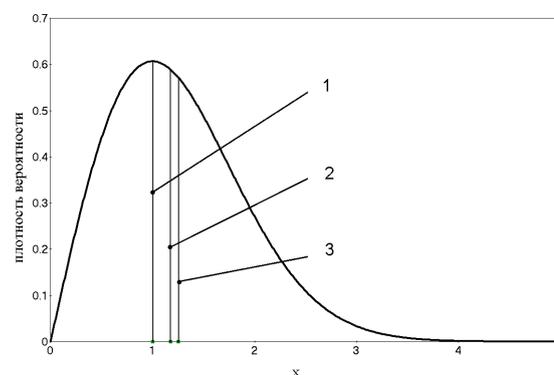


Рис. 4. Параметры распределения Рэлея: 1 – мода; 2 – медиана; 3 – математическое ожидание

Особенностью полученных теоретических выражений является не только возможность уточненных расчетов статических ошибок, но также и учет динамических погрешностей (в том числе «медленных» процессов, связанных с износом инструмента и т.п.).

1. Гаврилов В. А. Расчет и испытание станков на точность: Научное издание. Омск: Изд-во ОмГТУ, 2004. - 91 с.
2. Справочник технолога - машиностроителя : В 2-х т. -М.: Машиностроение Т.1/ В. Б. Борисов [и др.] ; ред. А. Г. Косилова, ред. Р. К. Мещеряков. -4-е изд., перераб. и доп. 2001. -655 с.
3. Проектирование автоматизированных станков и комплексов : учебник : в 2 т. / под ред. П. М. Чернянского. М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2012. Т. 1. - 331 с. : ил.

ЭФФЕКТ ВЗАИМНОГО ВЛИЯНИЯ ПРИ ВНЕДРЕНИИ ЖЕСТКИХ СФЕРИЧЕСКИХ НЕРОВНОСТЕЙ И СМЯТИИ УПРУГИХ НЕРОВНОСТЕЙ ПРОИЗВОЛЬНОЙ ФОРМЫ

Албагачиев А.Ю., Цуканов И.Ю.
ИМАШ РАН, г. Москва, Россия, ivan.yu.tsukanov@gmail.com

Рассмотрено взаимное влияние неровностей в процессах внедрения жестких острых неровностей и смятия упругих регулярных неровностей произвольной формы.

The interference of asperities at processes of indentation of rigid sharp asperities and bearing of elastic regular asperities of arbitrary shape is considered.

В процессах трения величина действующих эквивалентных напряжений определяет переход материала из упругого в упругопластическое состояние. Для многих узлов трения это недопустимо, поэтому прогнозирование указанных характеристик является важной задачей трибологии. Контактное взаимодействие неровностей может происходить по схемам внедрения более жестких неровностей в упругие и смятия упругих неровностей более жесткими. При этом расчетными эквивалентными схемами являются внедрение жестких неровностей в упругое полупространство и смятие упругих неровностей жесткой (или упругой) поверхностью. Расчеты, основанные на теории Герца, применимы для поверхностей с относительно большими шагами неровностей или сильным разбросом высот. Для поверхностей с регулярными неровностями, к которым можно отнести точеные, полированные, пластически деформированные, хонингованные и приработанные, эффект взаимного влияния неровностей при их контакте может существенно менять напряженное состояние по сравнению с герцевским. Кроме того, при смятии упругих неровностей, их форма в значительной степени влияет на отличие эпюры контактных давлений от

герцевской, справедливой только для параболической формы в широком диапазоне нагрузок. Рассмотрим два крайних случая: внедрение жестких неровностей с малыми радиусами кривизны сферических вершин и смятие пологих неровностей волнистых поверхностей упругой полуплоскостью.

Наиболее полный анализ эффекта взаимного влияния при внедрении системы штампов в полупространство приведен в работе [1].

В данной работе рассмотрено внедрение **системы жестких сферических неровностей** в поверхностный слой при малых радиусах сфер, имитирующих радиусы кривизны неровностей грубо обработанных поверхностей (например, точением или черновым шлифованием). Учитывая малый радиус кривизны неровностей и небольшую глубину внедрения, примем допущение о справедливости замены их совокупности совокупностью сосредоточенных сил. Используя теорию потенциала сосредоточенной силы, приложенной в начале координат, были получены формулы, позволяющие вычислить напряжения в произвольной точке $A(x, y, z)$ упругого полупространства при внедрении совокупности «острых» неровностей [2]:

$$\sigma_x = \frac{P}{2\pi} \sum_{-k}^k \sum_{-n}^n \left\{ \frac{z}{r_1^3} \left(1 - 2\nu - \frac{3x_1^2}{r_1^2} \right) - 1 - 2\nu \left[\frac{y_1^2 + z^2}{r_1^3 r + z} - \frac{x_1^2}{r_1^2 r_1 + z^2} \right] \right\}; \quad (1)$$

$$\sigma_y = \frac{P}{2\pi} \sum_{-k}^k \sum_{-n}^n \left\{ \frac{z}{r_1^3} \left(1 - 2\nu - \frac{3y_1^2}{r_1^2} \right) - 1 - 2\nu \left[\frac{x_1^2 + z^2}{r_1^3 r + z} - \frac{y_1^2}{r_1^2 r_1 + z^2} \right] \right\}; \quad (2)$$

$$\sigma_z = -\frac{3P}{2\pi} \sum_{-k}^k \sum_{-n}^n \frac{z^3}{r_1^5}; \quad (3)$$

$$\tau_{xy} = \frac{P}{2\pi} \sum_{-k}^k \sum_{-n}^n \left[1 - 2\nu \frac{x_1 y_1}{r_1^3} \frac{2r_1 + z}{r_1 + z} - \frac{3x_1 y_1 z}{r_1^5} \right]; \quad (4)$$

$$\tau_{yz} = -\frac{3P}{2\pi} \sum_{-k}^k \sum_{-n}^n \frac{y_1 z^2}{r_1^5}; \quad (5)$$

$$\tau_{zx} = -\frac{3P}{2\pi} \sum_{-k}^k \sum_{-n}^n \frac{x_1 z^2}{r_1^5}, \quad (6)$$

где k – число рядов по оси y ; n – число рядов по оси x (при $y = 0$); $r_1 = \sqrt{x^2 + y^2 + z^2}$; $y_1 = y - kl$ для всех m ; $x_1 = x - nl$ для всех n ; P – сила, с которой i -я неровность взаимодействует с материалом; l – расстояние между приложенными сосредоточенными силами (центрами неровностей).

Появление пластических деформаций при сложном напряженном состоянии оценивают с помощью сравнения эквивалентных напряжений,

$$\sigma_{\text{экв}} = \sqrt{3} \sqrt{\frac{1}{2} (\sigma_x - \sigma_0)^2 + \frac{1}{2} (\sigma_y - \sigma_0)^2 + \frac{1}{2} (\sigma_z - \sigma_0)^2 + \tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2}, \quad (7)$$

где $\sigma_0 = (\sigma_x + \sigma_y + \sigma_z)/3$ – среднее гидростатическое давление в точке.

На рис. 1 приведены графики изменения безразмерных эквивалентных напряжений $\sigma_{\text{экв}}$ в зависимости от безразмерных координат рассматриваемой точки, полученные численными расчетами. Штриховыми линиями изображены кривые для случая контакта единичной острой неровности с полупространством [2], сплошными – для совокупности неровностей.

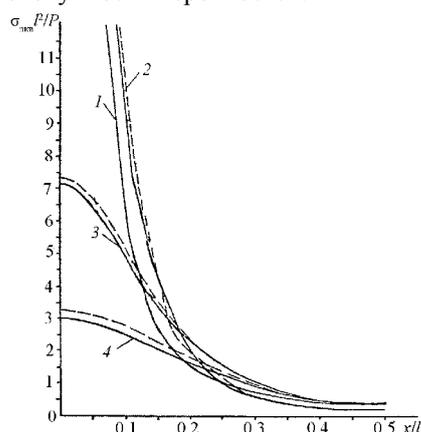


Рис. 1. Эквивалентные напряжения при внедрении острых неровностей: 1 – $z/l = 0$; 2 – $z/l = 0,1$; 3 – $z/l = 0,2$; 4 – $z/l = 0,3$

Из рис. 1. видно, что эффект взаимного влияния острых неровностей практически отсутствует на поверхности, а с возрастанием глубины он вызывает некоторое уменьшение эквивалентных напряжений. Это связано с тем, что при большой плотности сосредоточенных сил одинакового модуля, распределение контактных давлений стремится к равномерному. Таким образом, при упругом внедрении жестких острых неровностей на небольшую глубину необходимо стремиться к уменьшению шага между неровностями.

рассчитанных по критериям Мизеса или Треска [3], с пределом текучести более «мягкого» материала из материалов контактирующих тел. В данной работе использовался критерий Мизеса (энергии сдвиговой деформации). Эквивалентные напряжения, согласно данному критерию, можно выразить через компоненты тензора напряжений [2] (в рассматриваемом случае формулы (1-6):

Во втором крайнем случае **пологие неровности упруго сминаются плоской поверхностью**. Этот вид взаимодействия характерен для поверхностей, обработанных отделочными методами. Для данных методов обработки характерны регулярные неровности с шагом, в несколько раз превышающим высоту. Поэтому, с учетом большой податливости неровностей, в процессе сжатия размеры зоны (площадки) контакта могут быть сравнимыми с размерами неровностей. Так как форма неровностей может варьироваться в широких пределах в зависимости от метода обработки, то теория Герца в данном случае неприменима.

Представив неровности в виде периодической функции с произвольной формой волн, можно рассмотреть эффект взаимного влияния неровностей на контактные давления и эквивалентные напряжения в рамках геометрически обобщенной теории классического контакта криволинейных и волнистых поверхностей произвольной формы [4]. Рассматриваемый подход предполагает задание волнистой поверхности (совокупности неровностей) в виде специальной функции, называемой, параметрической волнообразной кривой [4].

$$y(x, m) = \frac{H(m+1) \cos \pi x / b}{\sqrt{m^2 \cos^2 \pi x / b + 1}}, \quad (8)$$

где H – высота и b – ширина сечения поверхности; m – параметр формы (положительное действительное число). Следует отметить, что при $m = 0$ волнообразная кривая представляет собой синусоиду, а при $m = 0,2$ она с высокой степенью точности аппроксимирует параболу второго порядка. Полученная в результате решения контактной задачи в замкнутом виде формула для определения контактного давления имеет вид [4]:

$$p(x, m) = \frac{\sqrt{2\pi} H E^*}{2b} \frac{m+1}{\sqrt{m^2 \cos^2 \pi x / b + 1}} \left| \cos \pi x / 2b \sqrt{\cos \pi x / b - \cos \pi a / b} \right|, \quad (9)$$

Результаты расчета по формуле (9) показывают, что эпюра контактных давлений сильно зависит как от длины зоны контакта a , так и от формы волн волнистой поверхности (параметра m). При достижении соотношения $2a > b$ возникает взаимовлияние контактных площадок. С приближением состояния полного периодического контакта отдельные эпюры «соединяются» в одну [4]. График роста размера зоны контакта от нормальной силы P вне зависимости от формы волн имеет точку перегиба в момент начала взаимовлияния зон контакта ($2a > b$) [4]. С ростом параметра формы m нагрузки, необходимые для деформации неровностей падают, так как форма становится более равномерной.

Компоненты тензора напряжений при плоском деформированном состоянии и известных нормальных давлениях можно определить по следующим формулам [3]:

$$\sigma_x = -\frac{2z}{\pi} \int_{-a}^a \frac{p(s)(x-s)^2 ds}{[(x-s)^2 + z^2]^2}; \quad (10)$$

$$\sigma_z = -\frac{2z^3}{\pi} \int_{-a}^a \frac{p(s) ds}{[(x-s)^2 + z^2]^2}; \quad (11)$$

$$\tau_{xz} = -\frac{2z^2}{\pi} \int_{-a}^a \frac{p(s)(x-s) ds}{[(x-s)^2 + z^2]^2}; \quad (12)$$

$$\sigma_y = \nu(\sigma_x + \sigma_z); \quad \tau_{xy} = \tau_{yz} = 0, \quad \text{где}$$

ν – коэффициент Пуассона.

В данном случае эквивалентные напряжения также будут определяться зависимостью (7). Подставляя зависимость (9) в формулы (10-12) и вычисля значения интегралов в них численно, а затем, вычисля выражение (7), были получены графики эквивалентных напряжений в контакте плоской поверхности и одномерной волнистой поверхности при различных формах неровностей и размерах зоны контакта a на глубине $z = 0,7a$ (сплошные линии) и $z = 0,1a$ (штриховые линии) (рис. 2).

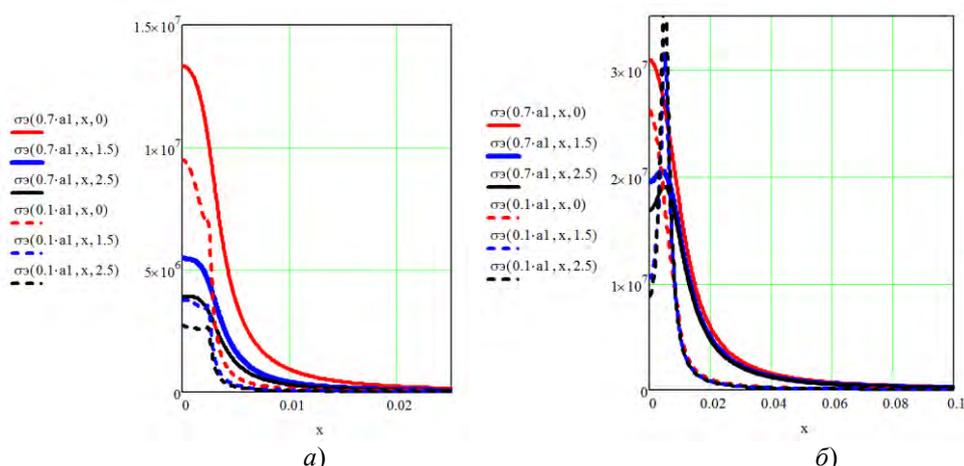


Рис. 2. Эквивалентные напряжения $\sigma_e(z, x, m)$ при смятии упругих неровностей ($H = 1$ мм; $b = 10$ мм; $E^* = 200$ МПа, $\nu = 0,3$):
 $a - a = b/4$; $b - a = b$

Рис. 2 показывает, что максимальные эквивалентные напряжения при малых площадках контакта (см. рис. 2, а) имеют максимум не на поверхности, а на глубине $z \approx 0,7a$, что соответствует классическим представлениям [3]. С ростом параметра формы m эпюра эквивалентных напряжений меняется (особенно при $z = 0,1a$), но максимальное их значение всегда уменьшается. При полном контакте (см. рис. 2, б) взаимное влияние неровностей сильно меняет характер эпюры напряжений. С ростом параметра формы m максимум эпюры смещается к краю области контакта и к поверхности по глубине. Причем его значение с ростом m имеет абсолютный минимум, что позволяет оптимизировать форму неровностей не только по критерию равномерности эпюры давлений [4], но и по критерию абсолютного минимума эквивалентных напряжений.

Список литературы

1. Горячева И.Г. Механика фрикционного взаимодействия. М.: Наука, 2001. 478 с.
2. Албагачиев А.Ю. Взаимное влияние сфер при внедрении в поверхностный слой // Трение и смазка в машинах и механизмах. 2014. № 12. С. 5-12.
3. Джонсон К. Механика контактного взаимодействия / Пер. с англ. М.: Мир, 1989. 510 с.
4. Цуканов И.Ю. Упругий контакт симметричных криволинейных и волнистых поверхностей произвольной формы. Обобщенный подход // Трение и смазка в машинах и механизмах. 2015. № 10. С. 3-13.

МЕТОД ПЛАНИРУЕМОГО ВЫЧИСЛИТЕЛЬНОГО ЭКСПЕРИМЕНТА В ЗАДАЧАХ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ДЕФЕКТНЫХ СОСТОЯНИЙ МЕХАНИЧЕСКИХ СИСТЕМ

А.К. Алешин, Н.Л. Ковалева, И.Н. Статников, Г.И. Фирсов

Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия; firsovgi@mail.ru

Рассматривается применение для определения причин дефектных состояний механических систем метода ППП-поиска, который позволяет на основе проведения имитационных модельных экспериментов осуществлять просмотр пространства параметров в заданных диапазонах их изменения.

Ключевые слова: ППП-поиск, планирование имитационных экспериментов, техническая диагностика, червячная передача

При диагностировании унифицированных поворотных столов в ряде случаев выявляемые дефекты связаны с изменением ряда параметров вследствие естественных процессов разгерметизации, износа и разрегулирования. При этом, изменения различных параметров могут порознь или в совокупности приводить к одному и тому же дефекту, поэтому выделить конкретную причину его возникновения достаточно трудно. Укажем также на отсутствие норм на допустимые значения для многих параметров, подверженных изменению. Кроме того, во многих случаях отсутствуют возможности прямого изменения тех или иных изменяющихся параметров механизма или сами процессы измерения оказываются очень трудоемкими.

Поэтому предлагается, при наличии математической модели, адекватной исследуемым процессам работы механизма, решать часть диагностических задач с помощью того или иного вида анализа результатов математического моделирования на ЭВМ. В частности: выделить среди параметров математической модели значимые, изменения которых действительно приводят к возникновению дефектов; определить область значений выделенных параметров, в пределах которой появления дефектов не произойдет.

В результате экспериментальных исследований установлено, что в ряде случаев в механизме поворотного стола после остановки планшайбы на «жестком» упоре может происходить заклинивание червячного зацепления, т.е. при определенных значениях крутящего момента червяк не вращается. При дополнительном воздействии на червяк происходит его «страгивание», и в дальнейшем механизм движется только под действием гидромотора.

Математическая модель, описывающая движение механизма при его торможении и остановке с учетом воздействия на него упругого звена – фиксатора (см. рисунок б), имеет вид:

$$\frac{dp_1}{dt} = \left(\frac{1}{v} p_n - \frac{1}{v} p_1 - \frac{q}{R_4} \frac{dx}{dt} \right) \left(\frac{1}{E} + \alpha \frac{p_0}{p_1^2} \right)^{-1} \frac{1}{W_1};$$

$$\begin{aligned} \frac{dp_2}{dt} &= \left(\frac{q}{R_4} \frac{dx}{dt} - \frac{p_2 - p_e}{K} \right) \left(\frac{1}{E} + \alpha \frac{p_0}{p_2^2} \right)^{-1} \frac{1}{W_2}; \\ \frac{d^2x}{dt^2} &= \left(\frac{K_m}{R_4} (p_1 - p_2) - \right. \\ &\quad \left. - R \operatorname{tg} \left(\frac{0,0175}{0,0145 \left(\frac{dx}{dt} \right)^{0,6} + 0,16} \right) \cos \lambda - R \sin \lambda \right) \frac{1}{J}; \\ \frac{d^2y}{dt^2} &= \left(m_2 \operatorname{tg} \lambda \frac{d^2x}{dt^2} - c_2 (x \operatorname{tg} \lambda - y) - (c_1 - c_2) y \right) / (m_1 + m_2); \\ \frac{d^2\psi}{dt^2} &= \left(x \operatorname{tg} \lambda - y - \psi \right) c_2 - c_3 \psi - F_{\text{тр}}(\dot{\psi}) \frac{1}{m_3}; \\ R &= \left(m_1 \frac{d^2y}{dt^2} + c_1 y \right) \left(\cos \lambda - \operatorname{tg} \left(\frac{0,0175}{0,0145 \left(\frac{dx}{dt} \right)^{0,6} + 0,16} \right) \sin \lambda \right)^{-1}; \\ F_{\text{тр}}(\dot{\psi}) &= \begin{cases} +F & \text{если } \psi < 0, \\ -F & \text{если } \psi > 0, \\ c_3 \psi - c_2 (\psi - y - x \operatorname{tg} \lambda) \psi = 0, \\ |c_2 (\psi - y - x \operatorname{tg} \lambda) - c_3 \psi| < F_{\text{тр}}, \end{cases} \end{aligned}$$

где p_1, p_2 - давления в полостях гидромотора; p_n - давление настройки переливного клапана; v - характеристика переливного клапана; K_m - коэффициент момента гидромотора; q - удельный расход гидромотора; R_4 - радиус делительного диаметра червяка; E - модуль упругости рабочей жидкости; α - процент воздуха в рабочей жидкости; p_0 - атмосферное давление; W_1, W_2 - объем нагнетательной и сливной полостей гидромотора; λ - угол наклона витков червяка; K - коэффициент сопротивления потоку рабочей жидкости, создаваемый стабилизатором скорости; c_1, c_2, c_3 - жесткости осевой опоры червяка, кинематической цепи и узла фиксации соответственно; x, y - координаты движения червяка; J, m_1 - масса

червяка по осям x, y ; m_2 - масса червячного колеса; ψ - координата планшайбы; m_3 - масса планшайбы; $F_{тр}(\psi)$ - сила трения в опорах планшайбы; p_e - подпор давления в сливной магистрали.

Экспериментами установлено, что параметрами, подверженными изменениям в процессе работы механизма, являются $c_1, c_2, c_3, K, m_3, \alpha, p_n, F_{тр}(\psi)$. Они образуют восьмимерный вектор \bar{b} . Заклинивание состоит в том, что движущий момент $M_{дв}$, развиваемый гидромотором, меньше момента трения червяка $M_{тр}$:

$$M_{дв} = K_m (p_1 - p_2) < R R_4 (f \cos \lambda - \sin \lambda) = M_{тр} \quad (1)$$

где f - коэффициент трения в червячном зацеплении [1].

Критерием отсутствия заклинивания является величина разности между движущим моментом $M_{дв}$ и моментом трения $M_{тр}$, приложенных к червяку, которая, в конечном итоге, является функцией вектора коэффициентов математической модели \bar{b} ($c_1, c_2, c_3, K, m_3, \alpha, p_n, F_{тр}$):

$$\Phi(\bar{b}) = M_{дв} - M_{тр} > 0.$$

Из условия отсутствия заклинивания следует требование к функции $\Phi(b)$

$$\Phi(\bar{b}) \rightarrow \max.$$

В исходном состоянии компоненты вектора \bar{b} образуют многомерную область $G(\bar{b})$:

$$b_j^* < b_j < b_j^{**}, \quad (2)$$

где $j = 1, 2, \dots, r, r = 8$. b_j^*, b_j^{**} - предельные значения варьируемого параметра.

С учетом модели и неравенств (1) и (2) математическая постановка задачи примет такой вид:

определить параметры b_e , где $e < r$ и оказывают, в среднем, существенное влияние на значения $\Phi(\bar{b})$;

на основе выделенных релевантных параметров определить такую область $G_0(\bar{b}) \subseteq G(\bar{b})$, что $\forall \bar{b}^0 \in G_0(\bar{b})$ и выполняется условие

$$|\Phi(\bar{b}^0) - \Phi^+| \leq \varepsilon,$$

где $0 < \varepsilon \ll 1$, Φ^+ - заранее известное или вычисленное в ходе эксперимента экстремальное значение $\Phi(\bar{b})$.

Задача решалась на основе разработанного в ИМАШ РАН метода планируемого ЛПП-поиска (ПЛП-поиска) [2,3], который объединяет стохастические модели, свойственные методу Монте-Карло, и планирование вычислительного эксперимента. При этом благодаря одновременной реализации идеи дискретного квазиравномерного по вероятности зондирования J - мерного пространства варьируемых параметров α_j ($j = 1, \dots, J$) и методологии

планируемого математического эксперимента, с одной стороны, осуществляется глобальный квазиравномерный просмотр заданной области варьируемых параметров, а, с другой стороны, появляется возможность применить многие формальные оценки из математической статистики. Данный метод является естественным развитием эвристических подходов к моделированию систем и активно разрабатываемых в последние годы эволюционных подходов к моделированию, поскольку в процессе моделирования статистически генерируется некоторое множество моделей, из которых отбираются наиболее подходящих для данной постановки задачи исследования или проектирования.

Как указывалось в работе [4], в основание метода положена рандомизация расположения в области $G(\bar{\alpha})$ векторов $\bar{\alpha}$, рассчитываемых по ЛП-сеткам [5], и которая возможна благодаря тому, что весь вычислительный эксперимент производится сериями. В ПЛП-поиске на сегодняшний день можно варьировать одновременно значения до 51-го параметров ($J = 51$). Для рандомизации (случайного смещения уровней варьируемых параметров α_{ijk}) дискретного обзора $G(\bar{\alpha})$ могут быть использованы многие существующие таблицы равномерно распределенных по вероятности целых чисел. В целях экономии памяти ЭВМ в ПЛП-поиске алгоритм рандомизации построен на использовании датчика псевдослучайных чисел q ($0 < q < 1$) из [5]. Рандомизация состоит в том, что для каждой h - ой серии экспериментов ($h = 1, \dots, H(i, j)$), где $H(i, j)$ - объем выборки из элементов для одного критерия Φ_{ijk} , вычисляется свой вектор случайных номеров строк $\vec{j}(j_{1h}, \dots, j_{\beta h})$ в таблице направляющих числителей (ТНЧ) по формуле: $j_{\beta h} = [R * q] + 1$, а значения α_{ij} в h -ой серии рассчитываются с помощью линейного преобразования $\alpha_{ijh} = \alpha_{j^*} + q_{ijh\beta h} \times \Delta \alpha_j$, где: $\Delta \alpha_j = \alpha_{j^{**}} - \alpha_{j^*}$, $\alpha_{j^{**}}$ и α_{j^*} - соответственно верхние и нижние границы области $G(\bar{\alpha})$; $\beta = 1, \dots, J$; R - любое целое число (в ПЛП-поиске $R = 51$); j - фиксированный номер варьируемого параметра; $i = 1, \dots, M(j)$ - номер уровня j - го параметра в h - й серии; $M(j)$ - число уровней, на которое разбивается j - ый параметр; в общем случае $j_{\beta h} \neq j$ (в чем и состоит одна из целей рандомизации).

Исходная область состояний $G(\bar{b})$ - следующие диапазоны изменения варьируемых параметров: c_1 , Н/м - $200 \cdot 10^5 - 400 \cdot 10^5$; c_2 , Н/м - $100 \cdot 10^5 - 200 \cdot 10^5$; c_3 , Н/м - $150 \cdot 10^5 - 300 \cdot 10^5$; m_3 , кг - $110 - 130$; K , кг/с м⁴ - $(0,12 - 1,0) \cdot 10^{11}$; α , % - $3 - 15$; $F_{тр}$, Н - $300 - 600$; p_n , Мпа - $3,5 - 5,0$.

Значения каждого параметра определялись по формуле $b_{ji} = b_j + (b_j^* - b_j^{**}) q_{ji}$, где q_{ji} - числа Соболя; i

- номер проводимого эксперимента; j - номер компоненты вектора \bar{b} . Значимость параметров оценивалась по критерию Фишера [6].

По результатам экспериментов на ЭВМ проводилась статистическая обработка данных (табл. 1). При 5%-ном уровне значимости параметры α , K , p_n , c_3 оказались значимыми.

Таблица 1
Результаты статистической обработки результатов машинных экспериментов

Параметр	Степени свободы		Значения критериев	
	ν_1	ν_2	расчетный	табличный
c_1	96	7	1,5	3,23
c_2	7	96	2,1	2,2
c_3	7	96	3,2	2,2
m_3	96	7	2,1	3,23
K	7	96	3,9	2,2
α	7	96	23,5	2,2
$F_{тр}$	96	7	2,95	3,23
p_n	7	96	2,6	2,2

С целью проверки полученного результата были проведены две серии контрольных экспериментов (11) и (12) при двух различных значениях незначимых параметров и одном и том же диапазоне измерения значимых параметров, выбранных из условия достижения величиной $\Phi(\bar{b})$ наибольших значений. Это следующие диапазоны.

$$\alpha \in (0,3, 0,094); K \in (0,56, 0,80) \text{ кг/с м}^4; p_n \in (3,6, 3,8) \text{ МПа}; c_3 \in (2,5, 3)10^7 \text{ Н/м}; m_{3,1}=162 \text{ кг}; F_1=506 \text{ Н}; c_{1,1}=3625 \cdot 10^4 \text{ Н/м}; c_{2,1}=1062,5 \cdot 10^4 \text{ Н/м}; m_{3,2}=137 \text{ кг}; F_1=431 \text{ Н};$$

$$c_{1,2}=3375 \cdot 10^4 \text{ Н/м}; c_{2,2}=1187,5 \cdot 10^4 \text{ Н/м}. \quad (4)$$

Для сопоставления показателя, характеризующие значения критерия $\Phi(\bar{b})$ в исходной области и в каждой из контрольных областей, сведены в табл. 2. Из сопоставления средних значений критерия $\Phi(\bar{b})$ следует, что в контрольных областях практически невозможно отыскать сочетания параметров, при которых произошло бы заклинивание. Далее видно, что при этом в контрольных областях существенно уменьшился разброс значений критерия $\Phi(\bar{b})$. Мы видим, что в контрольных областях максимальные значения Φ_{\max} не намного меньше найденного в исходной области (соответственно на 12 и 12,5% меньше Φ_{\max} в исходной области).

Важно также отметить, что в контрольных областях все показатели из табл. 2 мало между собой отличаются, что подтверждает вывод о несущественном влиянии параметров c_1 , c_2 , m_3 , $F_{тр}$ на значения $\Phi(\bar{b})$.

Уменьшение количества возможных параметров, влияющих на возникновение заклинивания, позволило сократить трудоемкости процедуры диагностирования и ремонта механизма. Опыт проведения наладочных и ремонтных работ показал, что

среди значимых параметров наиболее часты отклонения за пределы допустимых значений параметра K , характеризующего качество работы стабилизатора скорости.

Таблица 2

Значения критериев $\Phi(\bar{b})$ в исходной и контрольных областях

Показатель	Исходная область $\Phi(\bar{b})=96$	Контрольная область	
		(3)	(4)
$\bar{\Phi}_0$	-51,25	141,30	141,32
σ	185	10,02	10,46
Φ_{\max}	192	161	158
Φ_{\min}	-443	129,5	122,2
$\Delta\Phi=(\Phi_{\max}-\Phi_{\min})$	635	31,5	35,8
$\Delta\Phi/\sigma$	3,43	3,14	3,42

Учитывая трудоемкость проведения мероприятий, связанных с устранением причин заклинивания червячного зацепления, ремонтные работы целесообразно проводить в следующей последовательности:

- 1) отрегулировать давление в гидросистеме p_n так, чтобы $3,6 \text{ МПа} < p_n \leq 3,8 \text{ МПа}$;
- 2) привести значения K в соответствие с рекомендуемым диапазоном из (11) путем замены стабилизатора скорости;
- 3) установить значение α из рекомендуемого диапазона (11), устраняя воздух из гидросистемы;
- 4) установить жесткость фиксатора c_3 из диапазона (11) путем замены фиксатора.

Список литературы

1. Вейц В.Л. Динамика машинных агрегатов. Л.: Машиностроение, 1972. 324 с.
2. Статников И.Н., Фирсов Г.И. Технология интеллектуализации в исследовании многомерных и многокритериальных задач проектирования машин и механизмов машин // Фундаментальные исследования и инновационные технологии в машиностроении. Научные труды. М.: Издательский дом «Спектр», 2014. С. 325-327.
3. Статников И.Н., Фирсов Г.И. Проблемы развития интеллектуальных методов решения задач проектирования машин и механизмов на основе планируемого вычислительного эксперимента // Фундаментальные исследования и инновационные технологии в машиностроении. М.: ИМАШ РАН, 2012. С. 418-423.
4. Статников И.Н., Фирсов Г.И. Интеллектуальная обработка результатов вычислительного эксперимента в задачах исследования и моделирования колебательных систем машин // Южно-Сибирский научный вестник. 2013. № 2(4). С.5-9.
5. Соболев И.М. Многомерные квадратурные формулы и функции Хаара. М.: Наука, ГРФМЛ, 1969. 288 с.
6. Митропольский А.К. Техника статистических вычислений. М.: Наука, Гл. ред. физ-мат. лит. 1971. 576 с.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩЕЙ ФОРМИРОВАНИЕ УМЗ-СТРУКТУРЫ В ЗАГОТОВКАХ ПОД СВЕРХПЛАСТИЧЕСКУЮ РАСКАТКУ ВАЛА ИЗ СПЛАВА ЭК79

Алимов А.И., Сидоров А.А., Сухоруков Р.Ю.

Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия; art.alimov@gmail.com

Проведено моделирование в среде DEForm деформационно-термической обработки, обеспечивающей формирование УМЗ-структуры в заготовках под сверхпластическую раскатку вала из сплава ЭК79. Предложены режимы штамповки для получения УМЗ-структуры со средним размером зерен менее 20 мкм.

Ключевые слова: ЭК79, УМЗ-структура, сверхпластичность, раскатка, деформационно-термическая обработка.

Под сверхпластичностью подразумевается способность материала деформироваться без разрушения с аномально высокими степенями деформации по сравнению с традиционной пластической деформацией. Механизмом деформации материалов при структурной сверхпластичности является зернограничное скольжение. Для того чтобы зернограничное скольжение было основным механизмом деформации, необходимо, чтобы размер зерен не превышал 20 мкм.

Основным методом измельчения зерен для формирования ультрамелкозернистой структуры в многофазных сплавах является динамическая рекристаллизация. За счет наличия вторичных фаз в межфазном пространстве матрицы значительно повышается термическая стабильность получаемой структуры, что позволяет широко использовать динамическую рекристаллизацию как в лабораторных, так и в промышленных условиях.

Для получения УМЗ структуры в заготовках из промышленных никелевых сплавов, которые, как правило, имеют крупнозернистую структуру, применяются различные виды деформационно-термической обработки, такие как изотермическая ковка, штамповка, контролируемая прокатка, равноканальное угловое прессование, осадка с кручением, а также другие методы обработки давлением. Для получения заготовки для изотермической раскатки вала из сплава ЭК79 предлагается использовать закрытую изотермическую штамповку. Чертеж заготовки под раскатку вала представлен на рис. 1.

Кинетика динамической рекристаллизации и размер получаемых рекристаллизованных зерен описывалась моделью Джонсона-Мейла-Аврами-Колмогорова (ДМАК). Параметры модели получены на основе экспериментальных данных, приведенных в работе [1].

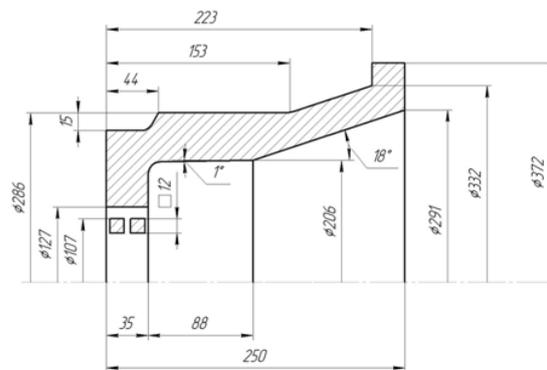


Рис. 1. Заготовка под раскатку вала

В качестве заготовки для штамповки использовался пруток диаметром 90 мм и длиной 165,5 мм. Начальный средний размер зерен равен 100 мкм.

Характер течения металла при штамповке практически не зависит от температурно-скоростных параметров деформации. Последовательность формоизменения представлена на рис. 2. Деформация состоит из двух стадий. На первой стадии происходит осадка заготовки до контакта боковой поверхности заготовки с матрицей, а далее происходит обратное выдавливание до окончательного заполнения полости штампа.

При штамповке возможен значительный разогрев заготовки за счет теплового эффекта пластической деформации (рис. 3), что может привести к полному растворению γ' фазы и значительному росту зерен матрицы, особенно при высоких скоростях деформирования. Величина накопленной деформации практически во всей заготовке превышает 2,0 (рис. 4).



Рис. 2. Последовательность формоизменения при штамповке

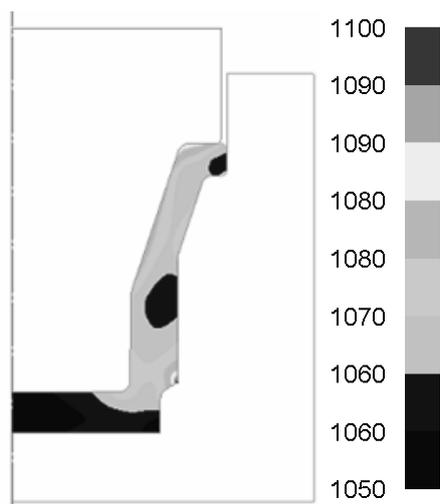


Рис. 3. Поле температур после деформации ($T_0=1050\text{ }^\circ\text{C}$, $v_0=1\text{ мм/с}$)

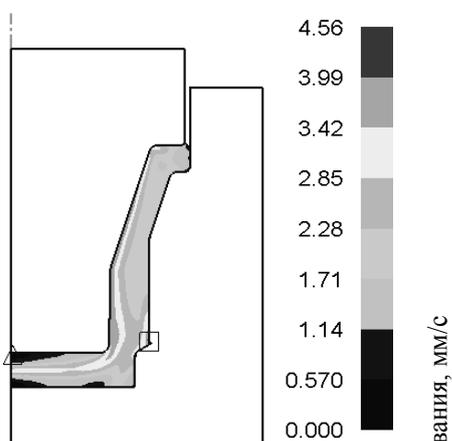


Рис. 4. Поле накопленной деформации ($T_0=1050\text{ }^\circ\text{C}$, $v_0=1\text{ мм/с}$)

Построенная модель позволяет определять долю рекристаллизованного объема заготовки, средний размер рекристаллизованных зерен и средний размер зерен матрицы заготовки в зависимости от степени, скорости и температуры деформации сплава ЭК79.

Для исследования влияния температурно-скоростных параметров деформации проводился полнофакторный математический эксперимент в среде DEForm 2D. В качестве факто-

ров варьирования были выбраны следующие параметры:

- скорость деформирования от 1 до 20 мм/с;
- температура деформации от 1000 до 1150 $^\circ\text{C}$.

Были приняты следующие допущения:

- материал заготовки является сплошным, однородным, изотропным;
- материал инструмента является жестким;
- деформация считается изотермической;
- влияние γ' фазы на кинетику рекристаллизации учитывается через параметры модели ДМАК.

Влияние температуры деформации и скорости деформирования на долю рекристаллизованного объема и средний размер зерен сплава ЭК79 представлены на рис. 5 и 6 соответственно.

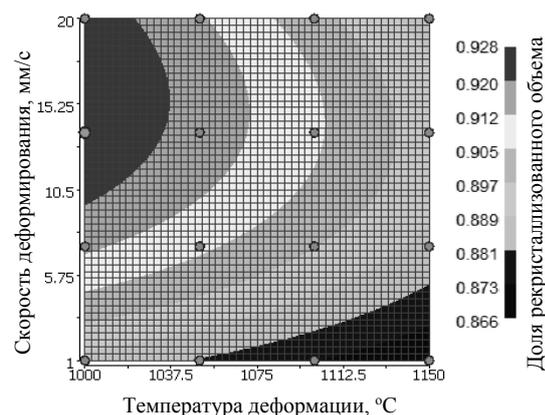


Рис. 5. Влияние температуры деформации и скорости деформирования на долю рекристаллизованного объема сплава ЭК79

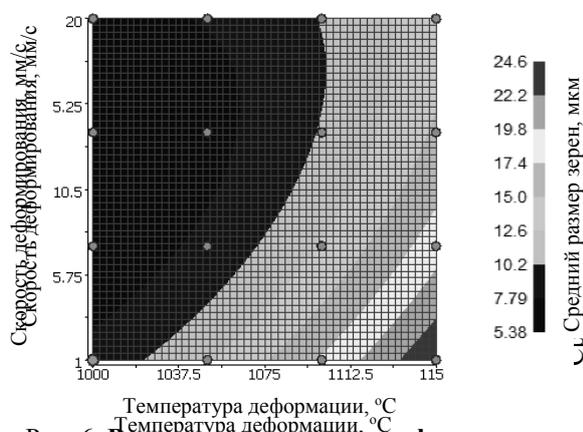


Рис. 6. Влияние температуры деформации и скорости деформирования на средний размер зерна заготовки сплава ЭК79

При любом режиме деформации получаемый средний размер зерна не превышает 24,6 мкм, а при определенных соотношениях скорости деформирования и температуры можно получить средний размер зерен, не превышающий 6 мкм.

Область наиболее полной динамической рекристаллизации располагается в зоне высоких скоростей деформирования и низких температур. При данных параметрах режима деформации получаемый средний размер зерен не превышает 10 мкм.

Таким образом, для получения однородной УМЗ структуры со средним размером зерен менее 20 мкм наиболее рационально осуществлять штамповку в области температур от 1000

до 1100 °С с наиболее высокой технически возможной скоростью деформирования.

Работа выполнена в рамках Соглашения о предоставлении субсидии Минобрнауки России от 08 июля 2014 г. № 14.604.21.0091.

Список литературы

1. Hot compressive deformation behavior and microstructure evolution of HIPed FGH96 superalloy / X. Wei [et al.] // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2012. – Vol. 22. – № 1. – P. 66–71.
2. Разработка научных основ высокоэффективной технологии и оборудования для изготовления в условиях сверхпластичности широкой номенклатуры полых валов газотурбинных двигателей из жаропрочных сплавов и сталей: отчет о ПНИ / ИМАШ им. А.А. Благонравова; рук. Утяшев Ф.З.; исполн.: Р.Ю. Сухоруков [и др.]. – М., 2014. – 367 с. – № ГР 114092270017.

СПЕЦИАЛИЗИРОВАННОЕ ОБОРУДОВАНИЕ И ПРОГРАММНОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ПОЛЕЙ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ

Апальков А.А., Одинцев И.Н., Плугатарь Т.П., Усов С.М.

Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия; ino54@mail.ru

Рассмотрены различные методические аспекты применения электронной цифровой спекл-интерферометрии для определения остаточных напряжений в материале элементов машиностроительных конструкций или образцов. В качестве тестирующего воздействия на объекты используется засверловка малого отверстия или нанесение узкого пропила. Представлены результаты ряда конкретных исследований, демонстрирующие эффективность изложенных подходов.

Ключевые слова: остаточные напряжения, электронная спекл-интерферометрия, поля перемещений, зондирующее отверстие, тонкая прорезь-пропил, лабораторный стенд, автономный интерферометр, сварной шов, циклическая наработка.

Одним из важных условий для обоснования гарантированной прочности и ресурса машиностроительных конструкций является наличие достоверной информации об уровне и характере распределения остаточных напряжений (ОН) в материале [1, 2]. В подавляющем большинстве случаев требуемые данные получают экспериментально с использованием разрушающих или частично-разрушающих методов. Процедура расширенной обработки исходных экспериментальных результатов в терминах напряжений по существу представляет собой обратную задачу механики деформируемого твердого тела. Значения компонент тензора ОН вычисляются по зарегистрированному локальному деформационному отклику материала в зоне тестирующего воздействия на основе наиболее адекватной механико-математической модели.

С целью регистрации деформационного отклика в той или иной его форме могут применяться различные средства экспериментальной механики [3]. Прогрессивная тенденция последнего времени базируется на применении бесконтактного оптического метода электронной цифровой спекл-интерферометрии, с помощью которой выполняются высокоточные измерения полных полей перемещений на всем рассматриваемом участке поверхности деформируемого тела [4, 5]. Для измерения полей двух взаимно ортогональных тангенциальных компонент перемещений u и v объект освещается одновременно двумя лазерными пучками, симметричными относительно нормали OZ к его поверхности и лежащими в одной плоскости с осью измеряемых перемещений (направлением чувствительности частных интерферометров), соответственно OX или OY . Один из вариантов базовой оптической схемы показан на рисунке 1.

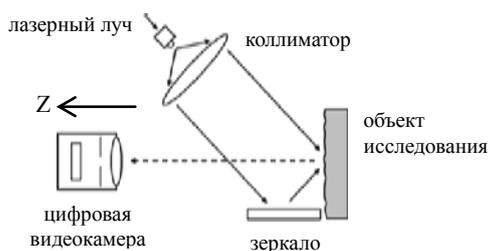


Рис. 1. Базовая оптическая схема спекл-интерферометра

Изображения объекта до и после воздействия на него регистрируются цифровой видеокамерой, передаются в компьютер и сохраняются в виде числовых файлов. На стадии первичной обработки информации производится попарное вычитание оцифрованных кадров, записанных в каждой из схем и отвечающих двум различным механическим состояниям тела. При этом различные изображения оказываются покрытыми системой полос, представляющих собой линии равных перемещений, соответственно, u или v . Поточечная расшифровка получаемых картин полос производится с использованием соотношений

$$u = N_1 \frac{\lambda}{2 \sin \alpha}; \quad v = N_2 \frac{\lambda}{2 \sin \alpha},$$

где N_i – порядки полос в различных точках на соответствующих интерферограммах, λ – длина волны лазерного излучения ($\lambda \sim 0,5$ мкм), α – направляющий угол освещающих пучков.

Важно отметить, что регистрируемые картины непосредственно не несут информации о знаках перемещений. Методический прием, позволяющий идентифицировать знаки u и v , заключается во введении оптическими средствами дополнительного известного сдвига фаз освещающих световых волн и в анализе возникающего вследствие этого видоизменения картин полос. В частности, линейный дополнительный сдвиг фаз может быть осуществлен малым наклоном освещающих пучков по направлению к нормали OZ . При отсутствии перемещений на поверхности тела такой наклон будет вызывать появление интерферограмм в виде параллельных эквидистантных полос, ориентированных вдоль оси OY при работе в схеме для измерения u или вдоль оси OX при работе в схеме для измерения v . В зоне локализованного деформационного отклика материала на тестирующее воздействие данные картины трансформируются с приобретением характерного вида, зависящего от знаков перемещений.

Процедура расширенной обработки экспериментальной информации в терминах компонент ОН состоит в минимизации отклонений между зарегистрированными полями перемещений и теоретиче-

ски ожидаемыми распределениями, которые вычисляются на основе той или иной принимаемой механической модели с варьируемыми параметрами напряженного состояния. Согласно наиболее используемым на практике инженерным подходам, рассмотрение ведется исключительно в приближении упругих деформаций. Однако надо иметь в виду, что формально получаемые таким образом значения напряжений могут оказаться завышенными, если истинные значения близки к пределу текучести [6].

Экспериментальные исследования ОН в образцах и элементах конструкций на этапе отработки технологических режимов производства осуществляются в лабораторных условиях на специальных оптических стендах, рисунок 2 а. Для возможности проведения испытаний натуральных объектов (на различных стадиях их изготовления, длительной эксплуатации или ремонтных работ) в ИМАШ РАН разработана серия автономных измерительных приборов-интерферометров [7], рисунок 2 б. Основным требованием, предъявляемым к оборудованию такого рода, является их высокая конструктивная жесткость. Компактность переносного интерферометра обеспечивается применением малогабаритных комплектующих – лазера и видеокамеры, а также построением оптимизированных оптических схем.

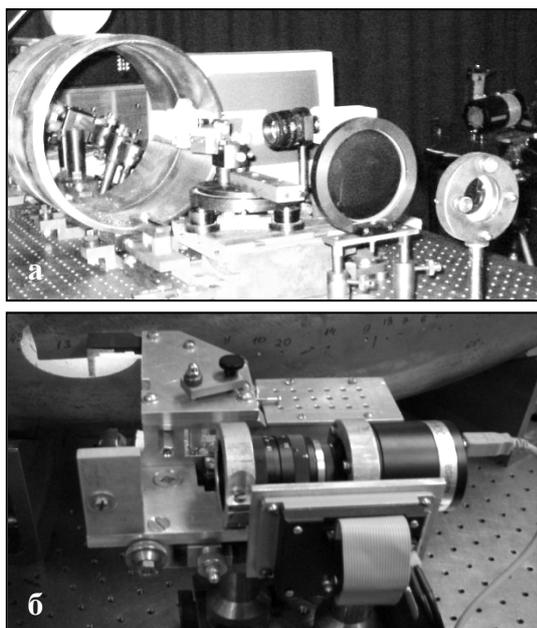


Рис.2. Оптическая схема интерферометра, смонтированная на стационарном виброизолированном стенде (а) и специализированный автономный прибор для исследования ОН в натуральных конструкциях (б)

В инженерной практике с целью определения ОН наиболее широко используется метод засверловки малоразмерных отверстий – индикаторов напряжений. Типичные спекл-интерферограммы, наблюдаемые в зоне отверстия демонстрируются на рисунке 3. При исследовании тонкостенных объектов и создании в них сквозных отверстий модель

ожидаемого отклика, используемая для количественной интерпретации исходной экспериментальной информации в терминах ОН, строится на основе аналитического решения задачи Кирша [8]. В случае массивных элементов конструкций, на поверхности которых высверливаются глухие отверстия на заданную глубину, номинальные функции отклика в перемещениях определяются с помощью метода конечных элементов [9]. После расчета основных (значения компонент ОН) и дополнительных (жесткие смещения и вращение объекта) параметров модели целесообразно выполнить решение прямой задачи с имитацией картин интерференционных полос. Если эти картины с большой степенью точности воспроизводят реальные интерферограммы, то это позволяет положительно судить об адекватности полученных результатов. Так, на рисунке 3 ход наложенных модельных полос, прочерченных в виде линий белого цвета, характеризует высокую качественную и количественную согласованность экспериментальных и расчетных данных.

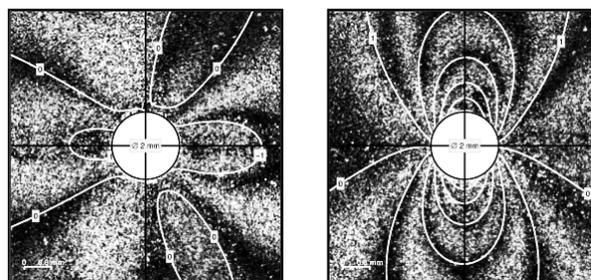


Рис.3. Типичные спекл-интерферограммы, визуализируемые в окрестности отверстия – индикатора ОН

Одной из наиболее актуальных задач, решаемых с помощью разработанного подхода и оборудования, является определение остаточных напряжений в конструкциях со сварными соединениями. В качестве примера на рисунке 4 представлены результаты, полученные в ходе исследования элемента трубопровода, содержащего кольцевой сварной шов. Абсциссы точек на графиках соответствуют осевым координатам точек засверловки отверстий, отсчитываемым от центра шва.



Рис.4. Распределения ОН в окрестности сварного шва трубопровода Ду300 реактора РБМК

В ряде случаев более эффективной является иная методика, основанная на создании в теле в ка-

честве индикатора ОН тонкой прорези (пропила) [4]. Так, для изучения динамики накопления остаточных напряжений в условиях действия переменных нагрузок в ходе циклических испытаний образцов с концентратором напряжений в качестве тестирующего воздействия применялся радиальный разрез, исходящий от контура концентратора. Такой подход позволяет получать лишь значения окружной компоненты напряжений, однако в данном случае он оказывается вполне оправданным, поскольку, как показали расчеты, в исследуемой зоне она существенно выше, чем радиальная составляющая. Методом спекл-интерферометрии определялась разность перемещений в противоположных точках на берегах разреза, обусловленных снятием имеющихся в материале ОН. На рисунке 5 демонстрируются интерферограммы поля тангенциальных перемещений (вертикальных согласно ориентации рисунка) в окрестности разреза в образце после усталостной наработки на испытательной машине: исходная и с наложенным линейным добавочным полем разности фаз световых волн. На второй картине полосы отклоняются от прореза, что в данном случае однозначно свидетельствует о смыкании ее берегов и, соответственно, о сжимающих остаточных напряжениях. Расчет значений напряжений, как и ранее, основывался на сопоставлении экспериментальных данных с результатами, полученными моделированием задачи в упругой постановке с помощью метода конечных элементов. Нагрузки, действующие на берегах короткого разреза (то есть, снимаемые при разрезании ОН, взятые с обратным знаком) при построении оценочной модели принимались условно однородными. На рисунке 6 представлены результаты математического моделирования задачи в такой постановке.

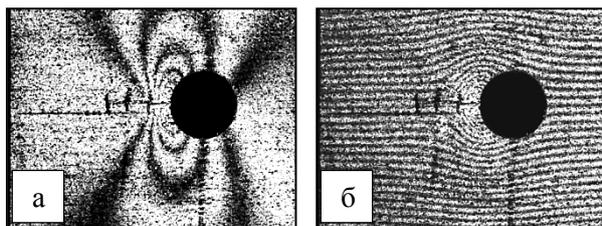


Рис.5. Спекл-интерферограммы, зарегистрированные в окрестности радиальной прорези, исходящей от контура кругового отверстия-концентратора в образце после его циклических испытаний:
а – исходная, б – с наложенным фазовым сдвигом

В результате обработки экспериментальных данных с использованием полученных расчетных функций влияния была осуществлена оценка остаточных напряжений вблизи отверстия для образцов из авиационных алюминиевых сплавов. Полученные значения представлены в таблице. Напомним, что данные величины носят заведомо условный характер и свидетельствуют о наличии в исследуемых образцах остаточных напряжений, сопоставимых с пределом текучести материала. То есть, анализ напря-

женного состояния в данном случае осуществляется исключительно на сравнительно-сопоставительном уровне. Разработка подходов к выполнению более детальных оценок (фактически по метрической шкале) является предметом дальнейших методических разработок.

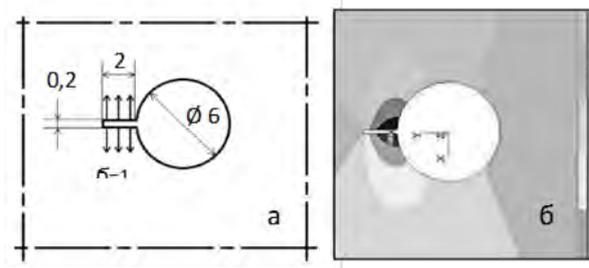


Рис.6. Расчетная схема (а) и результаты моделирования поля перемещений в окрестности выполненной прорези – индикатора ОН

Таблица. Результаты определения окружных ОН на контуре отверстия-концентратора в образцах после их циклической наработки

материал	толщина образцов, мм	условия циклических испытаний		условно-упругие остаточные напряжения, МПа
		σ , МПа (кГ/мм ²)	число циклов нагружения, N	
Сплав 1469 E=78 ГПа $\nu = 0,32$	7	235(24)	15000	-539
		235 (24)	26500	-611
		176(18)	73290	-216
Сплав 1163Т E=70 ГПа $\nu = 0,32$	1,5	235 (24)	19330	-1186
		176 (18)	39000	-359
		176 (18)	19500	-288

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 14-08-90003.

1. Биргер И.А. Остаточные напряжения. М.: Машгиз.1963. 233 с.
2. Поздеев А.А., Няшин Ю.И., Трусов П.В. Остаточные напряжения: теория и приложения. М.: Наука. 1982. 111 с.
3. Экспериментальная механика / Под ред. А. Кобаяси. М.: Мир. Т. 2. 1990. 551 с.
4. Разумовский И.А. Интерференционно-оптические методы механики деформируемого твердого тела. М.: Изд. МГТУ. 2007. 240 с.
5. Луценко А.Н., Одинцев И.Н., Гриневич А.В., Северов П.Б., Плугатарь Т.П. Исследование процесса деформирования материала оптико-корреляционными методами // Авиационные материалы и технологии. 2014. №S4. С.70-86.
6. Плотников А.С., Одинцев И.Н. Численная оценка пределов достоверных измерений остаточных напряжений методом зондирующего отверстия // Труды Межд. конф. «Живучесть и конструкционное материаловедение», Москва, 22-24 октября 2012. М.: Изд-во ИМАШ РАН, 2012. Т.1. С.276-284.
7. Махутов Н.А., Разумовский И.А., Косов В.С., Апальков А.А., Одинцев И.Н. Исследования остаточных напряжений с применением электронной цифровой спекл-интерферометрии в натуральных условиях // Зав. лаборатория. – 2008. – Т.74. – №5. – С.47-51.
8. Апальков А.А., Одинцев И.Н., Разумовский И.А. Интерпретация картин полос при измерении остаточных напряжений с использованием электронной спекл-интерферометрии // Зав. лаборатория. 2002. Т. 68. №5. С. 39-41.
9. Апальков А.А., Одинцев И.Н., Разумовский И.А. Метод измерения остаточных напряжений в массивных элементах конструкций с использованием электронной спекл-интерферометрии // Зав. лаборатория. 2003. Т. 69. № 2. С. 45-49.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ДВУХ КОМПОНЕНТНОГО ПОКРЫТИЯ, НАНЕСЁННОГО ГАЗОДИНАМИЧЕСКИМ НАПЫЛЕНИЕМ

В.Е. Архипов, А.Ф. Лондарский, Г.В. Москвитин, М.С. Пугачев, Н.С. Фалалеев
Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия; vearkhipov@mail.ru

Детали, изделия и конструкции с покрытием из алюминия и цинка широко используются в машиностроении, судостроении, химическом аппаратостроении, строительстве и, в частности, при сооружении платформ для добычи углеводородов на морском шельфе. Поэтому разработка новых методов нанесения коррозионностойких покрытий является актуальной научной и технологической задачей.

Методики, материалы и оборудование

При проведении экспериментов использовалась газодинамическая установка модели ДИМЕТ 404 и механическая смесь порошков алюминия, цинка и корунда марки А-20-01 [1]. Исследования структуры и свойств проводились с использованием рентгеноструктурного, металлографического, дюрOMETрического анализов [2]. Качественное и количественное распределение фаз оценивалось с использованием электронного микроскопа. Испытания образцов с подложкой из стали 20 и нанесёнными покрытиями проводились в среде слабого электролита с расчётом коррозионной потери массы и скорости коррозии [3].

Результаты исследования

Зависимость твёрдости покрытия на основе алюминия и цинка от температуры и времени (количества циклов) напыления несколько отличается от зависимостей, полученных для покрытий на основе одного металла (алюминий, медь) (рис.1).

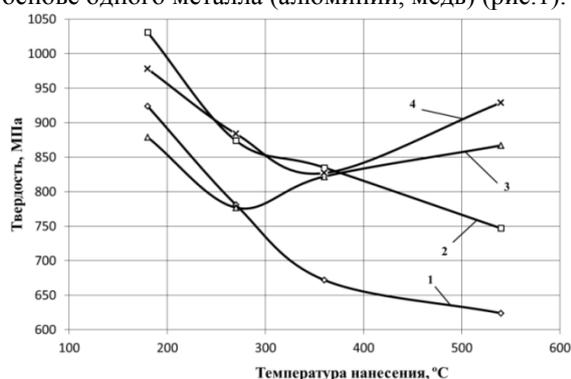


Рис. 1. Зависимость твёрдости двухкомпонентного покрытия Al-Zn от температуры и времени напыления: 1 - 1 цикл; 2 - 3 цикла; 3 - 5 циклов; 4 - 7 циклов

Основным механизмом повышения твёрдости покрытия на основе алюминия (меди) является деформация пластичных частиц твёрдыми с

формированием микродефектов (вакансий) и повышением величины микродеформаций. При увеличении температуры напыления проходят процессы возврата (отдыха) величина микродеформаций снижается и твёрдость падает [2]. У исследуемого покрытия наблюдается возрастание твёрдости при повышении температуры и времени процесса напыления.

Рентгеноструктурный анализ показал, что повышение температуры напыления с 270°C до 540°C приводит к снижению содержания алюминия с 41,8 до 18,5% и росту содержания цинка с 38,7 и 61,7%, что обусловлено изменением энергетических характеристик (скорости) частиц (Табл. 1).

Таблица 1

Номер образца	Температура (°C) ; циклы напыления ; терм. обработка	Содержание фаз, массовая доля %		
		Zn	Al	Al ₂ O ₃
01223	270; 7	38,7±2,5	41,8±0,8	19,5±1,2
423	540; 3	61,7±2,8	19,4±0,8	18,9±0,8
5678	540; 7	61,6±3,0	18,5±0,7	19,9±1,3
423	540; 3; T/O	72,5±3,3	11,0±0,9	16,5±1,7

При высокой температуре напыления у цинка измельчается зерно с увеличением времени процесса; возрастает величина микродеформаций, что и обуславливает повышение твёрдости покрытия с учётом изменения содержания фаз (рис.1, табл.1).

Исследование покрытия в характеристическом излучении Al, Zn, O₂ показало, что присутствует цинк с незначительным точечным и достаточно равномерным распределением кислорода и алюминия (Al₂O₃). В алюминии наблюдается значительно больше кислорода (Al₂O₃), который распределён достаточно неравномерно, а так же цинк (рис.2).

Количественный и качественный анализ покрытия Al-Zn позволил выявить наличие частиц цинка с включениями корунда размером 2-3 мкм и менее 1 мкм. В частицах алюминия наблюдается большее количество включений корунда, размер которых достигает 10 мкм и более, а так же фиксируются области, в которых присутствует цинк (0-74 вес.%).

Была предложена модель формирования структуры покрытия, которая основана на расчётах, показывающих возможность нагрева наносимого металла до температуры 480°C. Процесс диффузии или взаимодиффузии может проходить на расстояние 10 мкм от границы соприкоснове-

ния алюминия и цинка с формированием твёрдого раствора (до 8 вес.%). Более высокое содержание цинка в алюминии обусловлено тем, что частицы корунда значительного размера и неравномерной формы проходя через цинк, находящийся в «размягчённом» состоянии, захватывают микрообъёмы металла и переносят их в алюминий.

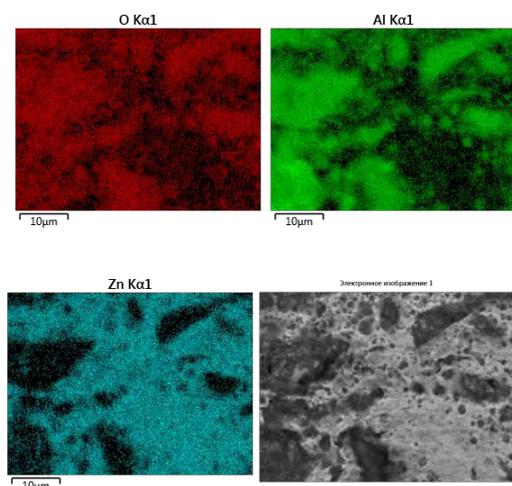


Рис.2 Распределение алюминия, цинка и кислорода в покрытии Al-Zn

Ускоренные сравнительные испытания стали 20 с покрытиями из цинка, алюминия и цинка с алюминием показывают, что сопротивление коррозии в агрессивной среде двух компонентного покрытия определяются металлом, имеющим худшие коррозионные свойства (табл.2). Последующая термическая обработка покрытия при температуре 480°C и времени выдержки 60 с. позволяет снизить скорость коррозии до нуля. Данный эффект обусловлен формированием плёнки цинка толщиной до 20 мкм на границе покрытие сталь 20.

Таблица 2

Скорость коррозии, кг/м ² год x 10 ⁻¹⁵				
Сталь 20	Покрытие			
	Zn	Al	Al + Zn	Al + Zn (т/о)
27,3	0,6	2,2	2,2	0
Повышение сопротивления коррозии, раз				
	45,5	12,4	12,4	-
Примечание: × - результаты представлены в работе [3]				

Выводы

При напылении покрытия из двух металлов происходит изменение содержания фаз в покрытии, что связано с энергетическими характеристиками процесса (скорость частиц), которое оказывает влияние на повышение твёрдости при увеличении температуры и времени напыления.

Предложена модель формирования структуры, которая предполагает наличие процесса диффузии и переноса небольших объёмов цинка частицами корунда и внедрения их в объём частиц алюминия.

Сопротивление коррозии двух компонентного покрытия алюминий - цинк определяются компонентом, чьи свойства ниже (алюминий). При последующей термической обработке покрытия можно получить структуру, при которой скорость коррозии равна нулю.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 14-08-00634).

Список литературы

1. Димет. Применение технологии и оборудования. Режим доступа URL :<http://www.dimet-r.narod.ru/>. (дата обращения 14.10.2014).
2. Архипов В.Е., Дубравина А.А., Лондарский А.Ф., Москвитин Г.В., Пугачев М.С., Хрущёв М.М. Коррозионные свойства покрытий, нанесенных газодинамическим напылением // Коррозия: материалы, защита. 2014. № 4. С.33-38.
3. Архипов В.Е., Дубравина А.А., Куксёнова Л.И., Лондарский А.Ф., Москвитин Г.В., Пугачев М.С. Структура и свойства покрытий, нанесённых газодинамическим напылением // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 4. С.18-24.

О ВОЗМОЖНОСТИ ПРОХОЖДЕНИЯ ДИФФУЗИИ В ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ ПОКРЫТИЯХ

В.Е. Архипов, А.Ф. Лондарский, Г.В. Москвитин, М.С. Пугачев, Н.С. Фалалеев
Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия; vearkhipov@mail.ru

Повышение ресурса машиностроительной продукции во многом связано с разработкой технологических процессов, позволяющих повысить сопротивление поверхности деталей и изделий износу и воздействию агрессивной среды. К современному методу модификации поверхности железо-углеродистых сплавов можно отнести газодинамическое напыление покрытий, которое представляет возможность наносить композиции из двух металлов с последовательным наложением их друг на друга или с получением переменного состава по толщине. Исследование условий прохождения диффузии для получения на основе двух металлов твёрдого раствора или фаз, обладающих высокими физико – механическими характеристиками, является актуальной технологической и научной задачей.

Методики, материалы и оборудование

При проведении экспериментов используется газодинамическая установка модели ДИМЕТ 404 и механическая смесь порошков алюминия, цинка и корунда марки А-20-01 [1]. Исследование структуры проводится с использованием рентгеноструктурного и металлографического анализа [2]. Качественное и количественное распределение фаз оценивается с использованием электронного микроскопа. Предложена математическая модель нагрева покрытия, которая основана на разделении процесса нанесения металла толщиной 500 мкм на элементарные стадии присоединения отдельных частиц к поверхности.

Постановка задачи

Основными параметрами, которые определяют возможность прохождения диффузии в металлах, являются температура и время [3]. При газодинамическом напылении можно регулировать температуру потока воздуха от 180°C до 540°C и время нанесения покрытия. Таким образом, необходимо определить размер структурных составляющих в нанесённом металле и оценить условия, которые необходимо создать для прохождения процесса диффузии и получения твёрдого раствора и фаз.

Основные результаты

Структура двухкомпонентного покрытия состоит из частиц цинка (белый цвет) с включениями корунда и частиц алюминия (тёмно серый цвет) с включениями корунда и цинка (рис.1). При максимальной температуре 540°C увеличение времени процесса с трёх циклов до семи циклов

приводит к уменьшению размера фрагментов частиц цинка с $\approx 19,4 \times 10,7$ мкм до $\approx 13,7 \times 7,5$ мкм. Средний размер частиц алюминия отличается незначительно и составляет $28,7 \times 23,7$ мкм и $29,7 \times 22,9$ мкм соответственно. В частицах алюминия присутствует незначительное количество вкраплений цинка округлой формы, размер которых составляет 1-3 мкм. Следует отметить, что частицы алюминия имеют некое подобие границ (разрывы), которые разделяют частицы на участки достаточно равномерной округлой формы размером ≈ 10 мкм.

При использовании более низкой температуры 360°C и пяти циклах напыления фрагменты участков цинка и частиц алюминия имеют несколько большие размеры, чем при использовании температуры 540°C - $19,9 \times 14,0$ мкм и $34,7 \times 26,9$ мкм соответственно. Таким образом, повышение температуры и времени процесса способствует измельчению исходных частиц цинка и алюминия.



Рис. 1. Структура двухкомпонентного покрытия Al-Zn, нанесенного при температуре 540°C и семи циклах напыления

Рентгеноструктурный анализ показал изменение содержания алюминия и цинка при изменении температуры напыления и наличие твёрдого раствора цинка в алюминии. При повышении температуры напыления с 270°C до 540°C массовая доля цинка возрастает с 38,7% до 61,6%, а алюминия падает с 41,7% до 18,5%. Изменение содержания компонентов в зависимости от температуры напыления может способствовать формированию различных фаз, например двойных латуней разных марок при использовании порошков меди и цинка.

Численный алгоритм расчетов процессов теплопроводности, основанный на методе локальных сеток Самарского [4], был использован

для проведения расчетов на персональной ЭВМ. В результате численного моделирования получены следующие результаты: теплопроводность наносимого материала достаточно велика, а толщина итогового покрытия – мала, поэтому за время каждого элементарного акта весь материал покрытия успевает прогреться до температуры горячего воздуха. Разность температур на внешней (той, на которую падают частицы) и внутренней (противоположной) сторонах покрытия в конце процесса не превышает 10% (рис. 2). Таким образом, напыление при температуре потока воздуха 540°C и времени напыления 0,6 с, что соответствует скорости перемещения сопла относительно поверхности 10 мм/с, позволяет нагреть покрытие толщиной 500 мкм до температуры 500-530°C.

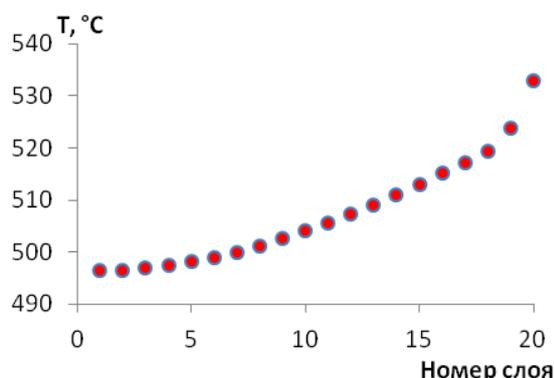


Рис. 2. Распределение температуры по глубине покрытия в конце нанесения

Процесс газодинамического напыления связан с деформированием пластичных частиц металлов твёрдыми и хрупкими частицами корунда и формированием точечных дефектов (вакансий), что ускоряет процессы диффузии [2]. Коэффициент диффузии (D) подчиняется уравнению Аррениуса [3].

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{E_A}{RT}\right); \quad (1)$$

где E_A - энергия активации диффузионного процесса; R - универсальная газовая постоянная; T - температура.

Для оценки глубины диффузии цинка и алюминия можно воспользоваться вторым законом Фика. Так как расчеты лишь приближительные, то можно рассмотреть одномерный случай и принять коэффициент диффузии постоянным [3].

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2}; \quad (2)$$

где C - концентрация рассматриваемого вещества; x - пространственная координата; t - время.

Тогда концентрация вещества от координат и времени зависит следующим образом:

$$C(x, t) = C_0 \operatorname{erfc}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right); \quad (3)$$

где erfc – дополнительная функция ошибок:

$$\operatorname{erfc}(a) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_a^{\infty} e^{-y^2} dy. \quad (4)$$

Для рассмотренной температуры коэффициент диффузии равен $D_{Zn}^{Al} \sim 10^{-9} \text{ см}^2/\text{с}$ [5]. Тогда из уравнения (3) следует, что за 0,6 с величина слоя, в котором взаимопроникновение составляет 50%, составляет 10 мкм.

В определённых точках частиц алюминия и цинка были сняты спектры с оценкой количества содержания элементов. В приграничной зоне контакта частиц металлов в алюминии на расстоянии до ≈ 10 мкм выявлено содержащее цинка до 8,6 вес%, что свидетельствует о наличии твёрдого раствора.

Выводы

Повышение температуры напыления сопровождается изменением состава компонентов покрытия, что позволяет получить разные фазы с одним исходным составом механической смеси порошков.

Покрытие алюминий – цинк толщиной 500 мкм нагревается достаточно равномерно до температуры близкой к температуре напыления 540°C, что достаточно для прохождения процесса диффузии на расстояние до 10 мкм за время 0,6 с.

Для прохождения диффузии во всём объёме металла необходимо увеличить время процесса напыления или дополнительно воздействовать на покрытие нагретым воздухом до завершения процесса, то есть формирования твёрдого раствора и фаз.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 14-08-00634).

Список литературы

1. Димет. Применение технологии и оборудования. Режим доступа URL: <http://www.dimet-r.narod.ru/>. (дата обращения 14.10.2014).
2. Архипов В.Е., Дубравина А.А., Куксёнова Л.И., Лондарский А.Ф., Москвитин Г.В., Пугачев М.С. Структура и свойства покрытий, нанесённых газодинамическим напылением // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 4. С.18-24.
3. Гуров К.П. Процессы взаимной диффузии в сплавах. М.: Нака. 1973. — 360 с.
4. Самарский А. А. Введение в теорию разностных схем. — М.: Наука, 1971. — 552 с.
5. Cui Y.W., Oikawa K., Kainuma R., Ishida K. Study of Diffusion Mobility of Al-Zn Solid Solution. J. of Phase Equilibria and Diffusion V. 27, №4 2006, P. 333-342.

УЛЬТРАЗВУКОВАЯ АВТОРЕЗОНАНСНАЯ МАТЕРИАЛООБРАБОТКА

В.К. Асташев, Н.А. Андрианов, В.Л.Крупенин

Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия; krupeninster@gmail.com

Приводятся результаты по обработке металлов посредством авторезонансного ультразвукового точения. Показано, что после ультразвуковой обработки металлов возникают наноструктурированные приповерхностные слои, отвечающие за макромеханические характеристики материала. Разработанная технология позволяет с минимальными энергозатратами и материалоемкостью обрабатывать разнообразные труднообрабатываемые материалы с получением поверхности с улучшенными геометрическими и механическими свойствами.

Ультразвуковая обработка

Ультразвуковые (УЗ) методы обработки [1] заключаются в наложении на обрабатываемый инструмент ультразвуковых колебаний. Эти методы используются в процессах пластического деформирования, резания металлов, волочения проволоки и труб и т.д. Наложение этих колебаний приводит к существенному снижению статических сил, необходимых для проведения технологического процесса. Данные эффекты объяснены [2] на основе анализа нелинейных реологических моделей.

Обработка поверхностей методами УЗ пластического деформирования, улучшая качество поверхности, создает наноструктурированный поверхностный слой с улучшенными механическими характеристиками (предел текучести, предел прочности и твердость поверхности и др.).

Получение стабильных и предсказуемых результатов УЗ обработки возможно лишь при реализации наиболее эффективных резонансных режимов в условиях меняющейся технологической нагрузки на УЗ систему. Возникающие трудности обусловлены нелинейностью технологической нагрузки, вызывающей специфические искажения амплитудно-частотных характеристик колебательной системы [1, 3]. Этим трудностям удается избежать переходом к автоколебательной схеме возбуждения, реализуемой введением контура положительной обратной связи, который осуществляет формирование вынуждающего воздействия путем нелинейного преобразования сигнала, пропорционального движению рабочего органа машины или току в цепи питания возбудителя колебаний. При настройке, называемой авторезонансной, при любых изменениях параметров колебательной системы и технологической нагрузки в системе автоматически поддерживается наиболее эффективное резонансное состояние [4].

Авторезонансное устройство для резания

На рис. 1 приведена схема устройства [4], где 1 — обрабатываемое изделие; 2 — резец; 3 — волновод-концентратор, передающий колебания резцу от пьезокерамических элементов 4 с увеличением амплитуды. Концентратор закреплен в корпусе 5, который с помощью кронштейна 6 устанавливается

в резцедержателе 7 токарного станка.

Питание пьезокерамических элементов производится через цепь обратной связи, содержащей датчик 8 силы тока, фазовращатель Φ и усилитель 9 с нелинейной характеристикой. Усилитель получает питание от источника мощности ИМ. При достаточно большом коэффициенте усиления на начальном участке характеристики усилителя происходит самовозбуждение колебаний, а уровень ограничения выходного напряжения определяет амплитуду установившихся колебаний.

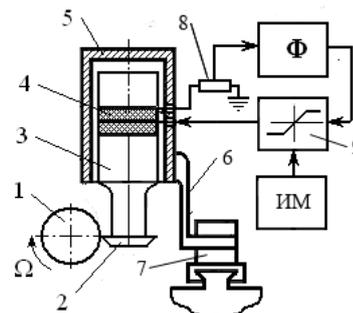


Рис.1

При определенной фазе сигнала обратной связи, устанавливаемой фазовращателем Φ , возбуждаются резонансные колебания, частота которых зависит, в частности, и от технологической нагрузки. Если фазовый сдвиг выбран так, что разность фаз между колебаниями резца и создаваемой вибровозбудителем силой возбуждения соответствует резонансной, то устройство обеспечит реализацию резонансных колебаний при изменении технологической нагрузки и параметров колебательной системы в широких пределах.

Динамические и технологические эффекты

Снижение сил резания имеет место при точении всех металлов: алюминия, меди, бронзы, нержавеющей и жаропрочных сталей, титана и др. При ультразвуковом резании снижение сил резания происходит при скоростях резания $v < a\omega$, где a , ω — амплитуда и частота колебаний инструмента. Причина уменьшения силы резания заключается в изменении характера процесса резания. Ультразвуковое резание представляет собой периодический с частотой ω виброударный процесс [1, 5], в котором взаимодействие резца и детали

сопровождается периодическими разрывами контакта резца и обрабатываемого изделия. При этом амплитуда возникающих импульсных сил равна силе традиционного резания, а длительность импульсов зависит от соотношения скорости резания v и амплитуды $a\omega$ вибрационной скорости резца. Измеряемая в экспериментах сила резания — это среднее за период значение импульсных сил. УЗ вибрация существенно изменяет характер снимаемой стружки [6]. Даже при обработке материалов, обычное точение которых сопровождается образованием ломкой стружки, при ультразвуковом резании образуется сливная пластичная стружка без заусенцев и неровностей. На рис. 2 показаны фотографии стружки в процессе традиционного (а) и УЗ точения (б) стальной заготовки.

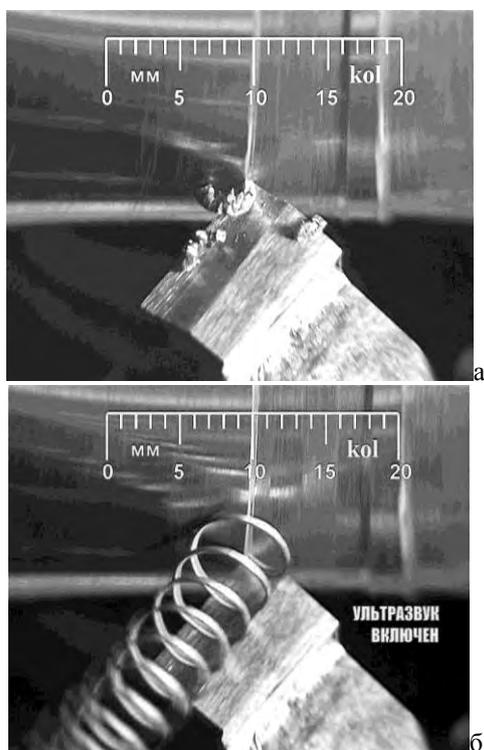


Рис. 2

Наложение ультразвука существенно уменьшает величину минимально возможного срезаемого слоя. Так при обработке углеродистой и нержавеющей сталей удалось провести точение с подачей 0,5 мм/об и глубиной резания 0,015 мм. На рис. 3, а, б приведены фотографии поверхностей детали из закаленной стали, обработанной традиционным (левые фрагменты) и ультразвуковым точением (правые фрагменты) при скоростях резания порядка 10 м/мин (а), 60 м/мин (б) и подаче 0,05 мм/об. Видно радикальное различие качества поверхностей. Поверхность, полученная УЗ точением, имеет строго регулярную структуру. Это подтверждается профилограммой поверхности (рис. 3, в). Правая часть которой получена традиционным, а левая — УЗ точением. Периодические впадины с шагом подачи 0,05 мм, которые просле-

живаются на обеих частях профилограммы — след вершины резца. На рис. 3, б на участке ультразвукового точения видны периодические отпечатки, вследствие периодических с частотой 20 кГц соударений резца с обрабатываемым изделием. Подобные отпечатки при большем увеличении наблюдаются и на поверхности рис. 3, а, но здесь они не просматриваются, так как их шаг значительно меньше из-за малой скорости резания.

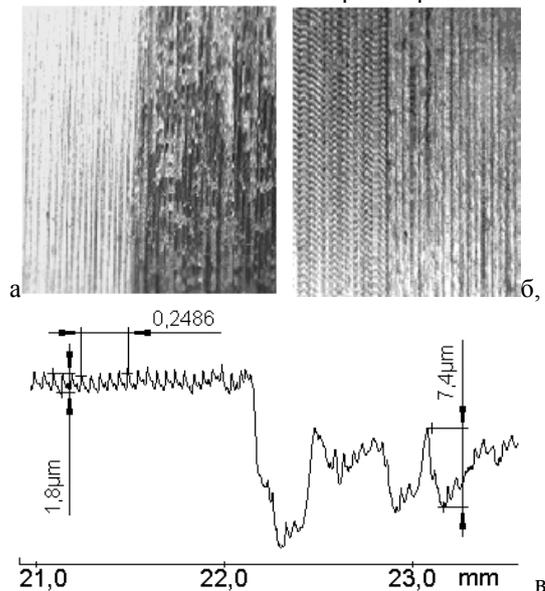


Рис. 3

Причина такого различия результатов резания заключается в изменении его режима. При традиционном резании при непрерывном взаимодействии резца и детали зона пластической деформации, расположенная в окрестности режущих кромок, распространяется со скоростью резания. Эта зона насыщена микротрещинами, распределенными случайным образом. В результате, поверхность имеет нерегулярное распределение микро-неровностей. Ультразвуковое резание происходит в результате периодических микроударов, следующих с высокой частотой. Вследствие высокой частоты следования и кратковременности импульсов зона пластической деформации сосредоточена в малой окрестности вершины резца и не насыщается микротрещинами, которые не успевают расти. Поэтому след резца на поверхности детали — это фактически отпечаток его формы, что видно на рис. 3.

Наноструктурирование поверхностных слоев

Появление наноструктур отмечено при ультразвуковой обработке практически всех обработанных металлов. При обработке деталей при авторезонансном возбуждении колебаний эффективность их воздействия, возрастает [6,7]. Появление регулярных упрочняющих наноструктур на

поверхности деталей хорошо видно на рис. 4.

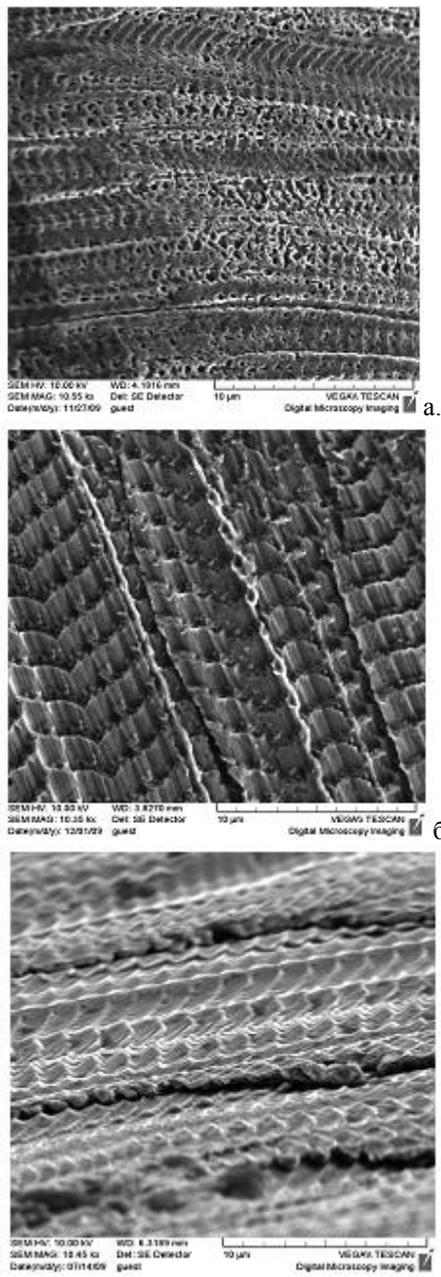


Рис. 4. Упрочняющие наноструктуры: медь, латунь, сталь

Для получения информации по структурированию и состоянию поверхности авторезонансной ультразвуковой обработки были изготовлены шлифы и сделаны их оптические (Neofot-32) и электронно-микроскопические (РЭМ Tescan) фотографии. С помощью РЭМ Tescan были проведены фрактографические исследования. На рентгеновском дифрактометре Дрон-3М были измерены размеры областей когерентного рассеяния. На снимках видны расставленные (и потому тупые) трещины, скачки деформации, «вторая» фаза. Однако зёрненная структура при травлении не проявилась. Возможно это вызвано тем, что при образовании стружки в кри-

сталлической решётке зёрен возникло столько дефектов, что их суммарная упругая энергия оказалась сравнима с энергией границ. В результате и зёрна и границы травятся с одинаковыми скоростями.

Измерение размеров областей когерентного рассеяния показало, что их размер колеблется от 50 нм до 0,3 мкм и более. Разброс размеров на порядок обусловлен следующим обстоятельством: вблизи свободных поверхностей, образованных движением трещин, упругие поля напряжений от мезодефектов, ответственных за протекание деформационного измельчения структуры, отрелаксировали, в результате чего в этих областях, по-видимому, сохранилась зёрненная структура исходного материала с размером зёрен порядка 1 мкм. В других же областях, где деформация протекала с сохранением сплошности, зёрненная структура дополнительно измельчилась вплоть до нанокристаллической.

Проводились измерения и расчеты микротвердости образцов после авторезонансного резания. Все образцы, подвергнутые УЗ - обработке имеют прирост микротвердости от 10 до 80%. Испытание микротвердости методом вдавливания проведено на приборе ПМТ-3 и стандартизовано (ГОСТ 9450-60).

Механические модели решетчатых структур, типа показанных на рис. 4 рассмотрены в работе [7].

Получение при авторезонансном ультразвуковом резании стали, меди или латуни специфических высокоэффективных, с точки зрения физико-механических свойств нанокристаллических структур указывает на важность изучения и развития метода ультразвукового резания материалов и выглаживания поверхностей деталей.

Авторы благодарны Н.А. Андрианову, Л.И. Колику и В.Н. Перевезенцеву за участие в работе.

Исследование выполнено при поддержке РФФИ РФФИ (проект № 13-08-01235-а).

Литература

1. *Astashev V.K., Babitsky V.I.* Ultrasonic Processes and Machines. Dynamics, Control and Applications. Springer. 2007. 330 p
2. *Асташев В.К.* Влияние ультразвуковых колебаний резца на процесс резания // Проблемы машиностроения и надежности машин. 1992. № 3. С. 81—89.
3. *Асташев В.К.* О влиянии ультразвука на процессы пластичного деформирования // Машиностроение. 1983. № 2. С. 3-12.
4. *Асташев В.К., Андрианов Н.А., Крупенин В.Л.* Устройство для возбуждения и автоматической стабилизации резонансных колебаний ультразвуковых систем // Патент RU 2350405 С2. Бюлл. изобретений. 2009. № 9.
5. *Astashev V.K., Babitsky V.I.* Ultrasonic cutting as a nonlinear (vibro-impact) process // Ultrasonics. 1998. № 6. P. 89-96.
6. *Асташев В.К., Андрианов Н.А., Колик Л.В., Крупенин В.Л.* Авторезонансная ультразвуковая технология резания // Вестник научно-технического развития. Интернет-журнал (www.vnt.ru) №1, 2010. С.3-10.
7. *Асташев В.К., Андрианов Н.А., Крупенин В.Л., Перевезенцев В.Н., Колик Л.В.* Свойства поверхностных слоев, наноструктурированных в результате авторезонансного ультразвукового точения // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2011. № 5. С. 68-72

ЭЛЕМЕНТЫ ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНОГО УПРАВЛЕНИЯ В ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СИСТЕМАХ

В.Л.Афонин

Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН afoninwl@rambler.ru

В представленной работе изложены результаты исследования интеллектуальных технологических систем. Рассматривается система, основанная на правилах позволяющая автоматизировать сложные технологические операции, выполняемые в настоящее время только вручную. Поэтому прикладная часть работы рассмотрена на примере системы управления робота-станка для финишной обработки пера лопаток ГТД

Ключевые слова Интеллектуальная система, оптические дистанционные контроля сложных поверхностей, база знаний, база данных.

Искусственный интеллект технологической системы заключается в возможности распознавать детали и их поверхности с точки зрения качества и соответствия заданным геометрическим размерам по чертежу, управлять технологическим процессом и принимать решения по его изменению. В свою очередь принятие решения включает формирование промежуточных целей для выполнения поставленной задачи.

При финишной обработке пера лопаток, выполняемой в настоящее время во всем мире в основном вручную, требуется для каждой заготовки до обработки контролировать геометрические размеры. Это обусловлено:

1. несогласованностью пропусков на отдельные участки пера лопатки,
2. не стационарностью размеров,
3. сложностью обрабатываемых поверхностей.

Все это требует применения элементов интеллектуального управления: распознавания сложных поверхностей, выбор и формирование инди-

видуальной программы обработки для каждой детали, выбор способа обработки (за один проход или за несколько).

Для решения задачи выбора программы обработки необходимо по данным измерительной системы о реальных размерах заготовки решать задачу вписания реальной детали в полученные размеры заготовки.

В качестве перспективной структуры интеллектуальной технологической системы для выполнения финишной обработки пера лопаток газотурбинных двигателей (ГТД) целесообразно принять систему, приведенную на рисунке 1. В данной системе вводятся датчики контроля сил и моментов для измерения усилий в шпиндельном узле, позволяющие контролировать силу резания, усилие в месте крепления обрабатываемого изделия, позволяющие контролировать упругие деформации и колебания изделия в процессе обработки.

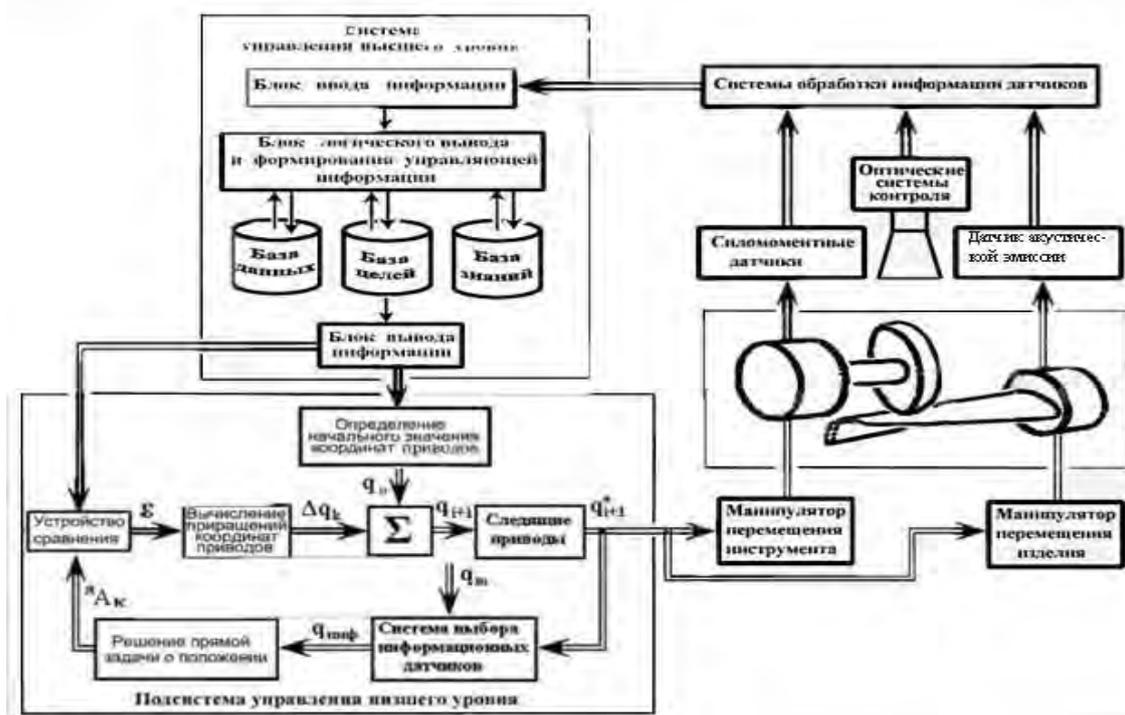


Рис. 1 Технологическая система обработки пера лопаток ГТД.

Оптическая система предназначена для периодического контроля геометрических размеров заготовки и отдельных участков поверхности



Рис. 2 Оптическая система контроля геометрических параметров пера лопатки (разработанная в ИФВТ РАН)

База целей в системе управления высшего уровня выдает различные программы относительного перемещения инструмента и обрабатываемого изделия. Исходными данными для различных программ являются данные о геометрических размерах участка обрабатываемой поверхности, требуемых режимах резания (скорости перемещения) и требуемой траектории перемеще-

после обработки. В состав оптической системы может быть включена система контроля качества поверхности (шероховатости) (рис. 2) режущей кромки относительно поверхности обработки.

Базы знаний и данных служат соответственно для хранения программ обработки участков обрабатываемой поверхности и режимов обработки. Блок логического вывода и формирования управляющей информации выполняет функцию обработки полученной информации от системы обработки информации с датчиков и, обрабатывая полученную информацию, выбирает необходимую программу обработки.

Структурная схема интеллектуальной технологической системы управления (рисунок 3) принимается за исходную, перспективную схему, которая подвергается подробному исследованию. Состав и основные характеристики системы управления низшего уровня изложены в [1], поэтому в настоящем докладе данная система не рассматривается.

Основная задача блока принятия решения состоит в контроле заготовки и моделировании процесса обработки. Прежде чем выдавать программу обработки на исполнительную систему (робот-станок) на модели прогоняется полный процесс обработки, выбираются требуемые режимы обработки, и формируется программа, которая выдается на исполнение

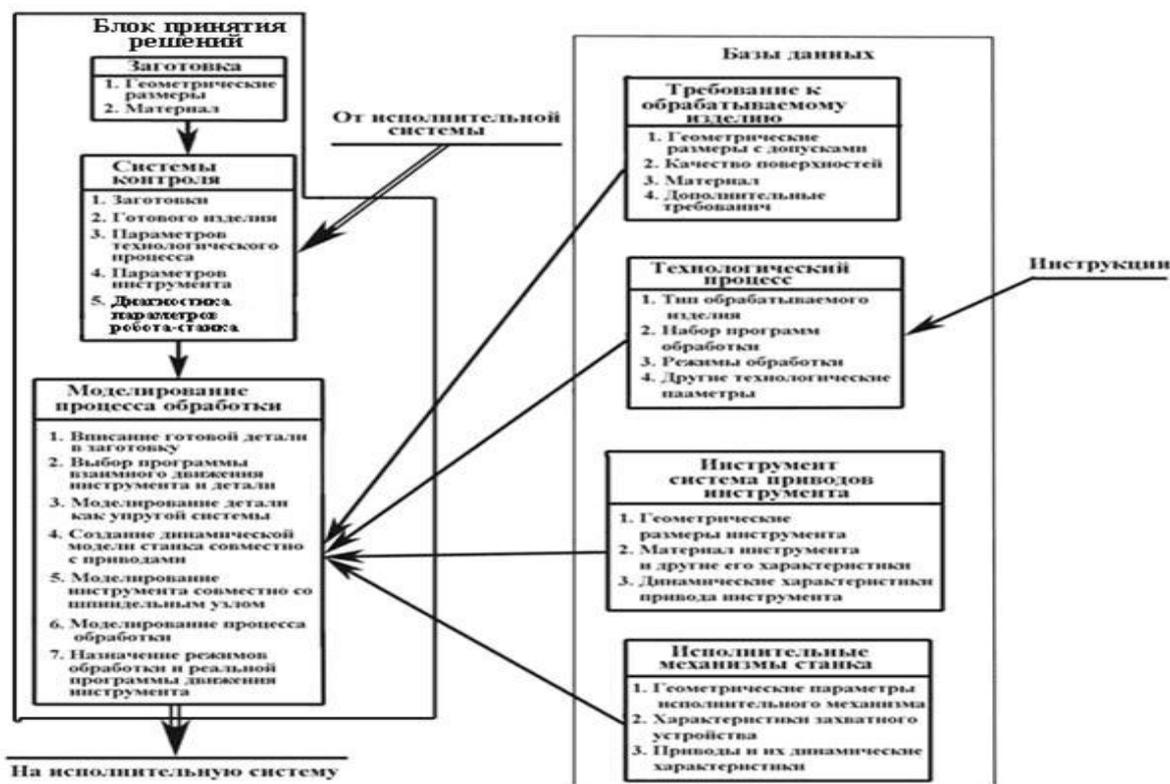


Рис. 3 Структура интеллектуальной системы управления.

Для выполнения финишной операции пера лопаток используется технологический комплекс (рис. 4), включающий робот-станок, промежуточный накопительный стол и оптическую систему контроля. Управление технологическим комплексом осуществляется системой с элементами интеллектуального управления (рис. 3).

Для анализа систем управления робота-станка и обработки информации с

оптической системы контроля рассмотрен аппарат вейвлет-преобразований [2]

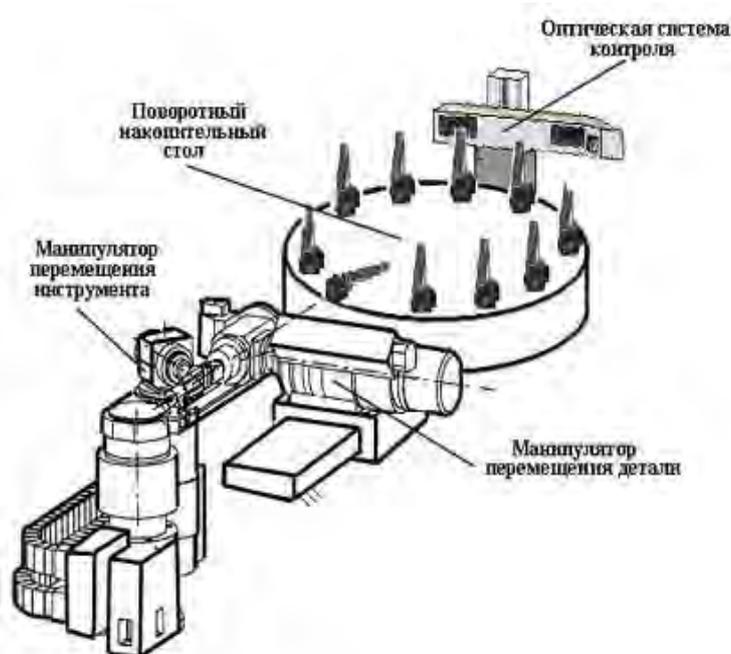


Рис. 4 Технологический комплекс для финишной обработки пера лопаток ГТД

Заключение

На основе проведенных исследований разработаны основные требования на интеллектуальную технологическую систему управления роботом-станком, предназначенным для выполнения финишной операции обработки пера лопаток ГТД. Требования назначаются на параметры технологического процесса финишной обработки пера лопаток, геометрические параметры пера лопатки и качество ее обрабатываемой поверхности, на системы контроля геометрических пара-

метров и шероховатости обрабатываемой поверхности.

1. Афонин В.Л., Макушкин В.А. Интеллектуальные робототехнические системы». Курс лекций. Издательство Интернет – Университет Информационных Технологий. М.: 2005. 215 с.
2. Афонин В.Л. Вейвлет-преобразования в системах управления. Издательство LAP LAMBERT Academic Publishing/ 2015. 90 с

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ СТУПЕНЧАТЫХ ВТУЛОК С ПОМОЩЬЮ ВЫТЯЖКИ ПО ВНУТРЕННЕЙ ПОВЕРХНОСТИ

Н.А. Балахонцева, А.Л. Воронцов

Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана, Москва, Россия;
mt13@bmstu.ru

Представлены полученные расчётные формулы, необходимые для проектирования технологического процесса вытяжки по внутренней поверхности. Высокие точность и надёжность формул подтверждены сопоставлением с экспериментальными данными. Ключевые слова: штамповка втулки с фланцем, вытяжка, напряжения.

Для анализа рассмотрено напряжённое состояние, возникающее при деформации пуансоном фланца заготовки в условиях свободного радиального течения (рис.1). В данном случае очаг пластической деформации будет сосредоточен в зоне 3, ниже которой расположена исходная часть заготовки 1.

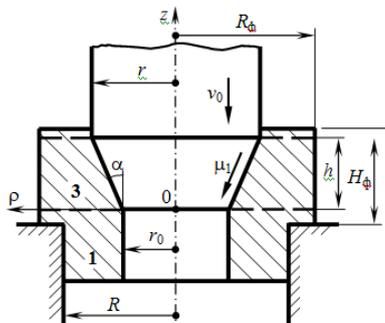


Рис. 1. Расчётная схема вытяжки на этапе свободной деформации фланца.

Принимаем следующие допущения: материал считаем жёсткопластическим, а упрочнение учитываем средней по очагу пластической деформации величиной напряжения текучести σ_s ; силы контактного трения определяем по закону Зибеля как $\tau_k = \mu\beta\sigma_s$, где μ – коэффициент трения по напряжению текучести, а β – коэффициент Лодэ

Очаг пластической деформации считаем заключённым в области высотой

$$h = (r - r_0) \operatorname{ctg} \alpha. \quad (1)$$

Эксперименты показывают, что в случае свободного радиального течения высота фланца остаётся неизменной (рис. 2), а в результате прохождения пуансона происходит только увеличение его исходного диаметра, что наглядно показано на рис. 3 путём совмещения фланцев с помощью установки исходной заготовки на отштампованную.

В соответствии с неизменностью высоты фланца примем, что осевая скорость течения $v_z = 0$.



Рис. 2. Неизменность высоты фланца при его деформации по внутренней поверхности с возможностью свободного радиального течения (слева показана исходная заготовка, а справа – отштампованный полуфабрикат)



Рис. 3. Сохранение высоты и увеличение диаметра фланца при его деформации по внутренней поверхности с возможностью свободного радиального течения (сверху показана исходная заготовка, а снизу – отштампованный полуфабрикат)

Тогда из условия несжимаемости получим, что

$$v_\rho = \frac{f(z)}{\rho}. \quad (2)$$

На конической поверхности пуансона, имеем граничное условие

$$f(z) = v_0 \operatorname{tg} \alpha (r_0 + z \operatorname{tg} \alpha). \quad (3)$$

где v_0 – скорость движения пуансона.

Таким образом, выражение (3) является кинематически возможным. Что позволяет, с учётом [1,2], произвести вывод формул, необходимых для расчета требуемой силы вытяжки, накопленной деформации и среднее напряжение текучести. Данный вывод представлен в работе [3].

Натуральная сила вытяжки на стадии деформации фланца в условиях его свободного радиального течения вычисляется по формуле

$$P_\phi = 3,63 \sigma_s (r^2 - r_0^2) \times$$

$$\times \left[\ln \frac{R_{\Phi 0}}{r} + \frac{R_{\Phi 0}}{2(r-r_0)\text{ctg}\alpha} + 0,25\cos 2\alpha + \mu_1 \text{ctg}\alpha - 0,75 \left(\frac{r_0}{r} \right)^2 \right], \quad (4)$$

С учётом стационарности деформаций на данной стадии вытяжки можно принять, что накопленная деформация определяется выражением

$$e_i = \beta e_{\theta} = \beta \frac{u_{\rho}}{\rho}. \quad (5)$$

где u_{ρ} – приращение радиуса ρ в процессе деформации.

Наибольшая деформация будет в верхней точке очага пластической деформации на внутренней поверхности, поскольку в этой точке исходный радиус r_0 увеличит свою величину до максимального значения r . С учётом этого по формуле (5) получаем

$$e_i = 1,155 \frac{r-r_0}{r_0} = 1,155 \left(\frac{r}{r_0} - 1 \right). \quad (6)$$

Но на той же верхней границе очага в точке наружной поверхности деформация будет близка к нулю, поскольку приращение наружного радиуса R_{Φ} будет намного меньше, чем приращение внутреннего радиуса r_0 , а отношение этого малого приращения в соответствии с формулой (5) будет браться уже к большой величине R_{Φ} , намного превышающей величину r_0 .

С учётом этого целесообразно принять, что средняя величина накопленной деформации на верхней границе очага определяется половинным значением равенства (6), т.е.

$$e_i = 0,577 \left(\frac{r}{r_0} - 1 \right). \quad (7)$$

По данной величине накопленной деформации следует находить по кривой упрочнения деформируемого материала среднее напряжение текучести $\sigma_{ск}$ на верхней границе очага пластической деформации.

А на нижней границе очага материал находится ещё в исходном состоянии, то есть имеет начальное напряжение текучести σ_{s0} . Поэтому в целом для всего очага пластической деформации следует определять среднее напряжение текучести по формуле

$$\sigma_s = \frac{\sigma_{s0} + \sigma_{ск}}{2}. \quad (8)$$

Для опытной штамповки использовался набор различных по форме и размерам пуансонов и матриц. В частности, для целенаправленной проверки полученных выше расчётных формул использовался инструмент, показанный на рис. 4.

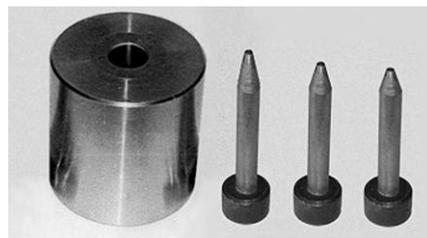


Рис. 4. Матрица и набор пуансонов с $\alpha=10^\circ, 15^\circ, 20^\circ$

Эксперименты производились с однотипными заготовками из алюминиевых сплавов АД1, АВ и стали 15Х. Разная степень деформации достигалась варьированием радиуса исходного отверстия r_0 . Заготовки и типовые изделия, полученные из них в результате штамповки, показаны на рис. 5. Высота фланца всех исходных заготовок $H_{\Phi}=6$ мм. Для экспериментальной штамповки использовалась смазка ЦИАТИМ.



Рис. 5. Исходные заготовки и отштампованные изделия с круглым отверстием из алюминиевого сплава АД1

При проведении экспериментов использовались высокоточные современные методы электротензометрии (тензорезисторные месдозы) с непрерывным выводением получаемых опытных данных (силы, перемещения, скорости деформирования) на компьютер, позволяющий мгновенно обрабатывать поступающую информацию в режиме реального времени (рис. 6).



Рис. 6. Гидравлический пресс силой 650 кН с установленным экспериментальным штампом, снабжённым электротензомерами, выведенными на компьютер

Сопоставление расчётных значений с экспериментальными данными представлено в табл. 1 и показывает хорошую сходимость во всём диапазоне проведённых опытов.

Таблица 1. Сравнение расчётных и экспериментальных значений силы на этапе свободной деформации фланца ($\mu_1=0,1, R_\phi=10 \text{ мм}, r=5 \text{ мм}$)

Материал	α°	r_0 , мм	e_i	$\sigma_{ск}$, МПа	σ_s , МПа	P_ϕ , кН	$P_{\phi 0}$, кН	δ , %
АД1	10	2,5	0,578	107	74	8,308	8,1	2,5
		3,0	0,385	92	66	6,364	6,2	2,6
		3,5	0,248	78	59	4,701	4,5	4,3
		4,0	0,144	67	53	3,313	3,1	6,4
	15	2,5	0,578	107	74	8,162	8,0	2,0
		3,0	0,385	92	66	6,428	6,3	2,0
		3,5	0,248	78	59	4,957	4,8	3,2
		4,0	0,144	67	53	3,742	3,6	3,8
	20	2,5	0,578	107	74	8,505	8,3	2,4
		3,0	0,385	92	66	6,873	6,6	4,0
		3,5	0,248	78	59	5,495	5,3	3,6
		4,0	0,144	67	53	4,365	4,2	3,8
АВ	10	2,5	0,578	258	199	22,461	22,0	2,1
		3,0	0,385	238	189	18,291	17,8	2,7
		3,5	0,248	221	181	14,347	13,8	3,8
		4,0	0,144	205	173	10,701	10,2	4,7
	15	2,5	0,578	258	199	22,067	21,6	2,1
		3,0	0,385	238	189	18,475	18,0	2,6
		3,5	0,248	221	181	15,126	14,6	3,5
		4,0	0,144	205	173	12,087	11,6	4,0
	20	2,5	0,578	258	199	22,995	22,6	1,7
		3,0	0,385	238	189	19,755	19,3	2,3
		3,5	0,248	221	181	16,770	16,3	2,8
		4,0	0,144	205	173	14,099	13,6	3,5
15X	10	2,5	0,578	656	518	58,529	57,3	2,1
		3,0	0,385	604	492	47,605	46,4	2,5
		3,5	0,248	560	470	37,307	36,1	3,2
		4,0	0,144	519	449	27,847	26,7	4,1
	15	2,5	0,578	656	518	57,503	56,2	2,3
		3,0	0,385	604	492	48,083	47,0	2,3
		3,5	0,248	560	470	39,331	38,2	2,9
		4,0	0,144	519	449	31,456	30,3	3,7
	20	2,5	0,578	656	518	59,921	58,9	1,7
		3,0	0,385	604	492	51,415	50,3	2,2
		3,5	0,248	560	470	43,607	42,5	2,5
		4,0	0,144	519	449	36,692	35,6	3,0

Смазанная ЦИАТИМ заготовка из алюминиевого сплава АД1 с исходными размерами $R_\phi=10$

мм и $r_0=2,5$ мм была подвергнута по схеме на рис. 1 холодной вытяжке по внутренней поверхности пуансоном с $r=5$ мм и $\alpha=10^\circ$. Требуется определить силу вытяжки на этапе деформации фланца в условиях его свободного радиального течения и сравнить расчётное значение с экспериментальной величиной $P_{\phi 0}=8,1$ кН.

С учётом хорошей смазки принимаем $\mu_1=0,1$ и по формуле (7) вычисляем накопленную деформацию $e_i=0,578$. В соответствии с аппроксимацией кривой упрочнения алюминиевого сплава АД1

$$\sigma_s = 180 - 130e^{-e_i} - 10e^{-20e_i} \text{ МПа}, \quad (9)$$

с высокой точностью соответствующей справочным данным [4, с. 106, рис. 5.20 или с. 124, рис. 5.73], находим $\sigma_{ск}=107$ МПа. При $e_i=0$ получаем $\sigma_{s0}=40$ МПа и по формуле (8) находим среднее напряжение текучести $\sigma_s=74$ МПа. Далее по формуле (4) находим силу вытяжки на этапе свободной деформации фланца $P_\phi=8,308$ кН. Сравнивая с экспериментальной величиной, определяем расхождение $\delta=2,5\%$.

Расчёты для других материалов выполнялись аналогично. При этом использовались аппроксимация кривой упрочнения алюминиевого сплава АВ [5, с. 206]

$$\sigma_s = 349 - 163e^{-e_i} - 46e^{-20e_i} \text{ МПа}, \quad (10)$$

и аппроксимация стали 15X

$$\sigma_s = 900 - 435e^{-e_i} - 85e^{-20e_i} \text{ МПа}, \quad (11)$$

с высокой точностью соответствующая справочным данным [6, с. 65, рис. 42, кривая 1].

Хорошая сходимость расчётных и экспериментальных значений позволяет рекомендовать все полученные формулы для практического применения при технологических расчётах операции вытяжки по внутренней поверхности.

1. Воронцов А. Л. Некоторые проблемы механики деформируемого твёрдого тела и её технологических приложений. 7. Осесимметричная задача теории пластичности. Напряжённое и кинематическое состояния при осадке цилиндрической заготовки с трением на торцах. Метод баланса работ. Часть 1 // Производство проката. 2010. № 9. С. 2-13.
2. Воронцов А. Л. Технологические задачи теории пластичности. Том 2. М.: Машиностроение. 2006. 397 с.
3. Воронцов А. Л., Ступников В. П., Балахонцева Н. А. Напряжённое состояние фланца заготовки при свободном радиальном течении в процессе вытяжки по внутренней поверхности // Производство проката. 2013. № 1. С. 30-35.
4. Кроха В. А. Упрочнение металлов при холодной пластической деформации. Справочник. М.: Машиностроение. 1980. 157 с.
5. Воронцов А. Л. Технологические задачи теории пластичности. Том 1. М.: Машиностроение. 2006. 474 с.
6. Холодная объёмная штамповка. Справочник / Под ред. Г. А. Навроцкого. М.: Машиностроение. 1973. 496 с.

ОСОБЕННОСТИ КАЧЕСТВА ОБРАБОТКИ ПОВЕРХНОСТИ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ХРУПКИХ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

А.В. Балыков

Московский государственный технологический университет «СТАНКИН». ООО «РусАтлант»кв, Россия

Приведены теоретические предпосылки, подтвержденные экспериментами, которые открывают возможность предварительно оценить глубину распространения микротрещин, возникающих в процессе механической обработки монокристаллических, аморфных и поликристаллических материалов, и установить необходимую величину припуска под различные виды обработки.

Конструкционные хрупкие неметаллические материалы – кварц, керамика, ферриты, ситаллы, стекло, драгоценные и полудрагоценные камни, граниты и мрамор - отличаются высокой твердостью, прочностью, износостойкостью, повышенной хрупкостью и плохой обрабатываемостью.

Процессы механической обработки деталей из неметаллических материалов: резка, сверление и зенкерование отверстий, глубинное шлифование по целому (фрезерование), координатное и профильное шлифование кромки и facets, гравирование – проходят в самых экстремальных условиях полного контакта режущей поверхности с обрабатываемой деталью, в которых традиционные алмазные инструменты типа «Sinter» в ряде случаев исчерпали свои возможности.

Отсутствие необходимых алмазных инструментов на отечественном и зарубежном рынках проблемы обработки новых материалов становятся существенным препятствием к их внедрению.

Решение этой проблемы лежит на пути внедрения новейших технологий [1] изготовления алмазного инструмента. Российская фирма «РусАтлант» создала уникальную серийную технологию изготовления алмазно-абразивного высокопроизводительного и износостойкого инструмента нового поколения «МонАлиТ», имеющего оптимальное соотношение цена-ресурс. В настоящее время созданы предпосылки для его широкого внедрения на российских предприятиях и поставок на экспорт. Это стало возможным в результате теоретического и экспериментального изучения процессов, одновременно протекающих на контакте алмазного инструмента и материала детали.

По сравнению с пластической обработкой металлов при обработке хрупких неметаллических материалов согласно закона Гука преобладает процесс хрупкого разрушения.

В настоящее время Теория Гриффитса – Ирвина является основной для описания процессов трещинообразования при механической обработке

хрупких неметаллических материалов, однако существуют и разрабатываются новые критерии трещинообразования и показатели процесса хрупкого разрушения

Мерой трещиностойкости является [2] критический коэффициент интенсивности напряжений k_c , который пропорционален критическому напряжению, при котором происходит образование трещины длиной C_L :

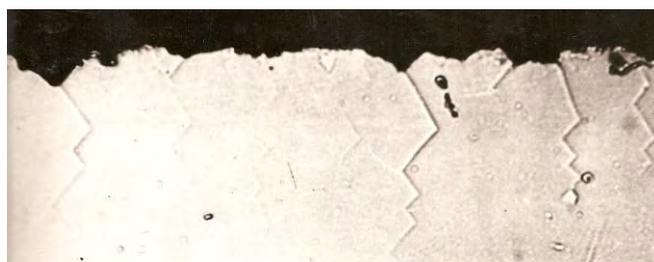
$$k_c = \sigma_c \sqrt{\pi \cdot C_L},$$

где σ_c - критическое напряжение образования трещины. Для определенного материала k_c – величина постоянная, устанавливаемая экспериментально.

Исследования [3] по изучению разрушения хрупких неметаллических материалов проводились на пластинах из монокристаллического кварца (рис.31), шлифованных алмазными кругами. Образцы, полученные методом оптического контакта, просматривали на микроскопе МБИ-6 и электронном микроскопе «ГИЕМ 6А». Показано, что в основе хрупкого разрушения кварца связанным абразивом лежит образование микротрещин, являющихся концентраторами напряжений.

В результате сравнения данных рентгенографических исследований, растровой и трансмиссионной электронной микроскопии можно сделать следующие выводы о строении нарушенного слоя. Во время шлифования на поверхности возникает рельеф с поликристаллической структурой. Его толщина определяет высоту микронеровностей Ra . Непосредственно под рельефом находятся трещины и дислокационные скопления, которые определяют толщину трещиноватого слоя. Второй слой гораздо более протяженный, чем первый. Кристаллографическая структура трещиноватого слоя – мозаичная. Плотность и размер трещин уменьшаются с глубиной.

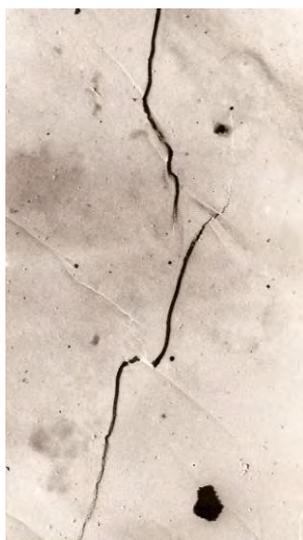
Ниже трещиноватого слоя находится микропластичный слой, окружающий каждую трещину и распространяющийся на расстояние 1-2 мкм.



а) 550^x



б) 960^x



в)

12000^x

Рис. 1 Профиль поверхности кварцевой пластины среза $ух/52^\circ$ (а), магистральная микротрещина (б), электронная фотография нижней части трещины (в).

Для условий контактных деформаций упругих тел Герцем был разработан закон [10], экспериментально подтвержденный Ауэрбахом, согласно которому:

$$P_{кр} = B \cdot r,$$

где $P_{кр}$ - критическая нагрузка при образовании микротрещины в хрупком материале; r - радиус вдавливаемого индентора (зерна); B - постоянная Ауэрбаха.

Закономерности упругой деформации Ауэрбаха без видимых пластических последствий, действительно для инденторов с радиусами от 10 мкм до 1 см, то есть находятся в области диапазона зернистостей алмазных порошков, применяемых для изготовления алмазных инструментов. Поэтому действие этого закона можно распространить на процессы механической размерной обработки неметаллических материалов. Величина силы резания зависит от размера абразивного зерна. Чем больше радиус абразивного зерна, тем больше надо приложить силу для скалывания (диспергирования)

микрочастиц с поверхности, тем больше будет величина микросколов и глубина трещиноватого слоя. Съем материала происходит в результате направленной локальной деформации в зоне контакта с последующим накоплением нарушений целостности материала и разрушением в зоне критических напряжений. Механизм разрушения обрабатываемого материала определяется его физико-механическими свойствами и характером взаимодействия с инструментом.

Была предпринята попытка проявить микротрещины, находящиеся в оптическом контакте, травлением. На рис. 1. приведены микрофотографии профиля кварцевых пластин а) шлифованных кругом из алмазов АС20 зернистостью 80/63 на керамической связке, полученных ранее и ситалловых дисков датчика б), обработанных алмазным сверлом АС50-100/80- на связке «МонАлиТ» полученных в настоящем исследовании. Хорошо видно (рис 2), что от каждого устья профильных образцов из ситалла отходит микротрещина, подобная микротрещинам, на профильных образцах из монокристаллов кварца.

Таким образом, экспериментально подтверждается, что в основе процесса хрупкого диспергирования кварца связанным абразивом лежит образование трещин Гриффитса, являющихся концентраторами напряжений. Развитие трещин происходит преимущественно по направлениям наибольшей спайности кристалла кварца, т.е. по направлениям малого r и большого R ромбоэдров, и в направлении приложения локальной нагрузки для ситалла. Причиной диспергирования поверхности является периодическое образование трещин и отслоение частиц материала. Непосредственное разрушение хрупких твердых материалов, в частности, ситалла, происходит вследствие возникновения, развития и пересечения микротрещин и последующего микроскалывания материала с диспергируемой поверхности под влиянием внешних механических воздействий]. Причём возникновение и рост трещин происходят в результате концентрации напряжений.

Надо сказать, что эти методы легко применимы для монокристаллических материалов. Для них характерны в поле зрения изучаемого образца только фрагменты связанные с диспергированием поверхности во время обработки. Микропрофиль (Рис. 1) на образцах монокристаллов кварца формируется только вследствие хрупкого диспергирования поверхности алмазным кругом и микроскалывания по плоскостям спайности.

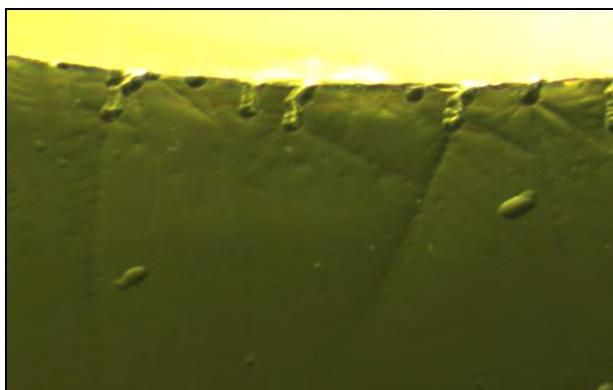
Ситаллы, ферриты имеют после травления зеренную структуру с четко выраженными границами. Поэтому распознать на фоне такой структуры сетку трещин от случайных механических воздействий алмазных зерен и определить нижнюю границу трещиноватого слоя является сложной задачей.

Для определения характера и величины

трещиноватого слоя, наряду с методами травления и асимптотического полирования, был применен [4] комбинированный метод оптического контакта в осевом и радиальном направлениях

Периодический визуальный контроль за ходом травления плоскостей оптического контакта осуществляли на микроскопе Discovery V12 (Германия). При изучении плоскостей оптического контакта перед травлением в радиальном и тангенциальном сечении микротрещин не было обнаружено.

После травления плоскости оптического контакта образцы исследовали в радиальном направлении. На рис 2 Хорошо видно, что от каждого устья профильных образцов из ситалла отходят микротрещины.



150 х

Рис.2. Микрофотографии профиля поверхности оптического контакта ситалловых дисков обработанных алмазным сверлом АС50-100/80- на связке «МонАлиТ»

Распространение микротрещин происходит в радиальном направлении от приложения локальной нагрузки алмазных зёрен. Причиной размерного диспергирования поверхности является периодическое образование трещин и отслоение частиц материала.

Полученные данные дают возможность предварительно оценить глубину распространения микротрещин, возникающих в процессе механической обработки, монокристаллических, аморфных и поликристаллических материалов и установить необходимую величину припуска под различные виды обработки.

Список литературы

1. Сухонос С.И. патент по связке.
2. Пестриков В.М., Морозов Е.М. Механика разрушения твердых тел.// С.Петербург, Профессия, 2004г
3. Балыков А.В. О некоторых закономерностях алмазного шлифования хрупких неметаллических материалов.// В кн. «Синтетические алмазы – ключ к техническому прогрессу», ч.2. К.: Наук. Думка, 1977, с. 171–181.
4. Балыков А.В., Алмазное сверление отверстий в деталях из хрупких неметаллических материалов.// М.: Наука и технология, 2003, с. 187

ПОВЫШЕНИЕ СТОЙКОСТИ АБРАЗИВНОМУ ИЗНАШИВАНИЮ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКЕ СЕРИЙНЫХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ И С ДОБАВКАМИ НАНОКАРБИДОВ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ

В.П. Бирюков¹, Д.Ю. Татаркин², М.А. Мурзаков², А.А., Фишков¹, О.Н. Чурляева¹

¹Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия; laser-52@yandex.ru

²ООО НТО «ИРЭ-Полюс», г. Фрязино, Московской области, Россия

В работе представлены результаты металлографических исследований наплавленных слоев излучением волоконного лазера порошков на основе никеля и с добавками в них нанокарбидов вольфрама и тантала. Показано, что при испытании на абразивный износ покрытий с добавками нанокарбидов тантала износостойкость повышается до 6 раз по сравнению со сталью 34ХН1МА при увеличении их содержания.

Ключевые слова: Лазерная наплавка, нанопорошок, микротвердость, износостойкость.

Для повышения ресурса работы изделий применяются различные методы наплавки. Проведенные исследования по определению износостойкости наплавленных слоев полученных электромагнитной наплавкой показывают, что отсутствие карбидных фаз резко снижает износостойкость покрытий из ферротитана [1]. При электродуговой наплавке в условиях гидроабразивного изнашивания следует отдавать предпочтение наплавленным покрытиям карбидными фазами, обладающими большей износостойкостью по сравнению с мартенсито-аустенитными структурами [2]. Проведенные исследования никелевых покрытий с твердостью 48-54 HRC, полученных лазерной наплавкой с помощью газовых и волоконных лазеров показывают повышение износостойкости в 2 раза по сравнению со сталью 38ХН3МА [3,4].

Лазерная наплавка является одной из современных технологий по улучшению поверхностных свойств изделий, работающих в различных условиях. Данная технология основана на расплавлении порошкового материала под воздействием лазерного излучения. Поскольку погонные мощности в этом процессе ниже, чем при дуговых и плазменных методах, соответственно, тепловое воздействие на подложку минимально [5].

Износостойкость покрытий с никелевой матрицей может значительно повыситься с добавлением тугоплавких частиц таких, как WC, TaC, TiC, VC. Основная матрица содержит относительно мягкую фазу с введением твердых фаз карбидов, обеспечивается уменьшение абразивного износа покрытия [6-8]. При использовании добавок порошка WC было замечено, что с увеличением плотности мощности лазерного излучения, количество частиц WC уменьшается [9]. Это объясняется тем, что начинают образовываться вторичные карбидные фазы и тем самым повышается чувствительность к образованию трещин в покрытии.

Технология селективного лазерного плавления (СЛП, SLM) является технологией послойно-

го синтеза с помощью лазера из металлических порошков, которая удовлетворяет интересам промышленности в части возможностей и точности. На сегодня метод СЛП является наиболее быстро развивающейся технологией [10-12].

Доля России среди стран активно развивающихся и применяющих технологии аддитивного плавления (АП) составляет примерно 1,2%, однако этого явно недостаточно для развития промышленности и других отраслей, в сравнении с долями США (39,1%), Японии (12,2%), Германии (8,0%) и Китая (7,7%) и показывающими устойчивый рост [13].

Целью исследований в данной работе было определение оптимальных режимов лазерной наплавки при прямом лазерном выращивании заготовок и определение влияния нанопорошков карбидов тантала в серийные порошки при лазерной наплавке на повышение износостойкости в сравнении с серийно выпускаемыми сталями.

Методика проведения исследований

Эксперименты проводили с использованием 6-осевого робота KUKA, волоконного лазера ЛС-6-К, производства НТО «ИРЭ-Полюс», с диаметром транспортного волокна 200 мкм, chillera для охлаждения лазера, оптические головки фирмы PRECITEC. В качестве порошков были выбраны три типа на никелевой основе производства фирмы HOGANAS – 1535-30, 1360 и 1559, размеры гранул порошков были 50-140 мкм, добавками нанопорошков выбраны – TaC и WC, с размерами до 100 нм. При выращивании заготовок из порошка 1535-30 использовали головку с четырехсторонней подачей порошка и подложку из листов малоуглеродистой стали. Наплавка порошков 1360, 1559 и с добавками в них нанопорошка осуществлялась на плоские поверхности образцов из стали 34ХН1МА с размерами 15x70x10 мм. В качестве связующего вещества водный раствор оксиэтилцеллюлозы. Мощность излучения варьировалась в интервале от 500 до 3000

Вт. Скорость перемещения лазерного луча 0,005–0,1 м/с.

Металлографические исследования проводились на металлографическом микроскопе Neofot 30 производства Carl Zeiss, микротвердометре ПМТ-3, кинетическом микротвердометре, Швейцария, химический состав полученных покрытий исследовался при помощи растрового электронного микроскопа марки EVO 50 производства фирмы Carl Zeiss, Германия.

Испытания образцов на абразивное изнашивание проводилось на машине трения БХ-4 по модернизированной в ИМАШ РАН схеме Бринелля-Хаворта [14]. Взвешивание образцов выполняли на электронных весах VIBRA HT/HTR 220TE с точностью измерения 0,0001 г.

При отработке режимов выращивания при прямом лазерном сплавлении порошка 1535-30 получали заготовки в виде цилиндра высотой до 50 мм с толщиной стенки 1,0 – 4,4 мм [15]. Для металлографических исследований вырезали образцы вдоль образующей цилиндра толщиной 5 – 10 мм. Шлифы изготавливали по стандартной методике. Образцы для испытаний на абразивное изнашивание изготавливали прямым лазерным сплавлением порошка и из стали 34ХН1МА с размерами 12x14x70 мм.

Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 1 представлен микрошлиф образца полученного прямым лазерным выращиванием. Его дендритная структура соответствует структурам, полученным при лазерной наплавке единичных валиков. Отсутствуют поры, раковины и трещины.

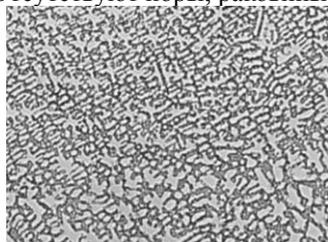


Рис. 1. Микроструктура выращенного образца 100x

Микротвердость в выращенном материале, измеренная по высоте образующей цилиндра в двадцати точках с шагом 0,1 мм, достаточно равномерна $H_{0,98}$ 3600-4700 МПа и превосходит твердость конструкционной легированной стали после закалки и отпуска 34ХН1МА - $H_{0,98}$ 2600-2900 МПа. Эта сталь используется при изготовлении валов, роторов, дисков газовых и паровых турбин, муфт, зубчатых колес, и особо ответственных тяжело нагруженных деталей, работающих при температуре до 500 °С.

На рис. 2 представлены заготовки типа тел вращения полый цилиндр и усеченный конус, выращенные по разработанной технологии. Габаритные размеры заготовок: диаметр 60 – 90 мм, толщина стенки 4,2 – 4,4 мм, высота 50 – 150 мм. Толщина единичного наплавленного валика изменялась в пределах 0,6 – 1,2 мм. Средняя производительность процесса выращивания заготовок из порошка при прямом лазерном сплавлении составила 105 см^3 в

час. Припуск на механическую обработку заготовок составил 0,2 мм на сторону.



Рис. 2. Образцы выращенных заготовок из порошка на основе никеля 1535-30

По данной технологии возможно изготовление трубчатых заготовок прямоугольного и многоугольного сечения с различной толщиной стенок. Возможно выращивание сосудов работающих в агрессивных и коррозионных средах без применения процесса сварки стенок. Оборудование позволяет выращивать заготовки жаровых труб для газотурбинных двигателей диаметром 800-1300 мм и других деталей.

Проведены сравнительные испытания на абразивную износостойкость образцов, выращенных прямым лазерным сплавлением порошка и стали 34ХН1МА. К вращающемуся резиновому диску прижимался плоский образец. В качестве абразива, использовался кварцевый песок с размером частиц 0,2 – 0,4 мм. Нагрузка испытаний составляла 15 Н. Продолжительность испытаний 10 минут. Средняя арифметическая потеря массы определялась по результатам испытаний трех образцов. Для выращенных образцов потеря массы составила $0,0724 \cdot 10^{-4}$, а для стали 34ХН1МА – $0,0942 \cdot 10^{-4}$ кг, что в 1,3 больше, чем для выращенных образцов.

Средняя производительность процесса выращивания выше, чем с использованием системы селективного плавления SLM 500HL содержащей два лазера мощностью 400 и 1000 Вт в 1,5 раза.

На образец стали 34ХН1МА наносился слой порошка 1559 и смеси серийного порошка с нанопорошком карбида вольфрама (WC) с различной объемной концентрацией (5%, 10%, 15% и 20% соответственно), смесь была приготовлена со связующим веществом оксиэтилцеллюлозы на водной основе, толщина предварительно нанесенного слоя составила примерно 1 мм. Микрошлиф наплавленных слоев с 15% WC представлен на рис. 3.

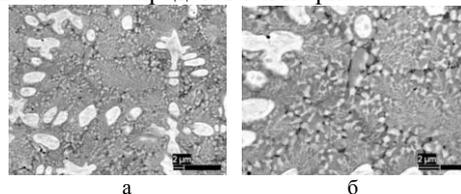


Рис. 3. Микрошлиф наплавленного слоя из смеси порошков 1559+нано-WC (15%): а- дендритная структура - 2500X; б- распределение нанокарбидов по границам зерен - 5000 X

На рис. 4 (а, б) представлены результаты измерений микротвердости наплавленных образцов порошком 1559 без добавок нанокарбида (≈ 6000 МПа) (а), и с добавками 15% нано-WC (≈ 9000 МПа) (б).

Как видно из сравнения, имеется значительный рост микротвердости в наплавках с добавками наночастиц карбида вольфрама.

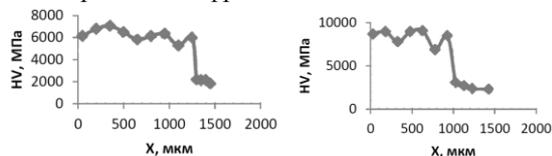


Рис. 4. Зависимость микротвердости по толщине наплавленного слоя: а- наплавка порошка 1559, б - с добавками nano-WC с концентрацией 15%

Во второй серии экспериментов применяли порошки на никелевой основе 1360 с размером частиц 40 – 150 мкм. Для повышения сопротивления абразивному изнашиванию в шихту вводили 10 - 40% от объема, нанопорошка карбида тантала, через каждые 10%. После наплавки от края образцов отрезали фрагменты по 10 мм, перпендикулярно дорожкам наплавки для изготовления шлифов. Оставшиеся части образцов зачищали от заусенцев, промывали в уайт-спирите и сушили при температуре 70⁰С в сушильном шкафу ШС-80-01 в течение 2 часов. После сушки образцы взвешивали на электронных весах VIBRA HT/HTR 220TE. Металлографические исследования на приборе ПМТ-3 и кинетическом микротвердомере показали, что микротвердость наплавленных слоев порошком 1360 находится в пределах 5200 – 6160 МПа. С повышением содержания нанокарбида тантала с 10 до 40% средняя микротвердость возрастает с 7400 (10% TaC) до 8600 (40% TaC) МПа (рис. 5).

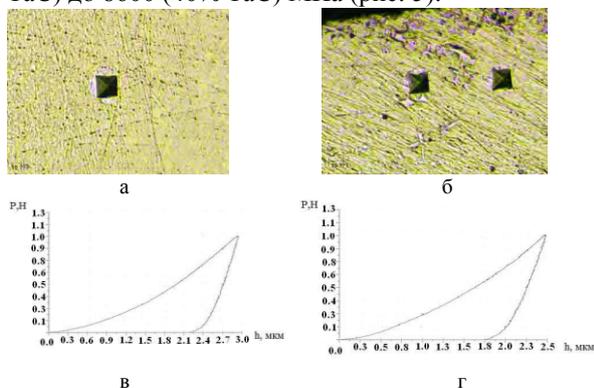


Рис. 5. Результаты измерений кинетического микротвердомера: а и б – микрошлифы с отпечатками алмазного индентора; в и г диаграммы нагружения и разгрузки алмазного индентора, пирамиды Вickers с углом 136⁰

Для определения влияния лазерной наплавки на абразивную износостойкость проводилась испытания образцов на машине трения БХ-4. К вращающемуся резиновому диску прижимался плоский образец с наплавленным покрытием и без него. В качестве абразива использовался кварцевый песок с размером частиц 0,2 – 0,4 мм. Нагрузка испытаний составляла 15 Н. Продолжительность испытаний 30 минут. Средняя арифметическая потеря массы находилась по результатам испытаний трех образцов. Лазерная наплавка порошком 1360 без добавок повышает износостойкость по сравнению со сталью 34ХН1МА в 1,57 раза, а введение нанопорошка

карбида тантала в пределах 10% от объема шихты позволяет повысить износостойкость наплавленных слоев в 4 раза. Дальнейшее увеличение содержания нанопорошка до 40% от объема шихты приводит к повышению износостойкости до 6 раз.

1. Кожуро Л.М., Фельдштейн Е.В. Износостойкость и усталостная прочность покрытий, полученных электромагнитной наплавкой // Проблемы машиностроения и надежности машин. 1999. - №2.- С.53-59.
2. Погодаев Л.И., Ежов Ю.Е. Повышение долговечности рабочих устройств судов технического флота износостойкими наплавками // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2014. - №6. - С.82-87.
3. Бирюков В.П., Дозоров А.В. Лазерные системы для упрочнения, наплавки деталей и точного раскроя листового материала // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2006. - № 1. - С. 60-66.
4. Бирюков В.П., Лаптева В.Г., Хренникова И.А. и др. Восстановление лазерной наплавкой работоспособности пары трения вал - вкладыш подшипника скольжения // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2013. - №5. - С.91-95.
5. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюрлов А.И. Технологические процессы лазерной обработки. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2008. - 664 с.
6. Zhou S., Dai X. Laser induction hybrid rapid cladding of WC particles reinforced NiCrBSi composite coatings. Applied Surface Science. 2010. - v. 256. - p. 4708-4714.
7. St-Georges L. Development and characterization of composite Ni-Cr +WC laser cladding: Short communication. Wear. 2007 - v. 263. - p. 562-566.
8. Izdinska Z., Nasher A., Izdinsky K. The Structure and Properties of composite Laser clad coatings with Ni based matrix with WC particles. Materials engineering. 2010. - v. 17. - N 2. - p.1-5.
9. Janicki D. High Power Direct Diode Laser cladding of Stellite 6 +WC coatings. MTM virtual journal. 2012. - N7. - p. 57-61.
10. Волосова М. А., Окунькова А. А. Пути оптимизации процесса селективного лазерного плавления при помощи выбора стратегии обработки лазерным лучом // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2012. - № 4. - т. 14. - С. 587-591.
11. Doubenskaia M., Pavlov M., Grigoriev S., Smurov I. Definition of Brightness Temperature and Restoration of True Temperature in Laser Cladding Using Infrared Camera // Surface and Coatings Technology. 2013.- V. 220.- P.244-247.
12. Григорьев С.Н., Смуров И.Ю. Перспективы развития инновационного аддитивного производства в России и за рубежом // Инновации. 2013.- №10 (180). - С.76-82.
13. Григорьев С. Н. Проблемы и перспективы развития ответственного машиностроительного производства // Справочник. Инженерный журнал с приложением. 2011. - № 12. - С. 3-7.
14. Хрущов М.М., Бабичев М.А. Абразивное изнашивание. М.: Наука. 1970. - 251 с.
15. Бирюков В.П., Татаркин Д.Ю., Фишков А.А. Выращивание заготовок из металлических порошковых материалов на основе никеля с помощью лазерного луча // Технологии упрочнения, нанесения покрытий и ремонта: теория и практика. Материалы 17-й международной научно-практической конференции. 14-17 апр. 2015. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та. 2015. - С. 204-207.

ЛАЗЕРНАЯ НАПЛАВКА ДЕТАЛЕЙ РЫЧАЖНО-ТОРМОЗНОЙ ПЕРЕДАЧИ ВАГОНОВ МЕТРОПОЛИТЕНА

В.П. Бирюков, А.А. Фишков

Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия; laser-52@yandex.ru

В работе представлены металлографические и трибологические исследования образцов наплавленных порошковыми материалами на никелевой основе. Показано, что стойкость к абразивному изнашиванию при наплавке порошком ПР-НХ15СР2 в 2 раза выше, чем материала основы, стали 20.

Ключевые слова: лазерная наплавка, микротвердость, износостойкость

По сравнению с другими методами наплавки, например электродуговыми [1,2], лазерная наплавка выделяется малыми остаточными деформациями или их отсутствием. В зависимости от соотношения плотности мощности q и скорости обработки v установлены характерные области режимов проведения процесса наплавки [3]: несмачивания подложки расплавленной присадкой (капельное формирование), равномерного формирования наплавленных валиков (оптимальные режимы) и область глубокого подплавления основы. Экспериментально установлено [4], что увеличение мощности излучения при постоянных значениях остальных параметров приводит к увеличению ширины и высоты валиков. Промышленные порошки системы Ni-Cr-B-Si, легированные углеродом, при затверждении кристаллизуются с выделением первичных упрочняющих карбидных и боридных, а также сложных карборидных фаз, γ -твердого раствора и эвтектики $[\gamma+Ni_3B]$. При лазерной наплавке на поверхности достигается температура кипения и расплавления самых тугоплавких компонентов.

Наплавленный слой не должен содержать дефектов (пор, раковин, трещин) и иметь хорошую прочность сцепления наплавленного слоя с основой, при сохранении геометрических размеров наплавленной детали в поле допуска [5-7]. Наплавка является родственной технологией сварки плавлением. Однако, несмотря на общность металлургических процессов, протекающих в зоне обработки, существует значительное различие между сваркой и наплавкой, заключающееся в том, что доля основного металла в объеме сварного шва при дуговой сварке составляет 70 - 80%.

После электродуговой наплавки припуск на последующую механическую обработку может достигать 2 мм, что дополнительно увеличивает трудоемкость процесса, а при лазерной наплавке - нескольких сотен микрон. Дуговые методы напыления и наплавки обеспечивают пористость покрытия в пределах 15 %. Применение более современных плазменных и газодинамических методов позволяет снизить пористость до 1...10 % [6]. Значения пористости, полученных непрерывным лазерным излучением на основе никеля и кобальта не превышает 2,2 %. В покрытиях, полученных импульсным излучением, пористость покрытий составляет

не более 1 %. [7]. В работе [8] показано что износостойкость, наплавленного лазером, покрытия на основе никеля с микротвердостью $H_{0,98} = 5090$ МПа повышается по сравнению с износостойкостью стали 38ХНЗМА ($H_{0,98} = 3394$ МПа) в 2,2 раза, а баббитовый вкладыш изнашивается в 2,7 раза меньше, чем в паре со сталью без покрытия при испытаниях на машине трения МИ-1. В настоящее время для восстановления деталей машин применяется лазерная наплавка с предварительно нанесенным слоем металлического порошка на связующей основе (шликерные покрытия) или нанесенного другими способами и введение порошка в зону действия луча с помощью транспортирующего газа с боковой или коаксиальной подачи. Преимуществами коаксиальной лазерной газопорошковой наплавки являются минимальное термическое влияние на основной материал, широкий диапазон варьирования параметров режима наплавки, возможность наплавки поверхностей со сложной геометрией, а также экологическая чистота процесса [9].

Целью нашей работы была разработка технологических процессов лазерной наплавки изношенных поверхностей трения: внутренней поверхности параллельной затяжки и наружной поверхности валика рычажно-тормозной передачи.

Методика проведения исследований

Металлографические исследования проводили с использованием следующего оборудования: микротвердомер ПМТ-3; цифровой микроскоп АМ413МL; металлографический микроскоп Альтами МЕТ 1С. Рентгеновские дифрактограммы отработанного смазочного материала были получены с помощью дифрактометра фирмы Shimadzu, модель XRD-6000. Длина волны рентгеновского излучения составляла 1,54056 Å (линия Cu K α).

Прочность сцепления покрытия определяли по методу сдвига на разрывной машине ZD 100, Германия.

Технологические режимы лазерной наплавки отработывали на образцах стали 20 с размерами 15 x 20 x 70 мм на сканере для пространственного управления лазерным лучом с использованием лазерной установки «Комета-М» [10]. Варьируемыми параметрами были: мощность излучения в пределах 700 – 1400 Вт, скорость перемещения оптической головки 5 – 20 мм/с. Обработку образцов прово-

дили неподвижным расфокусированным и сканирующим с частотой 200-250 Гц лазерным лучом по нормали к скорости его перемещения. Диаметр лазерного луча составлял 1,2 – 2,5 мм.

Отрабатывали два способа получения покрытия на восстанавливаемой детали: нанесение шликерного покрытия и прямое лазерное сплавление порошка с основой в зоне пятна нагрева лазерного луча. В качестве связующего вещества для шликерных покрытий применяли водный раствор оксиэтилцеллюлозы. Образцы сушили при температуре 80⁰С в сушильном шкафу в течение 1 часа. Толщина нанесенного слоя (обмазки) изменялась в интервале 0,7 - 1,2 мм.

При прямом лазерном сплавлении расход порошка составлял 6 – 18 г/мин. Подачу порошка в зону наплавки осуществляли под давлением аргона 0,4 - 0,5 МПа через сопло связанное подающим шлангом с дозатором. Для изготовления шлифов применяли отрезной станок Полилаб Р30; шлифовально-полировальный станок Полилаб П12. Образцы разрезали перпендикулярно наплавленному слою.

Испытания на абразивное изнашивание выполняли по схеме Бринелля-Хаворта на машине БХ-4 конструкции ИМАШ РАН [19]. Взвешивание образцов проводили на электронных весах VIBRA NT/НTR 220TE с точностью измерения 0,0001 г. Для восстановления рабочей поверхности паза разработаны технологии лазерной наплавки порошковых материалов на основе никеля ПР-НХ15СР2 и ПР-НХ9С3Р2, их химический состав и твердость приведены в табл. 1. Размер гранул порошка составлял 40 – 100 мкм.

Таблица 1. Химический состав порошковых материалов

Марка порошка	Содержание химических элементов в весовых %					Твердость, HRC
	С	Cr	Si	В	Fe	
ПР-НХ15СР2	0,47	15,0	3,1	2,0	<5,0	42-48
ПР-НХ9С3Р2	0,3	9,0	3,0	1,6	<5,0	32-38

Результаты исследований и их обсуждение

Общий вид наплавленных слоев представлен на микрофотографиях рис.1(а, б). В покрытиях отсутствуют поры, раковины и трещины. Микротвердость в покрытиях при наплавке порошками ПР-НХ9СР32 и ПР-НХ15СР2 составила 3780-5020 и 4360 - 5620 МПа соответственно. На рис. 2, (а,б,в) приведены структуры покрытий, полученных при оплавлении шликерных покрытий порошком ПР-НХ9С3Р2 (рис. 2,а), зоны сплавления этого порошка с основой (рис. 2,б), покрытия с принудительной подачей порошка ПР-НХ15СР2 в зону наплавки (рис. 2,в) и отпечатков алмазного индентора. Покрытия имеют структуру с расстояниями между осями дендритов второго порядка 1,5 – 3,0 мкм. Толщина наплавленных слоев шликерных покрытий за один проход составляла 0,6 – 1,0 мм при ширине слоя 1,2 – 4,8 мм. Наплавка порошка подаваемого непосредственно в зону воз-

действия лазерного луча от дозатора обеспечивала толщину слоя в пределах 0,7 – 1,5 мм в зависимости от режимов обработки при ширине единичной дорожки 1,3 - 4,9 мм.

Большие значения ширины единичной наплавленной дорожки получены при высокочастотном сканировании лазерного луча. При этом производительность процесса повышается 1,5 – 2 раза по сравнению с наплавкой расфокусированным лучом. Важным показателем при лазерной наплавке является минимальное перемешивание наплавляемого порошка с материалом основы. При оптимальном подобранном режиме обработки глубина проплавления образцов составляла 50 – 150 мкм. Коэффициент использования порошкового материала при шликерной наплавке выше примерно на 20%, однако при этом необходимо наносить покрытие с помощью шпателя. При принудительной подаче порошка наплавка происходит в автоматическом режиме.

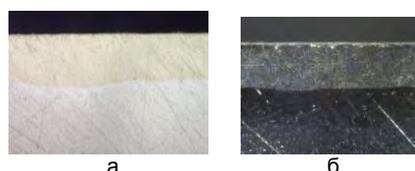


Рис. 1. Микрошлифы наплавленных покрытий: а – оплавление шликерного покрытия; б – наплавка порошка прямым лазерным сплавлением порошка 12Х

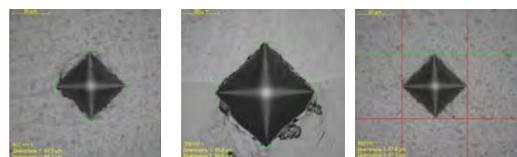


Рис.2. Структура покрытий: а- шликерное покрытие порошком ПР-НХ9С3Р2; б – зона сплавления порошка ПР-НХ9С3Р2 с основой; в –наплавка с принудительной подачей порошка ПР-НХ15СР2

Испытания образцов на прочность сцепления покрытия с основой проводились в соответствии с РМ250-87 «Определение прочности сцепления газотермического покрытия с основным металлом. Методические рекомендации», доработанными нами с учетом специфики лазерной наплавки [13]. Методика состоит в том, что цилиндрический образец из исследуемого материала, с наплавленным на него, в виде кольцевого пояска слоем продавливается через матрицу. При этом под действием касательных напряжений происходит срез наплавленного слоя, а напряжение сдвига характеризует прочность сцепления наплавленного слоя с основой. Образец изготавливали из стали 20 в виде цилиндра диаметром 24 мм и длиной 25 мм. Толщина наплавленного слоя составляла 0,8...1,1 мм. Ширина наплавленного пояска 10 – 0,5 мм, а после проточки симметрично относительно торцов образца 4-0,05 мм. В результате проведенных испытаний получены значения прочности сцепления покрытий в пределах 305...426 МПа в зависимости от режима обработки и состава порошкового материала. Для сравнения прочность сцепления покрытий при вы-

сокоскоростном напылении не превышает 80 МПа. Кроме того, определены касательные напряжения среза основного материала, которые составили 270 МПа.

В процессе эксплуатации на поверхностях трения рычажно-тормозной передачи возникают различные виды изнашивания, коррозионно-механическое, усталостное, абразивное и другие. При сборке рычажно-тормозной системы используется пластичный смазочный материал солидол Ж ГОСТ 1033-79, в который при эксплуатации попадают абразивные частицы пыли и окисленные частицы износа сопряженных деталей, имеющие большую твердость, чем сталь 20. Рентгенографическими исследованиями установлено, что в отработанном смазочном материале присутствует от 22 до 34 % оксида железа – α - Fe_2O_3 , поэтому основным видом изнашивания пары трения является абразивный износ.

Проведены испытания на абразивное изнашивание по методу Бринелля-Хаворта. К вращающемуся резиновому диску прижимался образец, нагрузкой 15 Н. Продолжительность испытаний составляла 10 минут. В зону трения подавался кварцевый песок с размером частиц 200-400 мкм. Средняя арифметическая потеря массы находилась по результатам испытаний трех образцов. Результаты испытаний представлены в таблице 2.

Таблица 2. Результаты испытаний на абразивный износ по схеме Бринелля-Хаворта

№ п/п	Материал наплавки, основа	Потеря массы, кг $\times 10^{-4}$	Коэффициент износостойкости
1	ПР-НХ9С3Р2	0,656	1,6
2	ПР-НХ15СР2	0,475	2,02
3	Сталь 20	0,961	1

Интенсивность изнашивания стали 20 составила $9 \cdot 10^{-3}$ мм³/м, тогда как лучшего из выбранных порошковых материалов покрытия из ПР-НХ15СР2 - $4,5 \cdot 10^{-3}$ мм³/м. Из приведенных результатов следует, что износостойкость наплавленных покрытий в два раза выше, чем основного материала.

Проведенные испытания позволяют использовать выбранные порошковые материалы для лазерной наплавки. Более износостойкое покрытие из порошка ПР-НХ15СР2 следует наплавлять на поверхность паза параллельной затяжки с максимальным износом до 1,5 мм, а порошок ПР-НХ9С3Р2 использовать для наплавки наружной поверхности валика рычажно-тормозной передачи имеющего значительно меньший износ 0,5 – 0,9 мм. Таким образом, будет обеспечена более равномерная интенсивность изнашивания деталей в узле трения. Толщина покрытия выбирается с учетом максимально износа и припуска на механическую обработку 0,2 - 0,4 мм. В местах наибольшего изнашивания покры-

тие наплавляется в два, три слоя.

Выводы

Разработаны технологические процессы лазерной порошковой наплавки при нанесении шликерных покрытий и непосредственной подаче порошка в зону наплавки с использованием дозатора. Производительность лазерной наплавки высокочастотным сканирующим лучом в 1,5 – 2,0 раза выше, чем при наплавке расфокусированным лучом.

Абразивная износостойкость наплавленных покрытий при оптимально подобранных режимах и порошковых материалах выше, чем материала основы, стали 20 в 2 раза, что позволит увеличить ресурс работы узла трения.

1. Мастенко В.Ю. Высокопроизводительная механизированная наплавка проволоками под флюсом с подачей дополнительной заземленной проволоки в зону горения дуги // Сварочное производство. 2007. №8. С.3 – 6.
2. Погодаев Л.И., Ежов Ю.Е. Повышение долговечности рабочих устройств судов технического флота износостойкими наплавками // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2014. - №6. - С.82-87.
3. Григорьянц А.Г., Мисюров А.И. Возможности и перспективы применения лазерной наплавки // Технология машиностроения. 2005. № 10. С. 32-56.
4. Григорьянц А.Г., Сафонов А.Н., Шibaев В.В. Влияние режимов порошковой лазерной наплавки на режимы формирования и размеры наплавленных валиков // Сварочное производство, 1983. № 6. С. 11-13.
5. Мельников В. В., Чирков А. М., Орехов А. В. Технологии импульсной лазерной наплавки // Сварка и диагностика. 2009. № 5. С.41-46.
6. А.М. Забелин, И.Н. Шиганов, А.М. Чирков и др. Гибридные технологии лазерной наплавки. М.: Изд-во МГОУ, 2007. 132 с.
7. Григорьянц А.Г., Мисюров А.И., Шиганов И.Н. Исследование пористости покрытий из кобальтовых и никелевых сплавов, наплавленных лазерным излучением // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. "Машиностроение". 2012. №2. С. 165-173.
8. Бирюков В.П., Лаптева В.Г., Хренникова И.В., Татаркин Д.Ю. Восстановление лазерной наплавкой работоспособности пары трения вал - вкладыш подшипника скольжения // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2013. №5. С.91- 95.
9. Егунов А.И., Артеменко Ю.А., Родионова И.Н. Влияние параметров режима коаксиальной газопорошковой наплавки на геометрические характеристики покрытий из порошкового сплава SH12012 на базе кобальта // Заготовительное производство в машиностроении. 2012. №4. С. 8 – 12.
10. Бирюков В.П., Дозоров А.В. Лазерные системы для упрочнения, наплавки деталей и точного раскроя листового материала // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2006. № 1. С. 60-66.
11. Хрущов М.М., Бабичев М.А. Абразивное изнашивание. М.: Наука. 1970. 251 с.
12. Нормы допусков и износов оборудования вагонов метрополитенов / Под. ред. Смирнова В.Н. Мытищи. Издательство УПЦ «Талант», 1998. 294 с.
13. Бирюков В.П. Определение механических и трибологических характеристик деталей машин при лазерной наплавке //Труды ГОСНИТИ. 2014. Т. 117. С. 196-200.

ВЛИЯНИЕ КОМПОЗИТНЫХ ФУНКЦИОНАЛЬНО-ГРАДИЕНТНЫХ СЛОЕВ ИЗ ТЕРМОЧУВСТВИТЕЛЬНОГО МАТЕРИАЛА С ЭПФ НА КОМПЛЕКС ОСНОВНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ

Бледнова Ж.М., Русинов П.О., Балаев Э.Ю.

Кубанский государственный технологический университет, Краснодар, Россия, blednova@mail.ru

Приведены особенности технологического процесса формирования слоистых композитных поверхностных слоев с использованием многокомпонентных материалов с эффектом памяти формы в условиях высокоэнергетических воздействий комплексными методами, включающих механическую активацию наносимого материала, высокоскоростное газопламенное напыление, термическую и термомеханическую обработку. Показано повышение эксплуатационных свойств и увеличение жизненного цикла изделий при циклическом нагружении.

Ключевые слова: композиционное конструирование, материалы с эффектом памяти формы, жизненный цикл изделий, высокоскоростное газопламенное напыление

Задача повышения эксплуатационных свойств и в целом надежности изделий машиностроения может быть решена путем рационального конструирования композитных поверхностных слоев, так как в абсолютном большинстве случаев именно они ответственны за износостойкость, коррозионную и адгезионную совместимость, за накопление повреждений, приводящее к разрушению [1,2].

Целью исследования является реализация комплексного подхода к композиционному конструированию поверхностного слоя, работающего в условиях износоусталостного нагружения, в основе которого лежит использование интеллектуальных материалов, способных адаптироваться к условиям эксплуатации и формировать структуры, обеспечивающие повышение надежности и увеличения жизненного цикла изделий.

При создании новых материалов целесообразно придавать им определенный уровень интеллектуальности, что можно осуществить с использованием материалов с эффектом памяти формы (ЭПФ) [3]. Использование материалов с ЭПФ в качестве поверхностных слоев [4,5] или в составе слоистой структуры [6] могут обеспечить эффективную реакцию материалов на воздействие внешних факторов.

Технология и методы исследования

Для формирования многофункционального композитного поверхностного слоя использовался комплексный метод поверхностного модифицирования (ПМ) материалами с ЭПФ [7], включающий последовательность высокоэнергетических воздействий: механоактивацию материала нужного химического состава, высокоскоростное газопламенное напыление (ВГН) в среде аргона с возможностью отдельного ввода составляющих компонентов напыляемых материалов в зону газового потока с учетом температур их плавления; циклическую ТО и ТМО, обеспечивающую функциональные свойства материалов с ЭПФ (патент № 2535432).

Поверхностные слои композиции исследовались с использованием металлографического, дюретрического, рентгеноструктурного анализов.

Рентгенофазовый анализ проводили на дифрактометре «Дрон-7М» в Cu-K_α излучении. Микроструктуры исследовали на растровом электронном микроскопе *JSM-7500F*. Температуры фазовых превращений материала с ЭПФ определяли калориметрическим методом.

Композитный поверхностный слой состоит из адгезионного слоя никеля толщиной 90-100 мкм, имеющего неограниченную растворимость с основой и высокое сродство с функциональным слоем, обеспечивающего прочность соединения с основой 110 – 120 МПа; функционального слоя $\text{Ti}_{30}\text{Ni}_{50}\text{Hf}_{20}$ (рис. 1,а), толщиной 480-520 мкм, обладающего высокотемпературным ЭПФ; функционального износоустойчивого слоя WC70Co20Mo5 (рис. 2,а) толщиной 220-250 мкм.

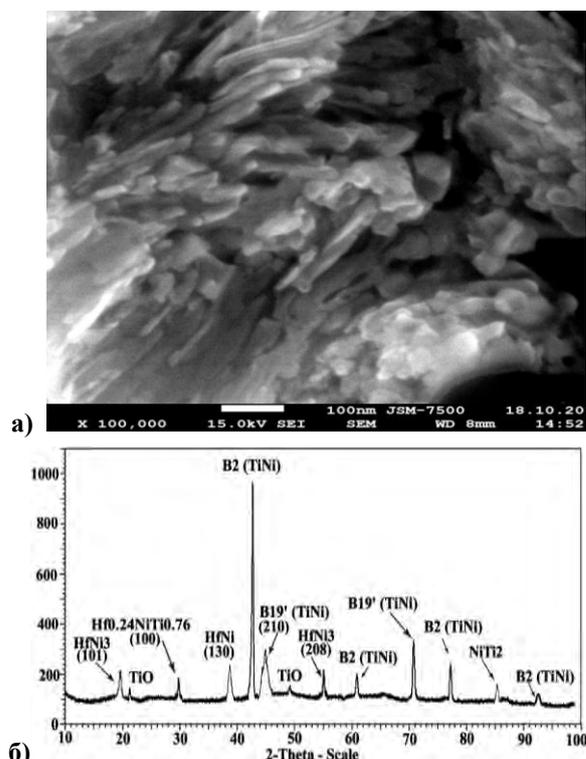


Рис. 1. Микроструктура $\text{Ti}_{30}\text{Ni}_{50}\text{Hf}_{20}$ $\times 50000$ – а); фрагмент рентгеновской дифрактограммы – б)

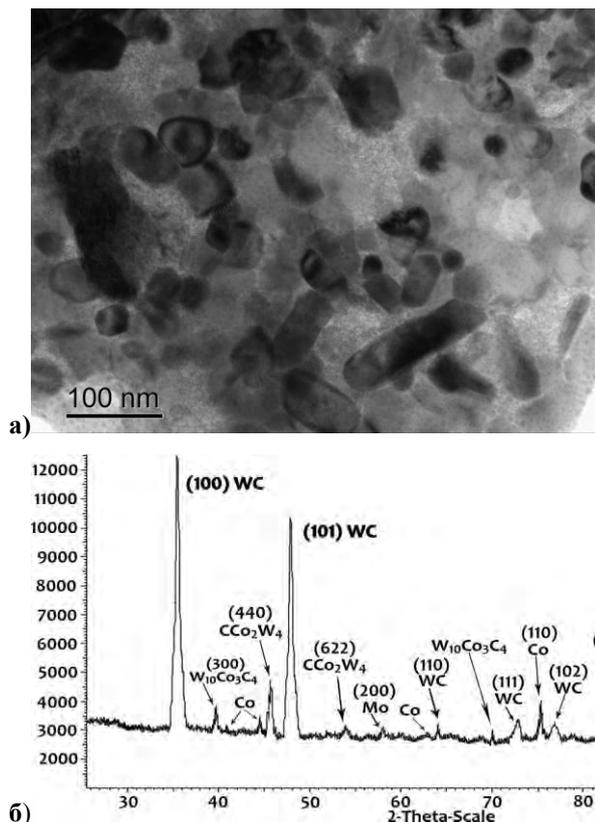


Рис. 2. Микроструктура износостойкого слоя WC70Co20Mo5 – а); фрагмент рентгеновской дифрактограммы –б)

Для оценки качества функциональных слоев и композиции исследовали микротвердость и адгезионную прочность формируемых слоев. Испытания на выносливость производились на машине МУИ-6000, а испытания на износ на машине трения СМТ-1–2070, обеспечивающей возможность контроля температуры образца в процессе испытания. Количественная оценка износостойкости производилась гравиметрическим методом. Испытания производились в условиях сухого трения закаленной втулки (сталь У10) о поверхность образцов при скорости вращения образца 1500 об/мин и нагрузке 300 Н.

Результаты и их обсуждение

В последние годы уделяется большое внимание разработке многоцелевых композиционных покрытий для повышения эксплуатационных свойств изделий различного назначения [3,4]. Для повышения функциональной надежности изделий в условиях износоусталостного нагружения рассматривается функционально-градиентный композитный поверхностный слой с термочувствительной составляющей. Наружный слой WC70Co20Mo5, воспринимающий внешнее воздействие, обладает микротвердостью 16,2-18,0 ГПа и повышенной износостойкостью, о чем свидетельствуют результаты рентгенофазового анализа (рис.2,б).

Химический и фазовый состав нижележащего композитного слоя из термочувствительного мате-

риала с ЭПФ подбирается таким образом, чтобы его температура, с учетом повышения при трении, соответствовала мартенситному состоянию в условиях эксплуатации. Этим требованиям отвечает сплав Ti₃₀Ni₅₀Hf₂₀, обладающий высокотемпературным эффектом памяти формы, структура и фазовый анализ которого приведен на рис. 1,а,б. Слой Ti₃₀Ni₅₀Hf₂₀ имеет следующие температуры фазовых превращений: M_f = 456,5К; M_s = 517,6К; A_s = 570,4К; A_f = 619,8К. Микротвердость слоя Ti₃₀Ni₅₀Hf₂₀ составляет 7,9-9,3 ГПа. После ВГН и поверхностного пластического деформирования (ППД) Ti₃₀Ni₅₀Hf₂₀ формируется наноразмерная структура с размером зерен 90-160 нм с обратимостью деформации до 2,2 %.

Опыт показывает, что оптимизаций технологического процесса формирования композиции можно достигнуть одновременного повышения различных характеристик: прочности, твердости, долговечности, износостойкости. В процессе испытания на износ образцов с композитным поверхностным слоем TiNiHf-WCCoMo наблюдается повышение температуры поверхности в зоне трения, что вызывает мартенситно-аустенитное превращение. Возникающее давление при трении достигают значительной величины и вызывают эффект пластичности превращения за счет образования мартенсита напряжения. Сочетание этих процессов определяет износостойкость образца. Повышение износостойкости после полного цикла обработки объясняется значительными обратимыми пластическими деформациями [7,8]. Опыт показывает, что чем выше обратимые деформации, тем выше износостойкость. Повышение износостойкости стали 45 с поверхностным слоем с ЭПФ Ti₃₀Ni₅₀Hf₂₀-WCCoMo составляет 5,4 раза по сравнению со сталью (рис.3).

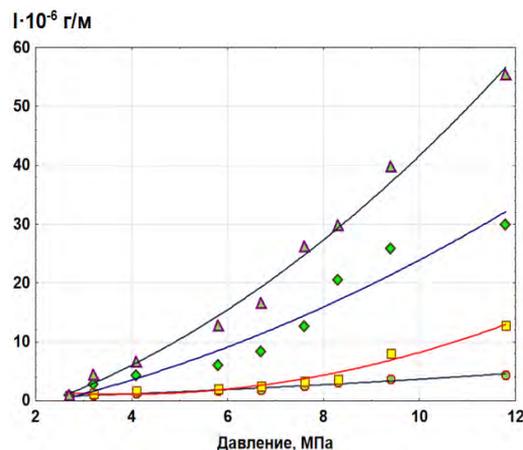


Рис. 3. Зависимость интенсивности изнашивания I слоя Ti₃₀Ni₅₀Hf₂₀-WCCoMo от давления диска при скорости скольжения диска 0,5м/с -1; 1 м/с -2; 1,5 м/с -3; 2 м/с -4

Сформированная многослойная композиция «основа - Ti₃₀Ni₅₀Hf₂₀ -WCCoMo» характеризуется большей энергопоглощаемостью чем однослойные покрытия, уменьшением скорости распротирания микротрещин в слоях, а следовательно, повышением усталостных характеристик (рис.4). При исполь-

звании в качестве термочувствительного материала с ЭПФ сплава TiNiHf наиболее рационально в качестве соединительного адгезионного слоя при нанесении на сталь использовать Ni, так как в этом случае все составляющие имеют близкие значения коэффициента термического расширения.

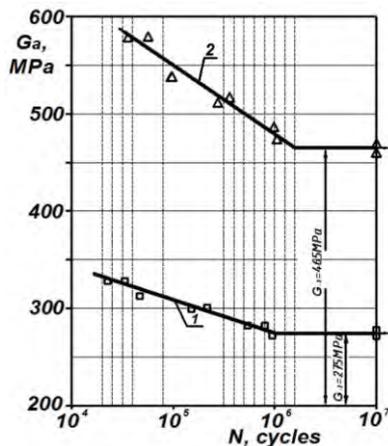


Рис. 4. Кривые выносливости стали 45: без покрытия (1), после высокоскоростного газопламенного напыления TiNiHf-WCCoMo (2)

Способность материалов с ЭПФ деформироваться при определенных условиях, в основном, за счет развития мартенситных превращений, отражается на особенностях поведения композиции «сталь – материал с ЭПФ» в условиях механической усталости. Для стали 45 с поверхностным слоем TiNiHf-WCCoMo предел выносливости составил 465 МПа, на 40,9 % больше, чем для материала основы (рис.4).

Положительные результаты испытаний на износ и усталость дают основание рекомендовать композитное покрытие «Ni - Ti₃₀Ni₅₀Hf₂₀ – WCCoCo» для повышения надежности различных элементов конструкций авиакосмической техники, работающей при фрикционно-циклического нагружения, с обеспечением специальных свойств материалов с ЭПФ, таких как повышенная демпфирующая способность и трещиностойкость. Повышение трещиностойкости сплава Ti₃₀Ni₅₀Hf₂₀ со структурой мартенсита в условиях эксплуатации объясняется влиянием эффекта захлопывания трещин. Формирование наноструктурного состояния при модификации поверхности придает композиту свойства динамической адаптации к условиям эксплуатации. Таким образом, рассматриваемый металлокомпозит «основа – слой из материала с ЭПФ – высокоизносостойкий слой» можно отнести к числу интеллектуальных, самоадаптирующихся, широко востребованных в авиакосмической технике, который активно противодействует внешним воздействиям снижает влияние вибраций и перераспределяет механические напряжения.

Заключение

Для работы в условиях износоусталостного

нагружения предложено многослойно- композиционное покрытие Ni–TiNiHf–WCCoCo, каждый слой которого выполняет определенные функции. На стальную основу с оптимальными прочностными характеристиками наносится переходный адгезионный слой чистого Ni, имеющего неограниченную растворимость с железом и высокое сродство с материалом основы, и функционального слоя. Функциональный слой состоит из чередующихся слоев многокомпонентного интеллектуального материала Ti₃₀Ni₅₀Hf₂₀ с высокотемпературным ЭПФ и износостойкого слоя WCCoCo различной толщины, дисперсности и прочностных характеристик, состав которых определяется требованиями, предъявляемыми к свойствам функционального слоя: прочности, сверхупругости или сверхэластичности, жаростойкости, износо-, коррозионной стойкости или их совокупности. Комплексная технология создания композиции, осуществляемая в условиях высокоэнергетических воздействий, обеспечила формирование наноразмерной структуры с размером кристаллов 20-170 нм. Экспериментально подтверждено повышение износостойкости в 5-6 раз и предела выносливости образцов с композитным поверхностным слоем на 40 %.

Работа выполнена при поддержке гранта Российской научной фонды (Соглашение №.15-19-00202).

Список литературы

1. Кульков С.Н., Рудай В.В. Микроструктура композиционного материала TiC-TiNi с микроградиентной структурно- неустойчивой матрицей // *Известия высших учебных заведений. Физика*. 2012. Т. 55. № 5-2. С. 166-169.
2. Погребняк А.Д., Братушка С. Н., Ильяшенко М. В. др. Триботехнические и физико-механические свойства защитных покрытий из Ni-Cr-B-Si-Fe/WC-Co-Cr до и после оплавления плазменной струей // *Трение и износ*, 2011. Т. 32, № 2, С. 122-130.
3. Сивоха В.П., Рудай В.В., Миронов Ю.П., Кульков С.Н. Композиционные материалы TiC-NiTi с градиентной структурно-неустойчивой матрицей // *Физическая мезомеханика*, 2004. Т. 7. № 51-1. С. 241-244.
4. Бледнова Ж.М., Степаненко М.А. Закономерности формирования поверхностных слоев из материала с эффектом памяти формы с позиции технологического наследования // *Упрочняющие технологии и покрытия*. 2015. № 6. С.41-47.
5. Бледнова Ж.М., Махутов Н.А., Чаевский М.И., «Поверхностное модифицирование материалами с эффектом памяти форм», Краснодар, «Издательский дом-Юг», 354, 2009
6. Бледнова Ж.М., Махутов Н.А., Русинов П.О., Степаненко М.А.. Механические и трибологические свойства многофункциональной композиции «основа - материал с эффектом памяти формы», сформированной в условиях высокоэнергетических воздействий // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*, 2015.- № 2. - С. 41-49.
7. Blednova Zh.M., Rusinov P.O.. Mechanical and Tribological Properties of the Composition “Steel - nanostructured Surface Layer of a Material with Shape Memory Effect Based TiNiCu” *Applied Mechanics and Materials* Vols. 592-594 (2014) pp 1325-1330. doi:10.4028/www.scientific.net/AMM.592-594.1325
8. Blednova Zh.M., Rusinov P.O., Stepanenko M.A.. Influence of Superficial Modification of Steels by Materials with Effect of Memory of the Form on Wear-fatigue Characteristics at Frictional-cyclic Loading. *Advanced Materials Research* Vols. 915-916 (2014) pp 509-514. doi:10.4028/www.scientific.net/AMR.915-916.509

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ЭНЕРГОСБЕРЕЖЕНИЯ В РЕГУЛЯТОРАХ ОСВЕЩЕНИЯ И НАГРЕВА НА ОСНОВЕ АМПЛИТУДНО-ФАЗОВОЙ МОДУЛЯЦИИ ИХ ВЫХОДНОГО НАПРЯЖЕНИЯ

Ю.Н. Бугров, В.А. Лизогуб

Московский государственный университет информационных технологий, радиотехники и электроники, Москва,
Россия bugrov953@mail.ru Lizogubva@mail.ru

Рассматриваются особенности управления регуляторами в установках освещения и нагрева в системах автоматизации, на основе комбинированного регулирования с амплитудно - фазовой модуляцией напряжения питания ламп освещения и терм электро нагревателей. Предусматривается и программирование этих режимов от ПЛК в УЧПУ.

Ключевые слова: особенности систем, регуляторы освещения и нагрева, амплитудно - фазовая модуляция, комбинированное регулирование, интенсивность, непрерывность, инерция зрения.

The Abstract. The particularities of control regulator are Considered in installing the illumination and heating in system of the automations, on base of the multifunction regulation with амплитудно - a phase inflexion of the voltage of the power supply the lamps of the illumination and thermo of the electro heaters. It Is Provided and programming these mode from PLK in CNC.

Keywords: particularities of the systems, regulators of the illumination and heating, амплитудно - a phase inflexion, multifunction regulation, intensity, continuity, inertia of the vision.

Регулирующие устройства для различных установок и оборудования, таких как, осветительные лампы, электронагреватели, и, более емких потребителей мощности, могут отличаться, как в принципах экономии энергии, так и в структурно – функциональных схемах их технической реализации:

а) непрерывность светового потока в зоне резания, что исключает наложение сетевой частоты питания, на фото поток лампы и его синхронизацию с частотами инструмента или заготовкой, что может привести к эффекту «останова» инструмента или заготовки, нарушая технику безопасности для обслуживающего персонала;

б) высокий КПД (до 90 ~ 98 %) регуляторов, которые могут работать на принципах комбинированного управления напряжением сети, как на транзисторах, а так же и с, предлагаемой здесь, амплитудно - фазовой модуляцией (АФМ) на более мощных оптронных тиристорах [1, 2, 3];

в) использование тепловой инерции спирали в лампе накаливания, которая при максимальном напряжении быстро нагревается с двойной частотой $2f_0=2 \bullet 50 = 100$ Гц и, медленно остывает в стеклянном баллоне с инертным газом.

Предлагаемый метод с комбинированным регулированием рассматривается в схеме (рис.1) устройства на оптронных транзисторно – тиристорных преобразователях с АФМ выходного напряжения на потребляемой активной нагрузке, следующих типов:

- а) лампа накаливания $P_{н1} = 100$ W, $U_{н1} = 220$ V;
- б) терм электронагреватель (ТЭН) $P_{н2} = 500$ W, $U_{н2} = 220$ V.

Отличительной особенностью данного метода, является применение АФМ с установленной амплитудой напряжения на нагрузке при включении тиристоров с достижением угла по фазе $\varphi = 90^\circ$ для напряжения $\sim U_2$

$$U_2 = U_{2\max} \bullet \sin(\omega t + \varphi), \quad (1)$$

где формируется максимальный уровень амплитуды выходного напряжения $U_{2\max}$, относительно сетевого на входе регулятора $U_{1н} = \sim 220$ v.

$$U_{2\max} = U_{2н} \bullet \sqrt{2} \geq 220 \bullet 1,414 = 312v \quad (2)$$

При этом, выходное напряжения на нагрузке составляет уровень $U_{2д}$

$$U_{2д} = U_{2\max} / \sqrt{2} \geq 311 \bullet 0,707 = 219v \quad (3)$$

Использование режима АФМ при регулировании напряжения питания, например в лампах накаливания, дает возможность значительного, около 200% - го, повышения эффективности энергосбережения в устройствах регулирования (табл.1):

а) максимальная амплитуда действующего напряжения формирует короткую вспышку света с относительным уровнем фото потока K_{2o} , который сохраняется на значении $K_{2o\max}$

$$K_{2o} = K_{2o\max} = K_{2o} \bullet \sqrt{2} = 0,580 \bullet 1,414 = 0,820 \quad (4)$$

б) Относительный уровень $K_{2o} = 0,545$ фото потока, за счет средней температуры спирали, от максимально нагреваемой за времени $\tau_n = 5$ мс, между действующими фазами и отличается лишь на 6% от номинального $K_{2o} = 0,580$.

Спираль остывает незначительно за время $0,25T_0 = 0,5 \bullet 20 = 10$ мс, при двойной частоте 100 Гц амплитуд нагревания в каждой из

действующих фаз A_{i+1} , B_{i+1} , составляя относительный уровень изменения $0,5 \sim 1\%$ от $K_{20} = 0,545$.

Таблица 1. Параметры устройств регулирования освещения на лампе накаливания, $P_{21n} = 100 \text{ W}$, $U_{21n} = 220 \text{ v}$

Наименование характеристик	Нагрузка для U_{11max} Напряже амплитуды	Начальное устойчивое освещение U_{110}	Рабочее освещение U_{11p}	Максимальный уровень регулятора и освещения U_{11max}
Напряже U_{21} , v	311	95	156	212
Сопротивление R_{14} , ом	38	452	487	482
Ток нагрузки I_{11} , A	8.2	0,201	0,32	0,440
Мощность P_{11} , W	2013	19,6	50,3	93,6
Мощность P_{21} , W	2013	19,5	49,9	93,4
Относительный уровень освещения K_{20} $= \Phi_{20} / \Phi_{2max}$	Вспышка 0,820	Норма 0,580	Рабочее 0,545	Номинальное 0,580
Коэффициент энергосбережения $K_{21} = P_{11} / P_{21}$	0,05	4,76	1,99	1,1

Функциональная схема (рис.1) регуляторами освещения, температуры в оборудовании с ЧПУ, предусматривает необходимые дополнительные компоненты, обеспечивающие вышеприведенных особенностей режимов управления в таких устройствах п.п. а), б), в), г).

В представленной схеме САУ содержатся следующие устройства:

A1, A2 – Оптронные тиристорные ключи АФМ I+1 действующего периода фазы A_{i+1} и АФМ I+1 периода фазы B_{i+1} ;

A3 – Нагрузка активная R_{2n} $U_{22}(t)$ с регулированием изменения напряжения $\sim 220\text{v}$ на лампах освещения HL_{2n} , или, на нагревательных элементах R_{2n} (ТЭН);

A4 – Синхронизация управления по фазам A_{i+1} , B_{i+1} ;

A5 – Амплитудно-фазовый модулятор управления A_{i+1} , B_{i+1} ;

A6 – Модуль связи с внешним управлением от ПЛК

A7 – Преобразователь измерения освещения ПИ11, др.;

A8 – Преобразователь измерения нагрева Т° ПИ21, др.;

A9 – АЦП - ЦАП интерфейс ПЛК по каналам аналоговых SAI_{k1} , SAI_{k2} и дискретных входов – выходов SAU_{j1} , SAU_{j2} для параметров освещения и нагрева.

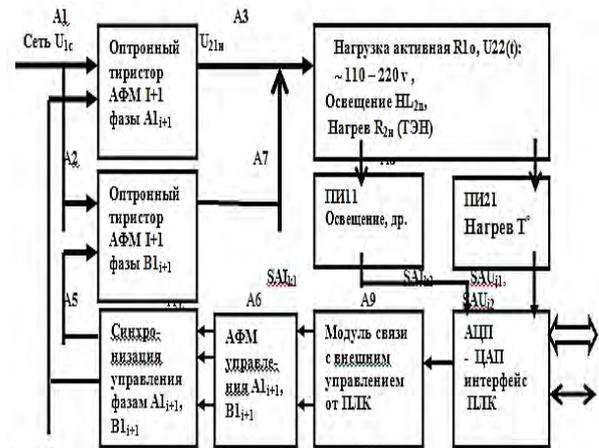


Рис. 1. Функциональная схема системы управления регулятора с АФМ в установках освещения, температуры в оборудовании с ЧПУ (CNC)

Этими компонентами являются устройства автоматизации управления систем ПЛК, УЧПУ (CNC) для регулирования уровня освещения (нагрева) и их интенсивности в переходных режимах переключения.

Список использованных источников

1. Бугров Ю.Н. Функциональные и аппаратно – программные особенности систем управления регуляторами освещения и нагревательными установками в оборудовании (станков и роботов) с ЧПУ. «Актуальные проблемы приборостроения, информатики социально экономических наук». Сборник трудов научно – практической конференции. М.:МГУПИ. 2014. – С.41-48.
2. Бугров Ю.Н., Лизогуб В.А. Схемотехнический анализ и применение арифметико - логических преобразователей в цифровых устройствах. Сборник трудов V Международной конференции «ИТ-Стандарт 2014» М.: РАН, МИРЭА. 2014. С. 213 - 222.
3. Бугров Ю.Н. Программирование электроавтоматики технологических команд, функций и цикловых движений в многоцелевом оборудовании (станков и роботов) с ЧПУ. V Всероссийская научно – техническая конференция «Мехатроника Роботизация Автоматизация», Сборник научных трудов МГАПИ, Выпуск №6, М. 2012.-С.10-16.

О НЕКОТОРЫХ СВОЙСТВАХ ВИХРЕВЫХ ПОТОКОВ ДЛЯ СОЗДАНИЯ ДВИГАТЕЛЕЙ НА ИХ ОСНОВЕ

Ю.Н. Бугров, В.А. Лизогуб

Московский государственный университет информационных технологий, радиотехники и электроники,
Москва, Россия bugrov953@mail.ru Lizogubva@mail.ru

Дается анализ причин возникновения вихревых потоков, достаточно широко известных, как газодымовые кольца, торнадо и винтообразные завихрения в интенсивно перемещающихся водных массах, в том числе и как гидродинамические воронки. При учете элементов их гироскопической устойчивости, в работе предлагаются варианты разработки двигателей с антигравитационными свойствами.

Ключевые слова: особенности вихревых потоков, газодинамические кольца, гидродинамические образования, гироскопы, устойчивость вихревых потоков.

Analysis is given of the reasons of the origin curl flow, it is enough broadly known, as gas smoke ring, curl and corkscrew curl in intensive moving water mass, including as hydra dynamic of the crater. At account element their gyroscope to stability, in work are offered variants of the development of the engines with characteristic.

Keywords: particularities curl flow, gas smoke ring, hydra dynamic of the formation, gyroscopes, stability ring flow.

Вихревые потоки, наблюдаемые в природных явлениях, например в кольцах газодымовых образованиях, а также и в водоворотах при быстрых потоках воды, в условиях, сравнительно быстро изменяющейся ее глубины [1].

При возникновении смерчей и торнадо, возникающих в период высокотемпературных перепадов давления в смешанной с частицами воды и пыли воздушной среде, наблюдаются достаточно мощные источники движения, свойства которых могут иметь одну и ту же природу [2,3].

При выхлопе дыма заводской котельной через достаточно высокую трубу образуются кольца газодымовых образований в форме тора с диаметром от одного до нескольких метров. Менее мощные и сравнительно незначительных размеров, такие дымовые кольца демонстрируются и вполне опытным курильщиком.

Можно отметить некоторые свойства таких газодымовых образований, относящиеся к элементам движения (Рис. 1а):

1. Кольца в форме тора в момент возникновения имеют тенденцию к вполне устойчивой форме, с расположением при движении в горизонтальной плоскости;

2. Газообразные составляющие кольца образуют замкнутый в торе вихревой поток частиц, вращающихся с определенной скоростью Ω (с распределенной по кольцу тора осью X), и радиусом r , относительно центральной образующей тора;

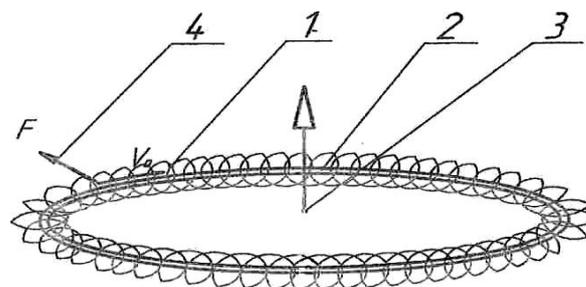
3. Вихревой поток в кольце имеет явно выраженную круговую скорость ω , (относительно вертикальной оси Z), напоминающую скорость

прецессии гироскопических вихрей, значительно меньшую, чем скорость вращающихся частиц Ω ;

4. Устойчивость тора в размерах и скорость его передвижения в пространстве, определяются в большей степени внешней и внутренней температурой и скоростью воздушных потоков внешней среды, что определяет его как двигатель с минимальным весом;

5. Вихревой поток в кольце тора может рассматриваться как набор соединенных между собой последовательно n вихрей гироскопов (Рис. 1б), с взаимно уравновешенными парами сил $F - F'$ гироскопического момента, а ротор момента количества движения $G \geq m$, или уравновешивает общую массу m (вес составляющих кольцо).

6. Вихревой поток в кольце тора может рассматриваться как круговой двигатель с возможностью компенсации его веса, т.е. само управляемой анти гравитацией.



а)

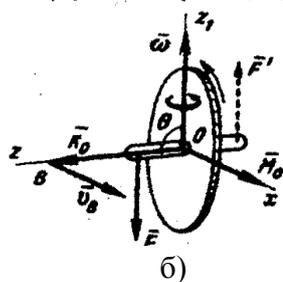


Рис.1. Вихревой поток в объеме тора с радиусом центральной оси вращения частиц r и расстоянием оси до центра тора D :

а) 1 – вращающаяся масса P (вес массы) вихревого потока твердых частиц (дым, плазма) с линейной скоростью V_0 относительно оси вращения с радиусом r ;

2 – образующая тора вращающейся массы относительно центра тора;

3 – ротор $G \geq P$ момента количества движения M , большой или уравновешивающий вес (силу тяжести) массы вихревого потока P ;

б) кинематика вихря – гироскопа.

В поведении водоворотов, смерчей и торнадо, также образованных вихревыми потоками, однако действующими по вертикальной оси Z , имеющих также скорость вращения Ω гироскопов вихрей, а также линейную скорость прецессии $2\pi\omega$ можно рассматривать элементы двигателя линейных движений в плоскости, перпендикулярной оси Z , т.е. земной поверхности.

Отдельно, можно предположить и неоднозначную версию, что шаровая молния, образующаяся в момент удара линейной молнии с напряжением Um_x и током $Im_x = dQ/dt$ пробоя, это тороидальное образование на основе вихревых потоков плазмы с высокоэнергетическими составляющими заряда Qm_x и замкнутого электромагнитного поля, действующего в динамически замкнутой системе плазменного тороида [4].

Кроме, вихревого двигателя, конструкции австрийского инженера В.Шаубергера и работ югославского ученого Николы Тесла, вероятно приблизивших идеи создания высокоэффективных способов преобразования энергии и, ее технического использования, на сегодня трудно указать реально действующие и промышленно освоенные образцы, как генераторов, так и двигателей.

В 1930 - м году В. Шаубергер спроектировал электрогенератор, турбина которого принципиально отличалась от конструкции обычных водяных турбин. Генератор был установлен вблизи лесопилки и успешно использовался в течении 3 лет, но конкретных сведений о его работе не сохранилось. В начале Второй Мировой В. Шаубергер был интернирован в нацистский концентрационный лагерь, где был привлечён к работе над "Диском Белонце", предложив для него оригинальный вихревой двигатель.

Основная идея двигателя Шаубергера - создание вихря внутри камеры сгорания. Вихрь создаёт разрежение, засасывающее воздух через турбину, реализуя рабочий цикл "механическая энергия + тепло >>> мини торнадо + тепло >>> тяга + механическая энергия".

Николе Тесла приписывают, не только создание высокоэффективных генераторов на основе высокочастотных и высоковольтных полей большой мощности, но их пространственную управляемость, что не исключает и версию о создании им генератора шаровой молнии, с применением вихревых потоков [5].

Круговые двигатели на основе вихревых потоков, можно реализовать, например, на принципах взаимодействия переменного электромагнитного поля однофазных или трехфазных обмоток с мини гироскопическими роторами, размещенными внутри тороида и, в результате вращающимися по этой причине, или взаимодействия электростатического поля с газодымовыми смесями и плазма – образующими газодинамическими составляющими.

Такие варианты возможны при использовании известных принципов электродвигателей асинхронного типа с полыми роторами, вращающихся в полости тороида, с нанесенными обмотками на его внешней поверхности, или вращающегося переменного электростатического поля от пластин конденсатора, образованного на поверхностях тороида, с возможным взаимодействием поля и плазмы или газодымового образования, замкнутого в полости тороида.

Таким образом, при создании, например кругового двигателя с управляемой антигравитацией, можно использовать кинематику и электрическую схему n асинхронных двигателей, распределенных в кольце тороида, с роторами на основе пустотелых эллипсоидов или сфер.

Для взаимной компенсации пар сил гироскопических моментов каждого из роторов гироскопов в среде объема тороида используется вихри от вращения жидкости (вода или др.), которые проходят через внутреннюю полость всех эллипсоидов или сфер и образуют своеобразные упругие соединительные жгуты между ними.

Ротаторы пустотелых эллипсоидов или сфер выполнены так, для минимального веса и максимальной инерционной составляющей, и с целью создания устойчивости по осям гироскопического вращения.

Статорные обмотки асинхронного двигателя образуются на основе двухслойной печати, на лентах, намотанных на внешней поверхности тора.

Электрическая схема управления асинхронными двигателями с роторами

пустотелых эллипсоидов или сфер может быть с двумя обмотками W_{11} , W_{12} , соответственно распределенными на каждом из слоев печатного их исполнения, для каждого из n - роторов в форме пар W_{n1} , W_{n2} .

Так как, асинхронные двигатели могут работать и в трех фазном режиме, статорные обмотки для таких схем выполняются на основе трехслойной печатной схемы. На аналогичных лентах и располагаются соответствующие тройки обмоток W_{n1} , W_{n2} , W_{n3} , что и расширяет возможности управления такими двигателями на вихревом принципе.

Варианты двигателей, работающих на другой основе, например, при электростатическом взаимодействии, могут быть реализованы, с распределением пластин конденсатора на поверхности тороида по винтовой образующей, таким образом, чтобы внешнее управление подключением пластин формировало бы вращение электростатического поля.

Это поле могло бы воздействовать на вихревое движение кольцевого газообразования внутри тора, как для его вращения с большой скоростью Ω , относительно винтовой образующей, так и, для его свободного движения по винтовой линии, с малой скоростью прецессии ω .

Таким образом, двигатели на основе вихревых потоков с анти гравитационными свойствами, могут быть реализованы на базе современных газо- и гидро- динамических технологий, а также и на основе промышленного электромашиностроения.

Список литературы

1. Грин Х., Лейн В. Аэрозоли, пыли, дымы, туманы, Л.: Химия, 1972. 189с.
2. Крайнее В. П., Смирнов Б. М., Шматов И. П. // Докл. АН СССР. 1985, Т. 283. С. 361.
3. Наливкин, Д. В. Смерчи. М.: Наука, 1984. 137с.
4. Смирнов Б. М. // УФН. 1986. Т. 149. С. 177.
5. Стаханов И. П. О физической природе шаровой молнии. М.: Энергоатомиздат, 1985. 241с.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАЦИОНАЛЬНЫХ РЕЖИМОВ ЛАЗЕРНОЙ ЗАКАЛКИ ШТАМПОВОЙ СТАЛИ 4X5МФС

Букарев И.М.¹, Шакиров А.В.², Стариков А.В.³

¹ООО «Марчегалия РУ», г. Владимир, РФ

²Владимирский государственный университет имени Александра Григорьевича и Николая Григорьевича
Столетовых, г. Владимир, РФ

³ОАО НПО «Магнетон», г. Владимир, РФ

Представлены результаты исследований влияния лазерной закалки без оплавления на структуру и микротвердость предварительно термообработанной стали 4X5МФС. Установлено влияние параметров технологического режима лазерной закалки (мощность лазерного излучения и скорость обработки) на структуру, микротвердость и размеры зоны лазерного воздействия. Показано, что лазерное термоупрочнение стали 4X5МФС позволяет получить микротвердость поверхности порядка 675–750 HV.

The results of studies of the effect of laser hardening without melting on the structure and microhardness of the pre-treatable steel grade 4X5MFC has been presented. The influence of the technological mode of laser hardening (laser power and processing speed) on the structure, microhardness, and size of the zone of laser irradiation has been established. It is shown that the laser hardening steel grade 4X5MFC produces surface microhardness of about 675–750 HV.

Лазерное термоупрочнение – один из распространенных методов повышения износостойкости рабочих поверхностей технологического инструмента, в том числе и деформирующего. В научно-технической литературе достаточно широко представлены результаты изучения влияния лазерного воздействия на микротвердость, структуру и фазовые превращения инструментальных сталей У10, Х12М, 40Х13, Р6М5, ХГВ, 9ХС [1–4 и др.]. Однако значительно менее изучены вопросы лазерного термоупрочнения штамповой стали 4X5МФС, широко применяющейся для изготовления деформирующего инструмента, работающего при повышенной температуре. Известные работы в основном посвящены лазерной закалке стали 4X5МФС с оплавлением [5–7].

Цель

Экспериментальное исследование влияния параметров технологического режима лазерной закалки штамповой стали 4X5МФС на микротвердость и геометрию зоны лазерной закалки без оплавления.

Материалы, оборудование и методика исследований

При проведении исследований использовали образцы из штамповой стали 4X5МФС с шероховатостью поверхности Ra=0,4 мкм. Элементный состав образцов, полученный с помощью рентгенофлуоресцентного спектрометра последовательного действия ARL ADVANT'X, приведен ниже (мас. %): С 0,39; Si 1,04; Mn 0,25; Ni 0,17; S 0,01; P 0,03; Cr 5,18; Mo 1,5; V 0,36; Cu 0,15.

Образцы подвергали предварительной термической обработке, включающей закалку от 1020 °С с охлаждением в масле и последующий отпуск при 500 °С, что позволило получить

микротвердость 520–550 HV. Лазерное термоупрочнение поверхности образцов проводили с помощью CO₂-лазера МКТЛ-1500 номинальной мощностью 1,5 кВт с длиной волны $\lambda = 10,6$ мкм (с равномерным распределением плотности мощности по поперечному сечению луча).

Диаметр пятна d_n лазерного луча при обработке составил 8,5 мм, а эффективный диаметр пятна $d_{эф.п} = 4,75$ мм. Обработку образцов проводили с предварительным нанесением водорастворимого полимерного светопоглощающего покрытия МСЦ-510. Мощность лазерного излучения P изменяли в диапазоне 650–750 Вт.

Необходимую скорость обработки с учетом выбранного светопоглощающего покрытия, как и в работе [8], уточняли экспериментально. Критерием оценки минимальной скорости обработки для отдельно взятой мощности являлось недопущение оплавления упрочняемой поверхности исследуемого образца, а максимальной – эффект термоупрочнения. Это позволило из интервала скорости обработки 5–15 мм/с выбрать рабочий диапазон изменения скорости 8–10 мм/с, обеспечивающей высокие значения твердости обрабатываемой поверхности, но не приводящей к ее оплавлению. Металлографические исследования шлифов проводили с помощью оптических микроскопов Optika В-600МЕТ и Optika SZ-CTV. Травление шлифов осуществляли в 5%-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте. Микротвердость измеряли как на поверхности обработки, так и на поперечных шлифах с помощью микротвердомера Shimadzu HМV-2 при нагрузке на индентор 10 Н и выдержке 10 с. Шероховатость обработанной поверхности изучали с помощью профилометра SurfTest SJ-210 Mitutoyo. Значения

параметров шероховатости определяли как среднее арифметическое результатов десяти измерений.

Оценку влияния режимов лазерной закалки на микротвердость поверхности и параметры шероховатости проводили с помощью метода планирования полного факторного эксперимента. В качестве варьируемых факторов принимали мощность излучения P и скорость обработки v .

Матрица планирования включала четыре опыта (планирование 2^2). При построении модели применяли метод регрессионного анализа. Оценку значимости членов регрессионной зависимости проводили по критерию Стьюдента, проверку адекватности полученной модели проводили с помощью критерия Фишера.

Результаты и их обсуждение

Вначале была изучена поверхностная твердость образцов, подвергнутых лазерной закалке. На рис. 2 представлена графическая зависимость микротвердости поверхности стали 4X5МФС от режимов лазерной термообработки. Изолинии характеризуют изменение функции микротвердости (числовые значения по шкале Виккерса указаны на линиях) на плоскости от двух переменных P и v . Сравнительный анализ экспериментальных данных показывает, что в рассматриваемом диапазоне режимов микротвердость поверхности изменяется в интервале 675–750 HV, что превосходит твердость обрабатываемого материала на 18–26%. Большие значения микротвердости соответствуют максимальной мощности излучения и минимальной скорости обработки, меньшие – минимальной мощности излучения и максимальной скорости обработки. Можно отметить, что изменение скорости обработки оказывает несколько большее влияние на микротвердость поверхности, чем изменение мощности лазерного излучения.

Ширина зоны лазерной закалки на обрабатываемой поверхности, обусловленная воздействием лазерного луча во всех опытах изменялась в диапазоне 4,44–4,89 мм, причем большие значения соответствуют опытам с наибольшей мощностью излучения. Полученные данные о ширине зоны лазерной закалки хорошо коррелируют с величиной $d_{эф.л.}$

Далее на поперечных шлифах было изучено изменение микротвердости по глубине зоны воздействия лазера. Результаты измерений микротвердости по опытам, а также соответствующие им режимы лазерной закалки (рис. 1) показывают, что характер зависимостей для всех опытов примерно одинаков, отличаются лишь значения твердости и наклон кривых. На полученных кривых можно выделить несколько зон: лазерной закалки (выше исходной твердости материала), отпуска (ниже исходной твердости материала) и основного металла (равна исходной твердости материала). Из графиков видно, что наиболее предпочтительными с точки зрения обеспечения большей глубины лазерной закалки

являются режимы с минимальными значениями v (кривые 3 и 4). Увеличение v до 10 мм/с ведет к снижению глубины нагрева материала выше температуры точки A_{c1} и, как следствие, к уменьшению глубины лазерной закалки на 17–25% (кривые 3 и 4).

В то же время для режимов с максимальными значениями P (кривые 1 и 3) температура, соответствующая критической точке A_{c3} достигается на большем расстоянии от обрабатываемой поверхности, что обеспечивает на 11–19% большую протяженность зоны лазерной закалки с постоянным уровнем твердости (полная закалка), чем для минимальных значений P (кривые 2 и 4).

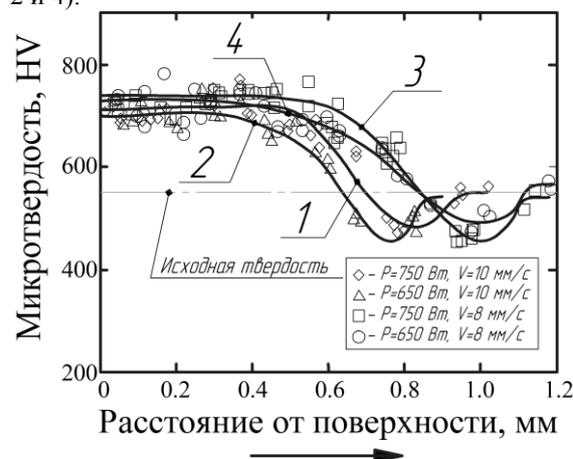


Рис. 1. Изменение микротвердости по глубине зоны лазерного воздействия: 1 – $P = 750$ Вт, $v = 10$ мм/с; 2 – $P = 650$ Вт, $v = 10$ мм/с; 3 – $P = 750$ Вт, $v = 8$ мм/с; 4 – $P = 650$ Вт, $v = 8$ мм/с

Металлографические исследования зон лазерной закалки и отпуска, формирующихся в результате лазерного воздействия на поверхность стали, позволили выявить особенности фазовых и структурных превращений. Лазерное термоупрочнение сталей так же, как и другие виды закалки, на этапе нагрева обусловлено формированием аустенитной структуры и ее превращением в продукты распада (мартенсит, карбиды и остаточный аустенит) при охлаждении. Однако при этом возникает большая неоднородность структуры, связанная с негомогенностью аустенита. Кроме того, особенностью лазерного термоупрочнения является то, что фазовые и структурные превращения происходят в условиях, далеких от равновесных, вследствие крайне высоких скоростей нагрева и охлаждения. В результате лазерного термоупрочнения формируется структура, свойства которой будут определяться степенью завершенности процессов аустенитизации. Особенно это характерно для легированных сталей, в которых диффузионная подвижность углерода низкая, что затрудняет осуществление лазерной закалки при оптимальных степенях аустенитизации, т.е. с достаточным насыщением твердого раствора и

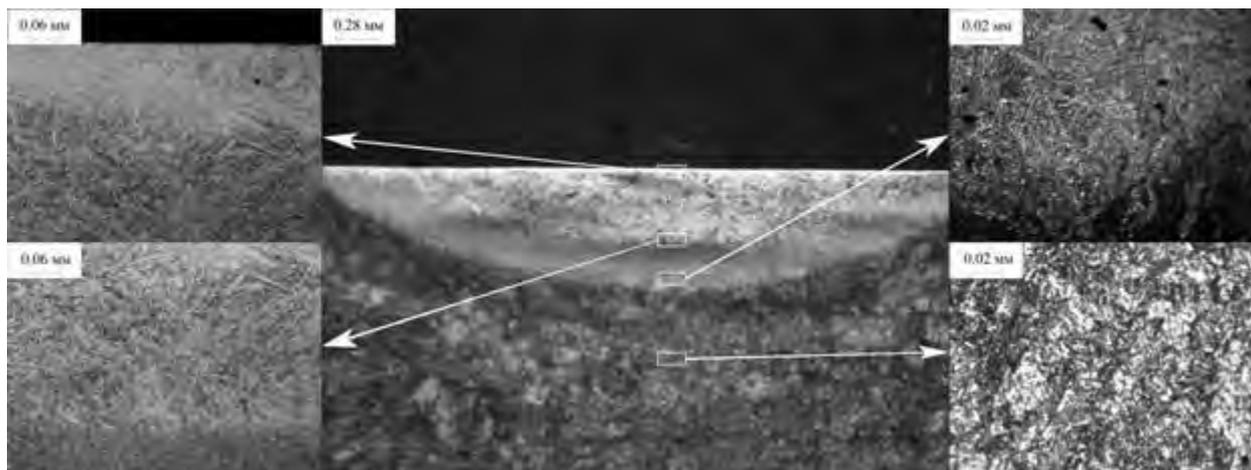


Рис. 2. Микроструктура области лазерного воздействия вблизи поверхности

минимальным растворением карбидной фазы. Достижение того или иного значения микротвердости будет определяться количественным соотношением присутствующих фаз: мартенсита, аустенита и карбидов. При этом важно отметить структурные и морфологические особенности мартенсита (атермический, изотермический, мартенситотростит), которые могут оказывать определяющее влияние при формировании свойств упрочняемой поверхности.

На основе результатов металлографического анализа области лазерного воздействия вблизи поверхности можно сделать следующие выводы.

На поверхности образцов, обработанных лазером при минимальных скоростях обработки, формируется мелкодисперсный игольчатый мартенсит, характерный для высокоуглеродистых сталей, что очевидно связано с более полной аустенитизацией и обогащением γ -твердого раствора углеродом. Высокие скорости охлаждения способствуют формированию кристаллов малых размеров, особенно это характерно для так называемых вторичных кристаллов мартенсита, формирующихся в пространстве аустенитных зерен между первичными кристаллами. При этом можно предположить, что количество остаточного аустенита в поверхностной зоне незначительно. Минимальные скорости обработки способствуют увеличению размеров участка неполной закалки, где достигается температура выше A_{c1} , но ниже A_{c3} . На данном участке формируются закалочные структуры, включающие как мартенсит, так и мартенситоподобные структуры.

При максимальных скоростях обработки на поверхности также формируется зона мартенситных кристаллов, но при этом более узкая и имеющая хорошо различимую границу, ниже которой мартенситные структуры менее выраженные, с большим количеством остаточного аустенита.

Таким образом, использование при обработке режимов с максимальным значением P и минимальным значением v (в рассматриваемом

диапазоне), позволяет достичь высокой твердости поверхности и максимальной глубины упрочненного слоя.

Исследование выполнено при частичной финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта 14-08-97517 р_центр_a и гранта президент РФ для молодых ученых кандидатов наук МК-3040.2015.8.

Список литературы.

1. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И. Технологические процессы лазерной обработки / Под ред. А.Г. Григорьянца. М.: МГТУ им. Н.Э.Баумана, 2006. 664 с.
2. Смирнова Н.А., Мисюров А.И. Особенности образования структуры при лазерной обработке // Вест. МГТУ им. Н.Э.Баумана «Машиностроение». 2012. № 5. С. 115–130.
3. Коростелев В.Ф., Кириллина А.Н. Анализ упрочнения лезвийного инструмента из стали 40X13 в условиях лазерного нагрева // МиТОМ. 2011. № 3. С. 38–41.
4. Сафонов А.Н. Структура и микротвердость поверхностных слоев железуглеродистых сплавов после лазерной закалки // МиТОМ. 1996. № 2. С. 20–25.
5. Dikova T. Surface modification of 3Ch2W8F and 4Ch5MFS steels by CO2 laser // J. of the Technical University at Plovdiv "Fundamental Sciences and Applications". 2006. Vol. 13 (7). P. 81–90.
6. Ho Jun Shin, Young Tae Yoo. Microstructural and hardness investigation of hot-work tool steels by laser surface treatment // J. of Materials Processing Technology. 2008. Vol. 201 P. 342–347.
7. Панченко В.Я., Шиганов И.Н., Мисюров А.И. и др. Применение лазерной технологии для улучшения качества рабочих поверхностей штампового инструмента // Технология машиностроения. 2003. № 2. С. 18–22.
8. Морозов В.В., Шлегель А.Н., Аборкин А.В. Эмпирические модели лазерного упрочнения рабочих кромок деталей формовых комплектов стеклоформирующих машин // Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии. 2011. № 2 (286). С. 79–84.
9. Аборкин А.В., Ваганов В.Е., Шлегель А.Н., Букарев И.М. Влияние лазерной закалки на микротвердость и качество поверхности штамповых сталей // Металлург, 2015. №7. С.56–61.

МЕТОД СОКРАЩЕНИЯ ОБЪЁМА ЭКСПЕРИМЕНТА БЕЗ ПОТЕРИ ИНФОРМАЦИИ ПРИ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ НА МАШИНЕ ТРЕНИЯ ВОЗВРАТНО-ПОСТУПАТЕЛЬНОГО ДВИЖЕНИЯ

И.А.Буяновский¹, Е.А.Правоторова¹, А.Н.Большаков¹, В.А.Левченко², М.Н.Зеленская¹

¹Институт машиноведения А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия; buyan37@mail.ru

²Химический факультет МГУ им. М.В.Ломоносова; vladlev@mail.ru

Применительно к трибологическим испытаниям на машине трения возвратно-поступательного действия предлагается сократить объём экспериментальных исследований без потери получаемой информации путём использования автокорреляционных функций трибологических процессов, которые могут рассматриваться как эргодические и стационарные.

Ключевые слова: коэффициент трения, возвратно-поступательное действие, автокорреляционная функция, стационарные, эргодические случайные процессы

Современные тенденции развития методов организации трибологического эксперимента связаны со стремлением минимизировать объем экспериментальных исследований на машинах трения, в том числе машинах возвратно-поступательного действия. В отечественной и мировой практике это, как правило, достигается усовершенствованием экспериментального оборудования и применением традиционного аппарата теории планирования эксперимента. В предлагаемой работе эта цель достигается за счет использования более информативных характеристик случайных трибологических процессов и, прежде всего, автокорреляционной функции, которая для широкого класса процессов дает возможность представлять их стационарными и эргодическими. Это позволяет осуществлять осреднение информации не традиционно по количеству реализаций (как принято в современной практике), а по времени, что заметно сокращает объем трибологических испытаний [1-3].

Для обоснования представления трибологических процессов как случайных эргодических стационарных проанализируем и сопоставим характеристики фрикционного взаимодействия в процессе испытания после выхода этих процессов на стационарный режим.

Как известно, такая трибологическая характеристика фрикционных сопряжений, как коэффициент трения f в общем случае является случайной функцией времени, ход изменения которой регистрируется в процессе испытаний в моменты времени t_1, t_2, \dots, t_m . Пусть над случайной функцией $f(t)$ проведено независимых опытов, что соответствует n реализаций случайной функции: математического ожидания $m_f(t)$, дисперсии $D_f(t)$ и корреляционной функции $K_f(t, t')$. Исследования показали, что с определенного момента времени исследуемый процесс изменения коэффициента трения

принимает, как правило, стационарный характер, т.е. наблюдаются непрерывные колебания их значений вокруг некоторого среднего значения, причем ни средняя амплитуда, ни характер этих колебаний не обнаруживают существенных изменений с течением времени.

Подобные процессы по своей природе более предсказуемы, чем нестационарные, и могут быть описаны в рамках корреляционной теории сравнительно простыми характеристиками с необходимой точностью [3]. В рамках корреляционной теории стационарными считаются случайные процессы, для которых выполняются следующие условия:

- Изменение стационарной случайной функции должно протекать однородно во времени, и математическое ожидание для нее должно быть постоянно. В данном случае $m_f(t) = m_f = const$.
- Должно соблюдаться условие постоянства дисперсии $D_f(t) = D_f = const$.

Корреляционная функция (КФ) стационарного случайного процесса (СПП) зависит не от величин аргументов t_1 и t_2 на оси абсцисс, а только от промежутка между первым и вторым значениями аргумента $\tau = t_2 - t_1$ (т.е. от шага варьирования аргумента). Отсюда $K_f(t, t + \tau) = K_f(\tau)$, и, следовательно, КФ СПП есть функция не двух, а только одного аргумента.

Анализ рассматриваемого трибологического процесса показал, что в определенном временном интервале (после окончания приработки и до начала катастрофического изнашивания) этот случайный процесс в соответствии с указанными критериями является стационарным [1]. Об этом свидетельствует то, что отклонения текущих значений контрольных параметров от средних значений не превышает заданного уровня – 5%.

Как известно, стационарный процесс назы-

вается эргодическим, если его числовые характеристики, полученные усреднением по множеству реализаций, с вероятностью, сколь угодно близкой к единице, равны тем числовым характеристикам, полученным усреднением по времени из одной достаточно длинной реализации случайного процесса, т.е. для эргодических процессов $x(t)$ справедливы равенства:

$$\tilde{x}(t) = \bar{x}(t), \tilde{x}^2(t) = D_x(t) + \tilde{x}^2, \\ \overline{x(t) \cdot x(t + \tau)} = \overline{x(t) \cdot x(t + \tau)},$$

где « \sim » - символ осреднения по времени, « $-$ » - символ осреднения по множеству реализаций.

На практике нет возможности исследовать случайный процесс и его корреляционную функцию на бесконечном участке времени; участок значений t , с которым имеем дело, всегда ограничен. Если при этом корреляционная функция стационарного случайного процесса при увеличении t не убывает, а, начиная с некоторого t , остается приблизительно постоянной, то это обычно признак того, что процесс не является эргодическим. Стремление же корреляционной функции к нулю при $t \rightarrow \infty$ говорит в пользу эргодического процесса. Это утверждение основано на эргодической теореме Биркхофа-Хинчина [3], представляющей не только значительный теоретический интерес, но и находящей применение в статистической физике и в технической практике. Причина этого состоит в том, что для определения таких важных характеристик, какими являются $M_x(t)$, $D_x(t)$ и $K(t)$, как говорят в физике, пространственных средних, требуется многократное осуществление испытаний для процесса (т.е. получения из опыта многих осуществлений функции $x(t)$). Эргодическая теорема Биркхофа-Хинчина показывает, что при определенных условиях можно ограничиться единственной реализацией процесса $x(t)$. Для того, чтобы оценивать характеристики случайного процесса по одной реализации на достаточно большом участке времени T , следует выяснить характер поведения ее корреляционной функции.

При достаточно большом T , математическое ожидание m_x можно приблизительно вычислить по формуле:

$$m_x \approx \frac{1}{T} \int_0^T x(t) dt. \quad (1)$$

Аналогично можно приближенно найти корреляционную функцию $K_x(\tau)$ при любом τ :

$$K_x(\tau) = M[x^0(t)x^0(t + \tau)], \\ \text{где } x^0(t) = x(t) - m_x$$

$$K_x(\tau) \approx \frac{1}{T-\tau} \int_0^{T-\tau} x^0(t)x^0(t + \tau) dt. \quad (2)$$

На практике обычно интегралы (1) и (2) заменяют конечными суммами и после ряда преобразований получают окончательно:

$$\tilde{m}_x = \frac{1}{m} \sum_{i=1}^m x(t_i) \quad (3)$$

$$\tilde{K}_x\left(\frac{pT}{m}\right) = \frac{1}{m-p} \sum_{i=1}^{m-p} x^0(t_i)x^0(t_{i+p}), \quad (4)$$

где m - количество точек t_1, t_2, \dots, t_m ; p - текущее значение индекса t_p ($p = 1 + m$).

Вычисление корреляционной функции по формуле (3) проводят для $p = 0, 1, 2 \dots$ последовательно, вплоть до таких значений p , при которых корреляционная функция становится практически равной нулю (в случае эргодичности процесса) или приближается к некоторой *const*, отличной от нуля.

Были проведены исследования с целью выявления возможностей применения простой и быстродействующей теории эргодических и стационарных процессов применительно к испытаниям антифрикционных свойств ряда материалов и покрытий на машине трения ВП-1 возвратно-поступательного движения (см. рис. 1).

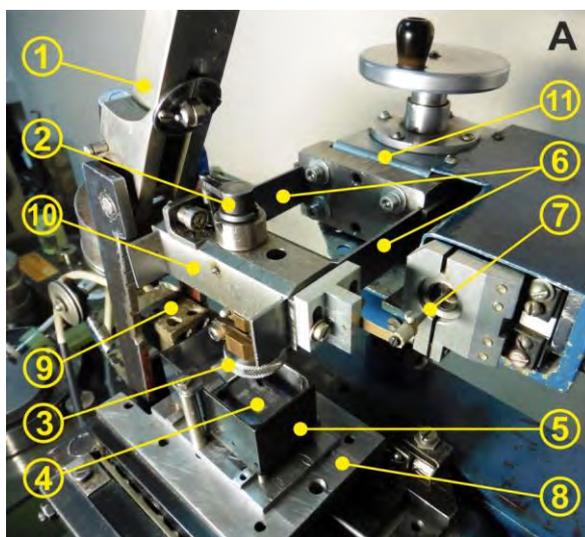


Рис. 1. Машина ВП-1: 1 – нагружающий рычаг (на рис. откинут); 2 – шток; 3 – оправка верхнего образца; 4 – нижний образец; 5 – масляная чашка; 6 – динамометрические пружины; 7 – шток механотрона; 8 – плита подвижная; 9 – нагреватель; 10 – траверса; 11 – подъемная каретка.

Методика испытаний на машине ВП-1 приведена в работе [4]. Испытания проводятся по схеме трения «возвратно поступательно перемещающаяся пластина – неподвижный ролик диаметром 8 мм». Нагрузка, с которой ролик прижимается к пластине – 25 Н. Частота осцилляций пластины – 1 Гц. Материал пластин – сталь ШХ-15, закаленная и отпущенная до 980 НВ. Поверхность пластины шлифуется и полируется до величины параметра $Ra = 0,05 - 0,07$ мкм. Всего испытано 4 типа образцов: сталь без покрытия, сталь с покрытием алумонитрид титана; сталь с покрытием карбонитридом кремния и сталь с покрытием монокристаллическим углеродом. Покрытия толщиной 1,2 – 1,5 мкм нанесены по методике ООО «Монокарбон». Ролик стандартный. Материал ролика – сталь 100Cr6 (аналог стали ШХ-15). Таким образом, испытаны 4 сочетания

материалов. Испытания проводились в среде полиальфаолефинового масла ПАО-4. Продолжительность каждого испытания – 60 мин.; величина коэффициента трения регистрируется каждые 10 минут. Начальная температура образцов и окружающего их слоя масла – комнатная ($22 \pm 1^\circ\text{C}$). Результаты трибологического эксперимента приведены на рис. 2А в виде зависимости коэффициентов трения исследуемых образцов от продолжительности испытаний. Как видно из рисунка, практически на всём протяжении эксперимента минимальный коэффициент трения наблюдался при трении стандартного ролика по покрытию карбонитридом кремния. При испытании пары трения сталь-сталь наблюдались наибольшие значения коэффициентов трения причём их значения изменялись на протяжении всего эксперимента.

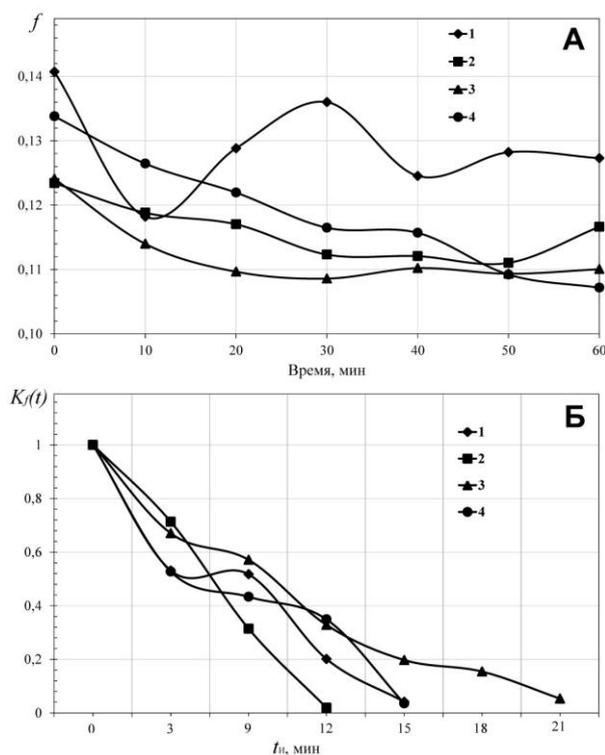


Рис. 2. Зависимости коэффициента трения $f(t)$ и корреляционных функций $K_f(t)$ от времени испытаний в среде масла ПАО-4 и нагрузке 25 Н пар трения: 1 – сталь-сталь; 2 – сталь-покрытие Al-TiN; 3 – сталь-покрытие нитридом карбида кремния; 4 – сталь-покрытие монокристаллическим углеродом.

Результаты испытаний на трение на рис. 2А обработаны по приведённой выше методике и представлены на рис. 2Б в виде зависимостей значений автокорреляционных функций $K_f(t)$ для сравниваемых пар трения от продолжительности испытаний. Как и следует из анализа, по мере увеличения продолжительности испытаний величина $K_f(t)$ уменьшается и при определённой для каждой исследуемой пары трения величине t становится практически равной нулю. Это свидетельствует о том, что исследуемые зависимости являются эргодическими стационарными процессами. В то же время, продолжи-

тельность достижения нуля для сравниваемых пар трения различается достаточно заметно – от 12 мин для пары сталь – алюминитрид титана 21 мин. для пары сталь – монокристаллический углерод. Таким образом, при трибологических испытаниях смазанных трибосопряжений сталь – сталь с покрытием экономия времени достигается как за счет рассмотрения процессов этих испытаний как стационарных и эргодических, так и за счет ускоренного (почти в два раза) достижения автокорреляционной функцией нулевого значения для некоторых покрытий, в то время как при испытании в аналогичных условиях пары трения сталь-сталь время достижения данной функцией нулевого значения занимает промежуточное положение (15 мин).

Заключение

Таким образом, рассмотрены трибологические процессы, которые на исследуемом участке временных зависимостей коэффициента трения могут рассматриваться как стационарные и эргодические стохастические. Минимизация объема экспериментальных исследований осуществляется допустимой для таких процессов заменой традиционного осреднения полученной в результате эксперимента информации по множеству параллельных реализаций осреднением информации по времени (или по пути трения), а также использованием более информативных характеристик трибологического процесса (прежде всего – автокорреляционной функции, которая для широкого класса процессов дает возможность представить их как стационарные и эргодические). Это позволяет заменить без потери информации испытания большого количества параллельных образцов конструкционных или смазочных материалов и, соответственно, анализ их результатов на репрезентативную выборку случайного процесса, проводимого при увеличении количества дискретных точек на временной зависимости исследуемой трибологической характеристики (или ее зависимости от пути трения).

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 15-08-05338).

1. Правоторова Е.А., Буяновский И.А. Метод минимизации количества трибологических испытаний // ТСММ. 2009. №3. С. 15-20.
2. Вентцель Е.С., Овчаров Л.А. Теория вероятностей и ее инженерные приложения. М.: Академия, 2003. 408 с.
3. Гнеденко Б.В. Курс теории вероятностей. М.: Едиториал УРСС, 2005. 448 с.
4. Большаков А.Н., Буяновский И.А., Игнатъева З.В. и др. Лабораторные трибологические испытания тонких углеродных покрытий в смазочных средах //Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2011, т. 77, № 11, с. 27-31.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПОСТУПАТЕЛЬНЫХ ПРИВОДОВ ОРИЕНТИРУЮЩИХ ДВИЖЕНИЯ МАНИПУЛЯЦИОННОГО РОБОТА

Воробьёв Е. И., Дорофеев В. О.
Институт машиноведения им. Благонравова РАН

Рассматривается задача определения скоростей, усилий и мощности линейных приводов, реализующих ориентирующие движения захватного устройства манипуляционного робота или кисти протеза руки.

Ключевые слова: скорость, усилие, мощность поступательного привода

В последнее время в ориентирующих устройствах роботов, станков с ЧПУ, тренажёров, протезов всё чаще применяется так называемый механизм "Трипода" (рис. 1) [1][2].

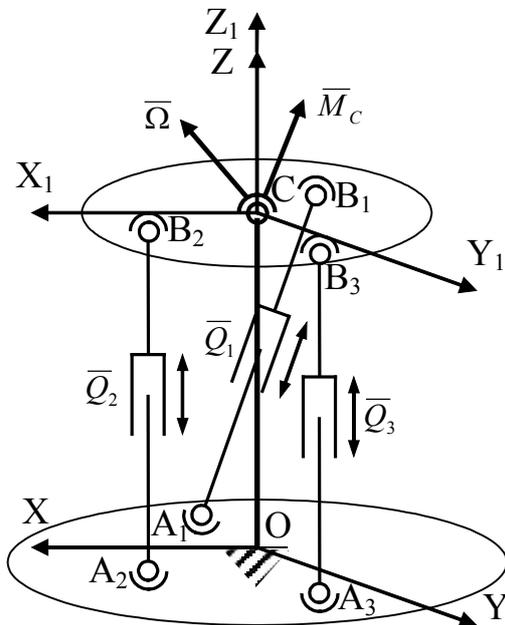


Рис. 1. Расположение приводов схвата

Механизм содержит семь шаровых пар и три поступательные пары пятого класса, реализованные в виде приводов и семи звеньев. Число степеней свободы по формуле Чебышева – Малышева равно шести.

$$W = 6n - 5p_5 - 3p_3 = 6 \cdot 7 - 7 \cdot 3 - 5 \cdot 3 = 6$$

Однако, следует заметить, что три степени свободы являются "пассивными" – не влияют на движение выходного звена механизма 1. Такими степенями свободы являются – вращение штанг вокруг своих осей.

Рассмотрим задачу определения параметров поступательных приводов Q_j ($j=1, 2,$

3) при заданном движении выходного звена и силах, приложенных к нему \bar{F}_i ($i = 1 \div n$).

Движение выходного звена задано в виде углов Эйлера и вектора угловой скорости $\bar{\Omega}$

С неподвижным звеном свяжем систему координат OXYZ. С выходным звеном 1 свяжем систему координат CX₁Y₁Z₁. Координаты точек A_j заданы в неподвижной системе координат

$$\|X_{A_j}\| = \begin{bmatrix} x_{A_j} \\ y_{A_j} \\ z_{A_j} \end{bmatrix} \quad \text{где } j=1, 2, 3$$

Координаты точек B_j заданы в подвижной системе координат

$$\|X_{B_j}^{(1)}\| = \begin{bmatrix} x_{B_j}^{(1)} \\ y_{B_j}^{(1)} \\ z_{B_j}^{(1)} \end{bmatrix} \quad \text{где } j=1, 2, 3$$

Все силы и силы инерции, приложенные к выходному звену можно привести к главному моменту \bar{M}_C относительно центра шаровой пары C и главному вектору \bar{R}_C .

На величину усилий приводов величина главного вектора \bar{K}_C не влияет, поэтому при расчёте усилий его можно не учитывать.

Главный момент \bar{M}_C будем считать заданным.

$$\bar{M}_C = \sum_{i=1}^m \bar{M}_C(\bar{F}_i) \quad \text{где } i = 1 \div m \quad (1)$$

\bar{F}_i – внешние силы, приложенные к выходному звену

Будем считать, что усилия приводов направлены вдоль штанг $A_j B_j$ и приложены в шарнирах B_j .

Тогда сумму моментов этих сил относительно центра шарнира С можно записать так

$$\sum_{j=1}^3 \bar{m}_c(\bar{Q}_j) = \sum_{j=1}^3 \bar{r}_j \times \bar{Q}_j \quad (2)$$

где \bar{r}_j – радиусы-векторы точек \bar{B}_j в подвижной системе координат $CX_1Y_1Z_1$

$$\|\bar{r}_j\| = \|\bar{X}_{B_j}\| = \begin{vmatrix} x_{B_j} \\ y_{B_j} \\ z_{B_j} \end{vmatrix}$$

Для каждой силы Q_j можно записать

$$\bar{m}_c(\bar{Q}_j) = \bar{r}_j \times \bar{Q}_j = \begin{vmatrix} \bar{i} & \bar{j} & \bar{k} \\ x & y & z \\ Q_x & Q_y & Q_z \end{vmatrix} = \bar{i}(yQ_z - zQ_y) - \bar{j}(xQ_z - zQ_x) + \bar{k}(xQ_y - yQ_x) \quad (3)$$

здесь Q_x, Q_y, Q_z – проекции усилий приводов \bar{Q}_j на координатные оси подвижной системы координат. x, y, z – координаты точек приложения усилий B_j в подвижной системе. Индекс "j" здесь опущен.

Проекции усилий приводов на оси подвижной системы равны

$$\begin{aligned} Q_x^{(j)} &= Q_j \cos \alpha_j \\ Q_y^{(j)} &= Q_j \cos \beta_j \\ Q_z^{(j)} &= Q_j \cos \gamma_j \end{aligned} \quad j=1, 2, 3 \quad (4)$$

Здесь $\cos \alpha_j, \cos \beta_j, \cos \gamma_j$ – направляющие косинусы векторов $\bar{A}_j \bar{B}_j$ относительно осей подвижной системы координат.

Найдём эти направляющие косинусы. Запишем их выражения через координаты точек A_j, B_j .

$$\begin{aligned} \cos \alpha_j &= \frac{x_{B_j} - x_{A_j}}{S_j}; \quad \cos \beta_j = \frac{y_{B_j} - y_{A_j}}{S_j}; \\ \cos \gamma_j &= \frac{z_{B_j} - z_{A_j}}{S_j} \end{aligned} \quad (5)$$

здесь S_j – длина звеньев A_j, B_j , они равны:

$$S_j = \sqrt{(x_{B_j} - x_{A_j})^2 + (y_{B_j} - y_{A_j})^2 + (z_{B_j} - z_{A_j})^2} \quad (6)$$

Следует заметить, что координаты точек A_j и B_j должны быть выражены в подвижной системе координат $CX_1Y_1Z_1$.

Координаты точек B_j заданы в подвижной системе координат $CX_1Y_1Z_1$, а координаты точек A_j в неподвижной системе координат $OXYZ$.

Для того чтобы использовать формулы (4) и (5) для определения направляющих косинусов усилий \bar{Q}_j необходимо координаты точек A_j перевести в подвижную систему координат $CX_1Y_1Z_1$.

Для этого можно использовать матрицы 3-го порядка поворота на углы Эйлера и переноса вдоль оси OZ на величину h.

Запишем

$$\|X_{A_j}^{(1)}\| = L_\varphi L_\theta L_\psi \| \bar{X}_{A_j} \| + L_H \quad (7)$$

где $\|X_{A_j}^{(1)}\|$ – столбец координат точек A_j в системе $CX_1Y_1Z_1$,

$L_\varphi, L_\theta, L_\psi$ – матрицы поворота на углы Эйлера,

$\| \bar{X}_{A_j} \|$ – координаты точек A_j в системе координат $O\bar{X}_1\bar{Y}_1\bar{Z}_1$, оси которой параллельны соответствующим осям OX, OY, OZ.

L_H – матрица переноса по оси OZ на величину h.

Эти матрицы имеют вид:

$$L_\varphi = \begin{bmatrix} \cos \varphi & \sin \varphi & 0 \\ -\sin \varphi & \cos \varphi & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix};$$

$$\cos \theta = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & \cos \theta & \sin \theta \\ 0 & -\sin \theta & \cos \theta \end{bmatrix};$$

$$\cos \psi = \begin{bmatrix} \cos \psi & \sin \psi & 0 \\ -\sin \psi & \cos \psi & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix};$$

$$L_H = \begin{bmatrix} 0 \\ 0 \\ -h \end{bmatrix} \quad (8)$$

Подставляя эти матрицы в выражения (5), (6) и (7) найдём координаты точек A_j в осях подвижной системы координат $CX_1Y_1Z_1$ и длины звеньев $A_jB_j = S_j$ и направляющие косинусы усилий приводов \bar{Q}_j .

Подставляя выражения проекций сил \bar{Q}_j из (4) с учётом (5), (6) и (7) в (3) получим систему трёх линейных уравнений относительно трёх неизвестных сил Q_j ($j=1, 2, 3$) вида.

$$\begin{aligned} \sum_{j=1}^3 Q_j (y_j \cos \gamma_j - z_j \cos \beta_j) &= \sum_{i=1}^m M_x(\bar{F}_i) \\ \sum_{j=1}^3 Q_j (-x_j \cos \gamma_j + z_j \cos \alpha_j) &= \sum_{i=1}^m M_y(\bar{F}_i) \\ \sum_{j=1}^3 Q_j (x_j \cos \beta_j - y_j \cos \alpha_j) &= \sum_{i=1}^m M_z(\bar{F}_i) \end{aligned} \quad (9)$$

Из этой системы уравнений могут быть найдены три усилия Q_j ($j=1, 2, 3$) в поступательных приводах механизма ориентации.

Линейные скорости приводов определим из условия

$$(\bar{\Omega} \times \bar{r}_j) \cdot \bar{e}_j = \dot{S}_j \quad j=1, 2, 3 \quad (10)$$

где \bar{e}_j – направляющий вектор оси привода j ,

\dot{S}_j – линейная скорость привода j ,

$\bar{\Omega}$ – вектор угловой скорости выходного звена.

Тогда необходимая мощность привода j равна

$$N_j = Q_j \cdot \dot{S}_j \quad (11)$$

Полученные соотношения позволяют определить основные параметры линейных приводов ориентирующих движений манипуляционных роботов и протезов.

Список литературы

1. Воробьёв Е.И., Козырев Ю.Г., Царенко В.И. Промышленные роботы агрегатно-модульного типа. М.: Машиностроение, 1988. 240 с.
2. Воробьёв Е.И., Дорофеев В.О. Реализация ориентирующего движения захватного устройства манипулятора поступательными приводами // Сборка в машиностроении, приборостроении. 2014. № 4. С. 3-5.
3. Воробьёв Е.И., Дорофеев В.О. Расчёт усилий поступательных приводов при реализации ориентирующих движений схвата манипулятора. // Сборка в машиностроении, приборостроении. 2015. № 7. С. 42-45.

ПРОТЕЗ КИСТИ РУКИ С ДИСТАНЦИОННЫМ УПРАВЛЕНИЕМ ОТ ДВИЖЕНИЯ ПАЛЬЦЕВ НОГ

Воробьёв Е.И., Михеев А.В., Моргуненко К.О. т

Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия

В разработке представлен протез кисти руки с дистанционным управлением от движения пальцев ног. Представлена функциональная схема протеза кисти руки с пневматическими сильфонами и с управлением от контактных датчиков на стельке в обуви. Для удобства манипулирования разработана дистанционная система управления. Разработана система силового очувствления протезом кисти руки с электроприводом. Изготовлен действующий макет протеза кисти руки и проводится испытание на быстродействие и функциональность.

Ключевые слова: протез, пульт стелька, дистанционное управление

Создание протезов рук приближенных по своим функциональным возможностям к руке до сих пор является нерешенной задачей. При разработке протезов кистей рук определённые успехи удалось достигнуть фирмам Touch Bionics, Otto Bock, управляемые от биопотенциалов оставшихся мышц. Однако функциональные возможности, этих протезов, не велики в виду ограниченности и дефицита управляющих сигналов. Число этих сигналов уменьшается в увеличении ампутированной конечности. Задача создания протеза руки становится проблематичной при полном удалении руки.

Альтернативным подходом для управления протезом руки является использование движений отдалённых от протеза мышц и частей тела. Наиболее привлекательным для управления протезом кисти руки является использование движений пальцев ног которые обладают наиболее высокой подвижностью, и позволяют получить независимые движения пальцев протеза, которое может развиваться путём тренировок, для повышения удобства таких протезов предлагается дистанционная система

управления. На рис.1 показана, реализованная на практике, функциональная схема протеза кисти руки с управляемыми пневматическими упругими элементами (сильфоны) в качестве приводов. Контур управления содержит оператора с пультом-стелькой 5 управления, который размещён на стопе, (систем) управления и исполнительный механизм захвата (пальцев). На пульте-стельке управления соответствующим образом выполнены контактные датчики принимающие сигналы оператора, которые через усилители 2 поступают на электромагнитный пневмораспределитель 10. Учитывая особенность работы пневмораспределителей, предусмотрен глушитель шума 11. Возвратные пружины 13 обеспечивают пальцам нормально раскрытое положение. Усилие захвата создают сильфоны-приводы, деформируемые избыточным давлением воздуха, поступающим из ресивера 1, давление в котором поддерживается насосом постоянной производительности 4. Давление в ресивере настроено не максимальную мощность, которую может развить протез при захвате предмета.

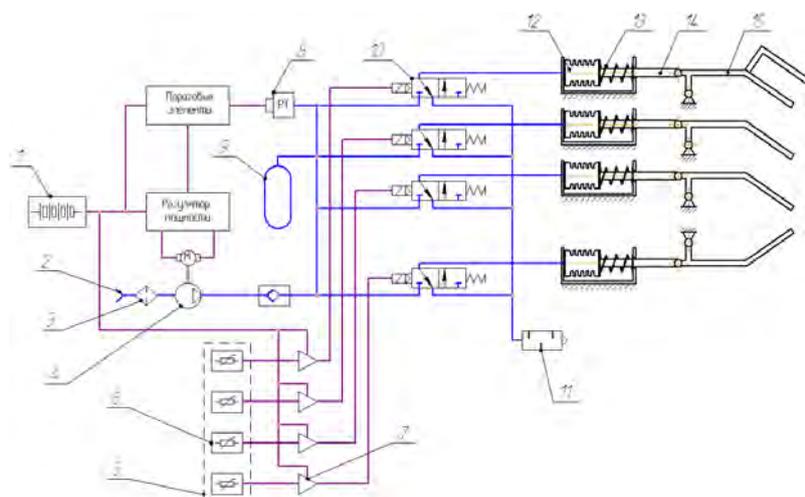


Рис. 1. Функциональная схема протеза кисти руки с управляемыми пневматическими упругими элементами: 1- аккумулятор, 2-воздухозаборник, 3-воздушный фильтр, 4-компрессор, 5-стелька, 6 -контактный датчик на стельке, 7-усилитель, 8-датчик давления, 9-ресивер, 10-электромагнитный пневмораспределитель, 11-глушитель шума, 12-сильфон привода пальца, 13-возвратная пружина, 14-тяги, 15-рычаг для поворота пальца

На стельке размещено 6 тактильных датчиков, преобразующих силу нажатия пальцев ноги и отдельных областей стопы в электрические сигналы, необходимые для управления протезом. Сигналы с четырёх датчиков, размещенные в области пальцев, используются для непосредственного управления перемещениями пальцев протеза. Датчик в области пятки служит для фиксации положения кисти и отключает управление при ходьбе. Оставшийся датчик позволяет контролировать усилие, развиваемое захватом.

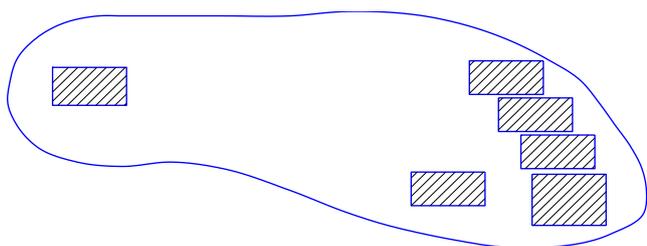


Рис. 2. Расположение датчиков на стельке

Каждый датчик состоит (рис. 3) из изолирующего основания 1 с металлизацией в виде двух групп соединённых между собой контактов 2 и 3, ячеистой прокладки из изоляционного материала

и мембраны 6 с токопроводящим покрытием 5. Один полюс источника напряжения подключен к первой группе контактов. Второй – через нагрузочный резистор R_n ко второй группе. Когда к мембране в районе ячейки прикладывается внешняя сила P , мембрана, прогибаясь, замыкает контактные группы проводящим слоем. Через резистор протекает ток, пропорциональный площади соприкосновения мембраны с контактами, которая зависит от внешней силы. Падение напряжения на нагрузочном резисторе служит выходным информационным сигналом.

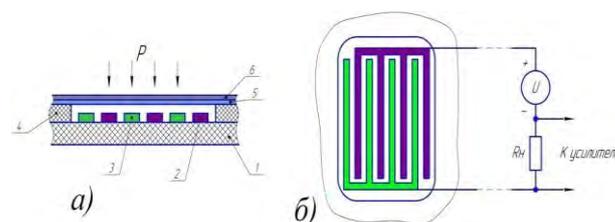
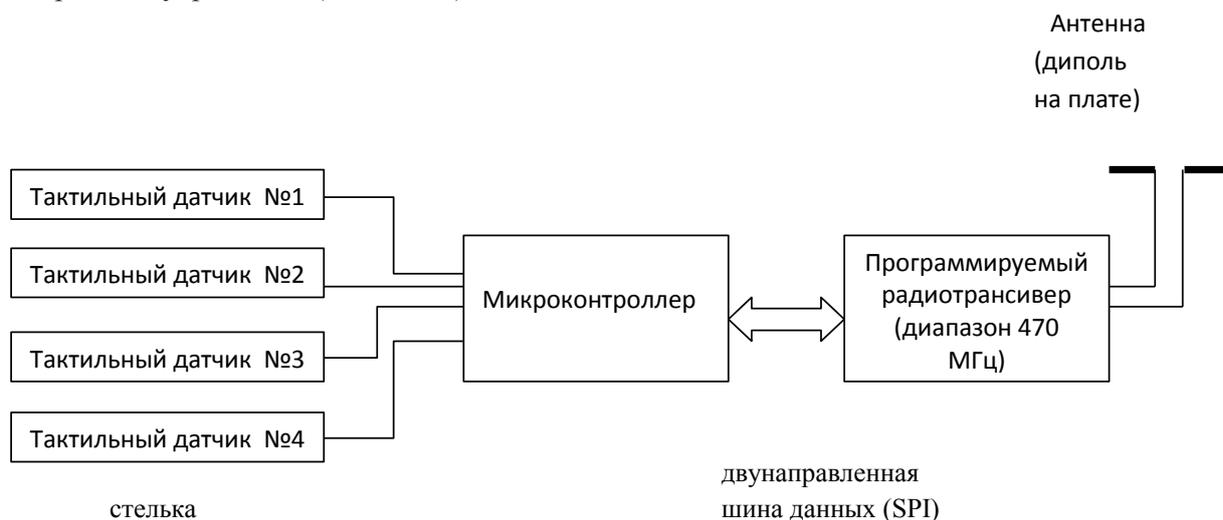


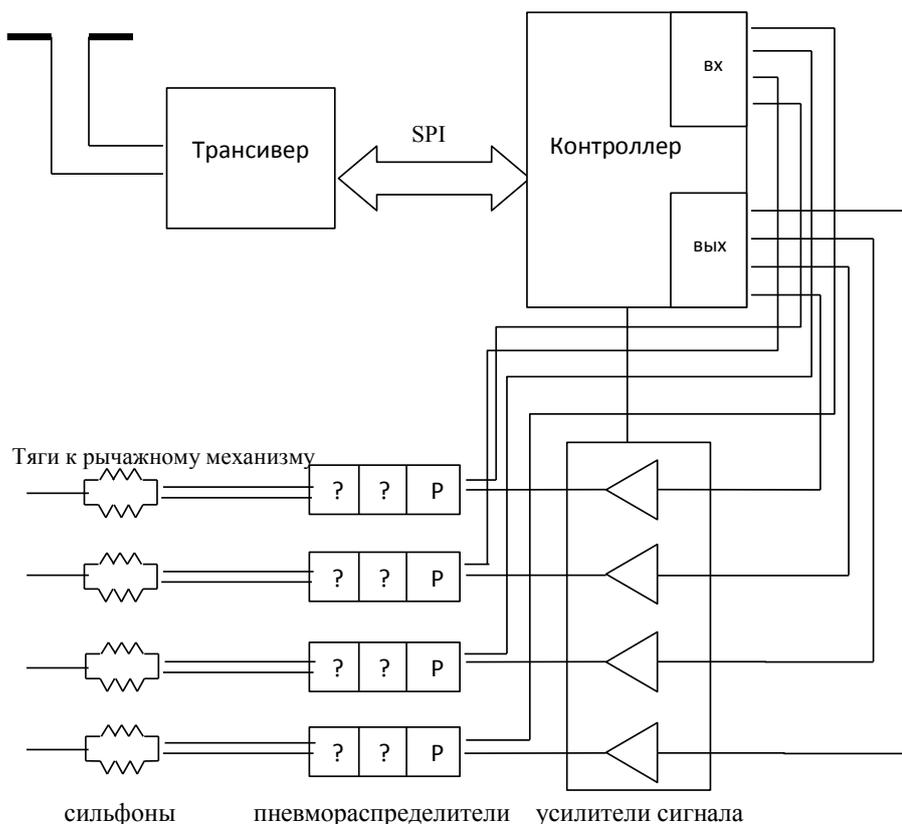
Рис. 3 Схем датчика

Функциональная схема дистанционного управления:

Устройство управления (на стельке)



Исполнительное устройство



Алгоритм работы дистанционного устройства управления

В памяти контроллеров управляющего устройств записаны частоты 100 радиоканалов и уникальный номер для идентификации.

1. Включение управляющего и исполнительного устройства
2. Управляющее устройство сканирует рабочий диапазон на наличие помех и выбирает канал для передачи
3. Управляющее устройство посылает команду исполнительному устройству перейти на выбранный канал и включить выходные усилители
4. Исполнительное устройство отправляет подтверждение приема
5. Управляющее устройство при приеме подтверждающего сигнала включает индикатор готовности к работе и начинает считывать состояние датчиков
6. При получении сигнала с датчика на стельке управляющее устройство посылает кодовый сигнал
7. Исполнительное устройство принимает сигнал и включает соответствующий пневмораспределитель, а так же посылает подтверждение приемника
8. Исполнительное устройство считывает

состояние пневмораспределителей и посылает подтверждение срабатывания привода. Если привод не сработал, то он отключается и посылается сигнал ошибки

9. Если сигнал подтверждения от исполнительного устройства не принят через заданное время, управляющее устройство меняет номер канала и подтверждает передачу

Функциональная схема управления и очувствления протеза руки с электроприводом

Управление протезом от биопотенциалов мышц

Протез управляется биопотенциалами мышц. Биопотенциалы мышц регистрируются при помощи электродов (2 электрода на сгибающую и разгибающую мышцы и 1 нулевой электрод). Электрические сигналы электродов усиливаются инструментальными усилителями. Из усиленного сигнала выделяется переменная часть, несущая информацию об интенсивности нервных импульсов, которая поступает на выпрямитель и усилитель постоянного тока. Усиленный постоянный сигнал переводится в цифровую форму встроенным АЦП микроконтроллера.

Привод протеза осуществляется коллекторным двигателем постоянного тока. Двигатель подключен к транзисторному Н

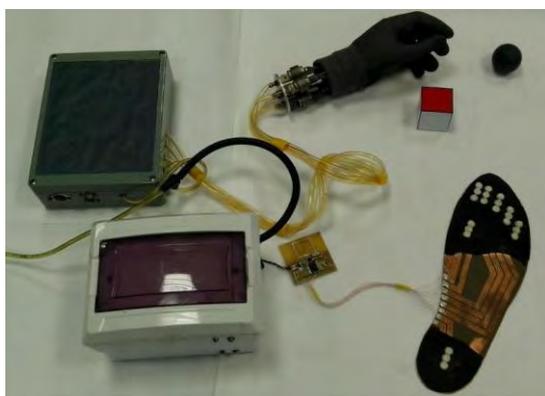
образному мосту, что позволяет менять направление и скорость вращения. Сигналы управления поступают от входов микроконтроллера. В цепь питания мостовой схемы включен шунтирующий резистор, падение напряжения на котором пропорционально току двигателя. Сигнал шунта усиливается, проходит фильтр и подается на вход АЦП микроконтроллера.

Оцифрованные сигналы биопотенциалов сравниваются с пороговым значением и при превышении подается сигнал включения двигателя. Сигналы от сгибающей и разгибающей мышц сравниваются между собой, и по результатам, выбирается направление вращения двигателя. Скорость двигателя пропорциональна амплитуде сигнала с мышц.

Обратная связь по силе сжатия кисти протеза

Бионическая обратная связь осуществляется при помощи вибрационного актуатора, установленного на браслете вместе с электродами, размещаемых на руке. Амплитуда и частота вибрации пропорциональна силам развиваемым протезом (сила сжатия кисти, поворот запястья и т.д.). Вибрационный актуатор состоит из электродвигателя, с закрепленным на нем эксцентриком, транзисторного ключа, который управляется сигналами шин (широко импульсной модуляции).

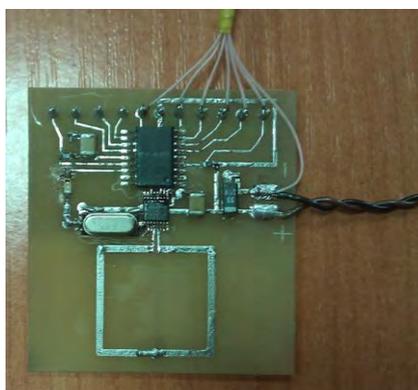
Частота и амплитуда актуатора пропорциональны значению тока двигателя привода.



Многофункциональный оцувствленный протез кисти руки, управляемый от пальцев ноги



Реализация системы дистанционного управления



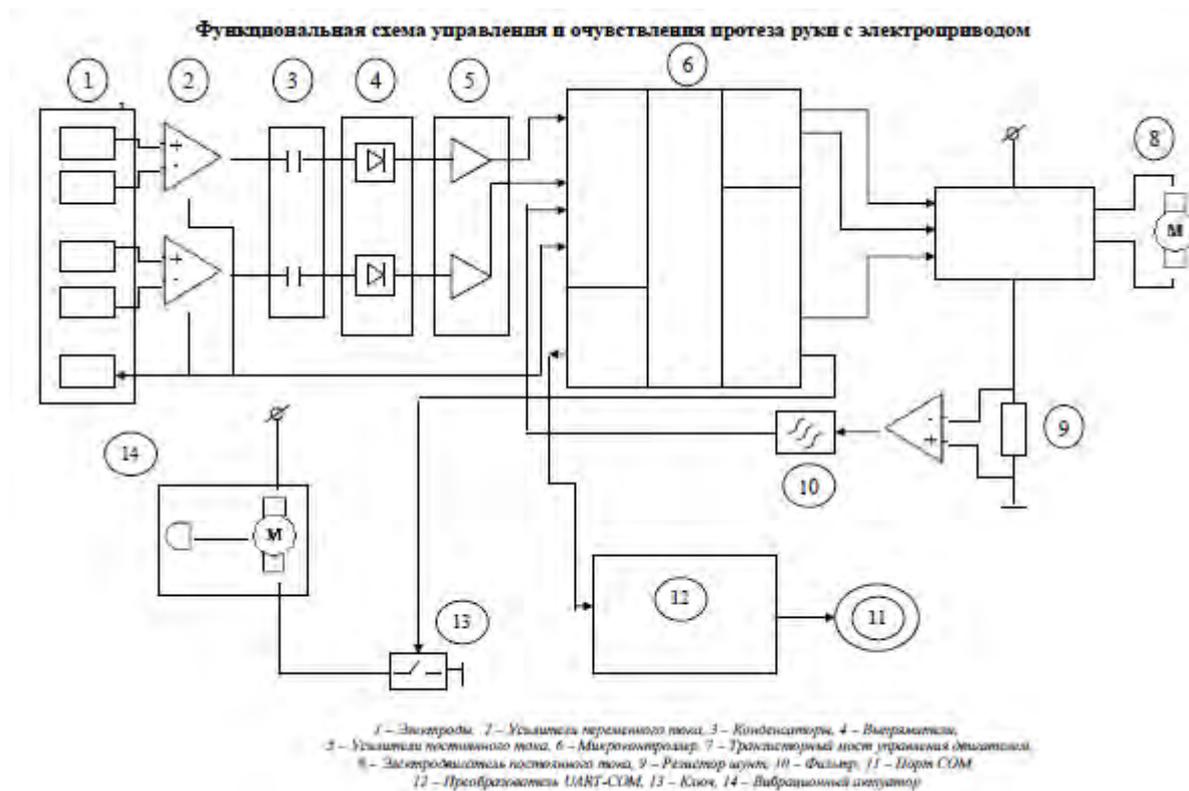
Микросхема



Источник питания



Протез кисти руки с электроприводом и оцувствлением по усилию схвата объекта



Вывод

Разработана функциональная схема и реализована система дистанционного управления протезом кисти руки, от движения пальцев ног. Изготовлена кисть протеза и элементы системы очувствления по усилию.

Список литературы

1. Воробьев Е.И. Оптимизация быстродействия пневматического манипулятора выбором моментов переключения приводов. – :Машиноведение. 1987, № 3, с.8–12.
2. Воробьев Е.И., Чижиков В.И., Михеев А. В., Крюков А.В. Пневматический протез кисти руки с управлением от пальцев ног и стопы. – Сборник трудов МГУПИ. Серия Приборостроение, мехатроника и робототехнические науки. – М: 2014, 37-44 с.

РЕАЛИЗАЦИЯ ПЛОСКО-ПАРАЛЛЕЛЬНОГО ДВИЖЕНИЯ ОБЪЕКТА ДВУРУКИМ РОБОТОМ.

Е.И. Воробьев, Д.И. Хатунцев

Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, khatountsev@mail.ru

В статье показана возможность реализации плоско-параллельного движения твердого тела при помощи двурукого робота с четырьмя степенями свободы. В качестве управляющей функции используются углы относительных поворотов звеньев.

Ключевые слова. Двурукий робот, плоско-параллельное движение, относительное манипулирование алгоритм управления.

Двурукие роботы используются при выполнении сложных рабочих операций в космосе, в океане, при работе с радиоактивными материалами и в медицине.

В последнее время двурукие роботы рассматриваются как одно из направлений

развития робототехники. Инновационный двурукий робот YiMi с широкой функциональностью для реализации сложных движений и операций является одним из примеров двуруких роботов (Рис. 1).



Рис.1 Двурукие роботы

Он может использоваться, например, в сфере сборки мелких деталей, где люди и роботы работают вместе. Безопасность совместного функционирования робота и человека заложена в систему управления робота.

Двурукие роботы позволяют осуществлять сложные относительные движения рабочих звеньев и реализовать бытовые и технологические операции, выполняемые обычно человеком с применением обеих рук.

В статье рассматривается задача реализации относительного плоско-параллельного движения рабочих звеньев плоского двурукого робота.

Постановка задачи. Заданы постоянные параметры плоского двурукого робота (рис. 2):

Задано относительное движение системы координат,

$$l_i (i = 1, 2, 3, 4); AE = l - \text{длины звеньев}$$

связанной со схватом звена 4

$C_4 x_4 y_4$, относительно системы координат схвата

$C_2 x_2 y_2$:

$$\begin{aligned} x_{C_4}^{(2)}(t) &= a(t) \\ y_{C_4}^{(2)}(t) &= b(t) \end{aligned} \quad (1)$$

Угол $\alpha(t)$ между осями Cx_2 и Cx_4 систем $C_2 x_2 y_2$ и $C_4 x_4 y_4$:

$$\alpha = \alpha(t). \quad (2)$$

Управляющими величинами в данном случае являются величины $\varphi_i(t), i = 1, 2, 3, 4$ относительного поворота смежных звеньев [1].

Выражение (1) и (2) будем считать программой относительного манипулирования.

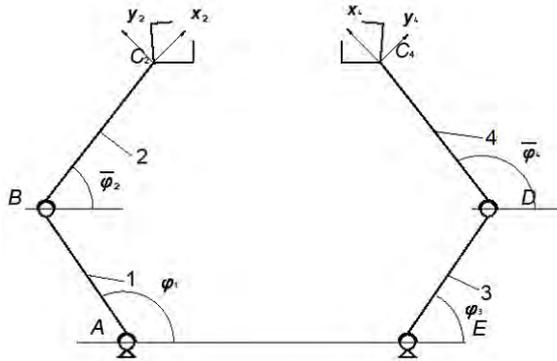


Рис. 2. Кинематическая схема плоского двурукого робота.

Найдем управляющие функции:

Через φ_2 и φ_4 обозначим углы абсолютного поворота относительно системы Axy [2].

Запишем координаты точки C_4 в неподвижной системе координат Axy с одной стороны:

$$\begin{aligned} x_{C_4} &= (l_2 + a) \cos \varphi_2 - b \sin \varphi_2 + l_1 \cos \varphi_1 \\ y_{C_4} &= (l_2 - a) \sin \varphi_2 + b \cos \varphi_2 + l_1 \sin \varphi_1 \end{aligned} \quad (3)$$

С другой стороны:

$$\begin{aligned} x_{C_4} &= l_4 \cos \varphi_4 + l_3 \cos \varphi_3 \\ y_{C_4} &= l_4 \sin \varphi_4 + l_3 \sin \varphi_3 \end{aligned} \quad (4)$$

Приравниваем (3) и (4), получим:

$$\begin{aligned} (l_2 + a) \cos \varphi_2 - b \sin \varphi_2 + l_1 \cos \varphi_1 &= l_4 \cos \varphi_4 + l_3 \cos \varphi_3 \\ (l_2 + a) \sin \varphi_2 + b \cos \varphi_2 + l_1 \sin \varphi_1 &= l_4 \sin \varphi_4 + l_3 \sin \varphi_3 \end{aligned} \quad (5)$$

Кроме того, имеем:

$$\varphi_2 - \varphi_4 = \alpha. \quad (6)$$

Уравнение (5) и (6) связывают параметры заданного относительного движения: a, b, α с управляющими функциями $\varphi_1, \varphi_2, \varphi_3, \varphi_4$ и могут быть использованы для их определения. Причем:

$$\begin{aligned} \varphi_2 &= \varphi_2 - \varphi_1 \\ \varphi_4 &= \varphi_4 - \varphi_3 \end{aligned} \quad (7)$$

Отметим, что три уравнения связывают четыре искомые функции $\varphi_i (i = 1, 2, 3, 4)$, поэтому одна из этих функций, например φ_1 , может быть постоянной.

Найдем другие управляющие функции. Определим вначале KC_4 и KN (рис. 3):

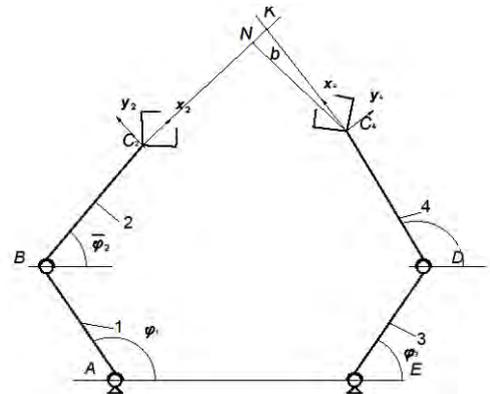


Рис. 3. Пересечение прямых рабочих звеньев в плоскости

$$\begin{aligned} \frac{b}{KC_4} &= \sin \alpha; \quad KC_4 = \frac{b}{\sin \alpha} \\ \frac{KN}{b} &= \operatorname{tg} \alpha; \quad KN = b \operatorname{tg} \alpha, \end{aligned} \quad (8)$$

где α - угол пересечения прямых рабочих звеньев в точке K

Тогда:

$$\begin{aligned} BK &= l_2 + a + b \operatorname{tg} \alpha = \bar{l}_2 \\ DK &= l_4 + \frac{b}{\sin \alpha} = \bar{l}_4 \end{aligned} \quad (9)$$

Далее можно найти величину BD через известные величины:

$$BD = \left[\bar{l}_2^2 + \bar{l}_4^2 - 2\bar{l}_2\bar{l}_4 \cos \alpha \right]^{1/2} = l_{23}. \quad (10)$$

Запишем расстояние BD также следующим образом:

$$(x_B - x_D)^2 + (y_B - y_D)^2 = l_{23}^2, \quad (11)$$

где:

$$\begin{aligned} x_D &= l_4 \cos \varphi_3 \\ y_D &= l_4 \sin \varphi_3 \end{aligned}$$

Подставив x_D и y_D в (11), получим:

$$\frac{b}{KC_4} = \sin \alpha; \quad KC_4 = \frac{b}{\sin \alpha}$$

$$\frac{KN}{b} = tg\alpha; \quad KN = btg\alpha, \quad (8)$$

где α - угол пересечения прямых рабочих звеньев в точке K

Тогда:

$$\begin{aligned} BK &= l_2 + a + btg\alpha = \bar{l}_2 \\ DK &= l_4 + \frac{b}{\sin\alpha} = \bar{l}_4 \end{aligned} \quad (9)$$

Далее можно найти величину BD через известные величины:

$$BD = \left[\bar{l}_2^2 + \bar{l}_4^2 - 2\bar{l}_2\bar{l}_4 \cos\alpha \right]^{1/2} = l_{23}. \quad (10)$$

Запишем расстояние BD также следующим образом:

$$(x_B - x_D)^2 + (y_B - y_D)^2 = l_{23}^2, \quad (11)$$

где:

$$x_D = l_4 \cos\varphi_3$$

$$y_D = l_4 \sin\varphi_3$$

Подставив x_D и y_D в (11), получим:

$$\begin{aligned} (x_B - l_3 \cos\varphi_3)^2 + (y_B - l_3 \sin\varphi_3)^2 &= l_{23}^2 \\ x_B^2 + l_3^2 \cos^2\varphi_3 - 2x_B l_3 \cos\varphi_3 + y_B^2 + l_3^2 \sin^2\varphi_3 - 2y_B l_3 \sin\varphi_3 & \\ A \cos\varphi_3 + B \sin\varphi_3 = x_B^2 + y_B^2 + l_3^2 - l_{23}^2 = C \end{aligned} \quad (12)$$

где:

$$A = 2x_B l_3$$

$$B = 2y_B l_3$$

$$C = x_B^2 + y_B^2 + l_3^2 - l_{23}^2$$

Заменим:

$$\cos\varphi_3 = \frac{1 - tg^2 \frac{\varphi_3}{2}}{1 + tg^2 \frac{\varphi_3}{2}},$$

$$\sin\varphi_3 = \frac{2tg \frac{\varphi_3}{2}}{1 + tg^2 \frac{\varphi_3}{2}}$$

Обозначим:

$$\varphi_3 = \beta$$

Получим:

$$A \begin{bmatrix} \frac{1 - tg^2 \frac{\beta}{2}}{2} \\ \frac{1 + tg^2 \frac{\beta}{2}}{2} \end{bmatrix} + B \begin{bmatrix} \frac{2tg \frac{\beta}{2}}{2} \\ \frac{1 + tg^2 \frac{\beta}{2}}{2} \end{bmatrix} = C \begin{bmatrix} 1 + tg^2 \frac{\beta}{2} \end{bmatrix} \quad (13)$$

$$A - Atg^2 \frac{\beta}{2} + B2tg \frac{\beta}{2} = C + Ctg^2 \frac{\beta}{2}$$

$$tg^2 \frac{\beta}{2} (C + A) + 2Btg \frac{\beta}{2} + (A - C) = 0$$

или

$$A_1 x^2 + B_1 x + C_1 = 0,$$

где:

$$A_1 = A + C$$

$$B_1 = 2B$$

$$C_1 = A - C$$

Откуда:

$$x = \frac{-b \pm \sqrt{b^2 - 4ac}}{2a},$$

где:

$$a = A_1; b = B_1; c = C_1$$

Таким образом, находим $\beta = \varphi_3$.

Далее определим углы φ_2 и φ_4 относительного поворота звеньев 1-2 и 3-4. Из треугольника BKD рисунка 4 найдем α_2 и α_4 :

$$\begin{aligned} \frac{\sin\alpha}{\sin\alpha_2} = \frac{BD}{KD} &\rightarrow \sin\alpha_2 = \sin\alpha \frac{KD}{BD} \\ \frac{\sin\alpha}{\sin\alpha_4} = \frac{BD}{BK} &\rightarrow \sin\alpha_4 = \sin\alpha \frac{BK}{BD} \end{aligned} \quad (14)$$

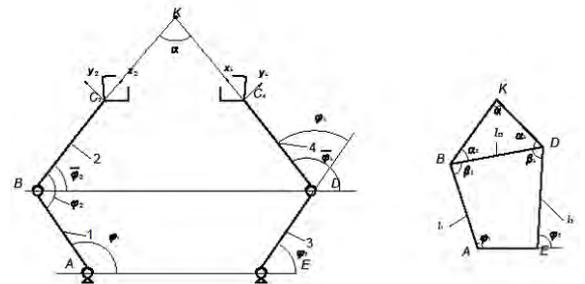


Рис. 4. Схема углов относительного поворота двурукого робота.

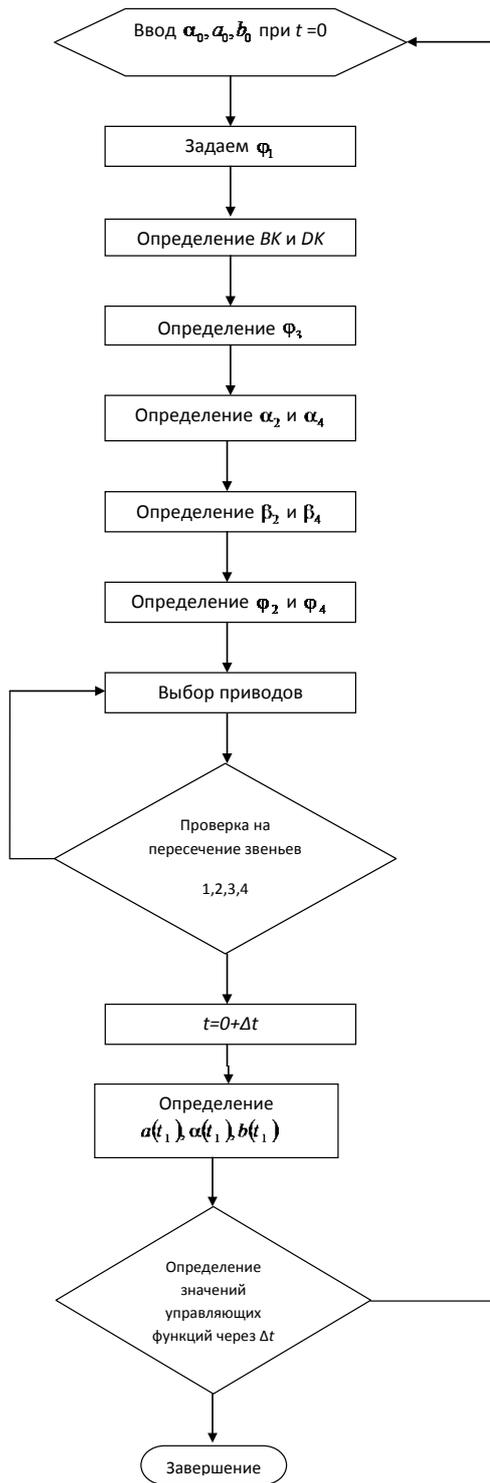
Зная углы φ_1 и φ_3 , найдем углы β_2 и β_4 (рис. 4):

$$\cos\beta_2 = \frac{l_1^2 + l_{23}^2}{2l_1 l_{23}} \quad (15)$$

$$\cos\beta_4 = \frac{l_{23}^2 + l_3^2}{2l_3 l_{23}}$$

Из этого следует, что:

$$\begin{aligned} \varphi_2 &= \alpha_2 + \beta_2 \\ \varphi_4 &= \alpha_4 + \beta_4 \end{aligned} \quad (16)$$



Алгоритм управления плоско-параллельного движения

Выводы

Получены выражения, связывающие программу относительного движения манипуляторов с относительными углами поворота – управляющими функциями.

Построен алгоритм управления плоско-параллельного движения.

Список литературы:

1. Глазунов В.А., Ласточкин А.Б., Шалохин К.А., Данилин П.О. К анализу и классификации устройств относительного манипулирования. Проблемы машиностроения и надежности машин. - 2009. - № 4. - С. 81-85.
2. Воробьев, Е. И., Механика промышленных роботов. Кинематика и динамика / Е. И. Воробьев, С. А. Попов, Г. И. Шевелева ; под ред. К. В. Фролова, Е. И. Воробьева. – М. : Высшая школа, 1988. – 304 с.

НОВЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ МЕТОДА ИНСТРУМЕНТАЛЬНОГО ИНДЕНТИРОВАНИЯ ПРИ ИССЛЕДОВАНИИ ТОПОКОМПОЗИТОВ

Н.А. Воронин

Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия; voroninn@imash.ru

Предложены новые оригинальные методы расчета ряда характеристик поверхности топокомполитов с использованием результатов процесса инструментального индентирования и новой модели, основанной на модифицированной контактной задаче Герца.

Ключевые слова. Тонкие покрытия, топокомполиты, инструментальное индентирование, твердость, модуль упругости.

New original methods of calculating the number of surface characteristics topokompozitov using the results of instrumental indentation are offered.

Keywords. Thin coatings, topocomposites, instrumental indentation, hardness, modulus of elasticity.

Введение

Современные технологии получения защитных покрытий обеспечили получение поверхностных слоев (покрытий) малой толщины для различных областей применений. Прогноз работоспособности и триботехнических свойств поверхностей трения с защитными покрытиями в значительной степени облегчается при наличии знаний о физико-механических характеристиках материала покрытия и поверхностной слоистой системы (топокомполита) в целом. Для поверхностей триботехнического назначения твердость и модуль упругости являются двумя ключевыми характеристиками. Метод инструментального индентирования широко используется для оценки характеристик материала на основе анализа и интерпретации диаграммы «нагружение – перемещение индентора». Для тонких упрочняющих покрытий применение метода инструментального индентирования связано со значительными трудностями. Этот недостаток постепенно преодолевается постоянным совершенствованием методик выполнения измерений, применением метода конечных элементов к описанию напряженно-деформированного состояния материала под вершиной индентора, созданием новых физических моделей деформирования слоистых и гетерогенных систем.

Цель работы

Целью данной работы является расширение возможностей метода инструментального индентирования для оценки ряда характеристик поверхностей трения, упрочненных тонкими защитными покрытиями.

Методы решения

Поставленная в работе цель достигается в результате использования основных положений разработанной в работах [1-3] модели контактного взаимодействия сферического индентора с поверхностью упругопластичной слоистой системой,

имитирующей упрочненную тонким защитным покрытием твердую поверхность. Модель основана на модифицированной задаче Герца, учитывающей истинную эпюру контактного давления при взаимодействии сферы с упрочненной поверхностью. Результатом решения математической модели являются аналитические выражения, описывающие изменения деформационно-силовых параметров контакта ряда эффективных характеристик поверхности слоистой системы в зависимости от глубины внедрения индентора, усилия нагружения, геометрии контакта и комплекса, характеризующего соотношение упругих и пластических свойств компонентов слоистой системы. Экспериментальная кривая нагружения, получаемая методом инструментального индентирования, используется в полученных теоретических аналитических зависимостях для расчета требуемых характеристик поверхности в целом и компонентов в отдельности.

Результаты и обсуждение

В соответствии с ранее проведенным автором анализом механики контактного взаимодействия жесткого сферического индентора с плоской поверхностью топокомполита [1,2] была получена аналитическая зависимость для определения эффективной (композиционной) твердости топокомполита:

$$H_c = H_0 \cdot \frac{(\bar{\Phi})^{\frac{1}{2}}}{(\Phi)^{\frac{2}{3}}}, \quad (1)$$

где $\bar{\Phi}$ - предельный упруго-геометрический параметр, диапазон существования которого $1 \leq \bar{\Phi} \leq K^2 Y^2$; Φ - упруго-геометрический параметр, диапазон существования которого $1 \leq \Phi \leq K^{\frac{2}{3}}; Y = \frac{\sigma_{T1}}{\sigma_{T0}}; K = \frac{K_1}{K_0}; K_0 = \frac{1-\mu_0^2}{E_0}; K_1 = \frac{1-\mu_1^2}{E_1}$.

Предельный упруго-геометрический параметр $\bar{\Phi}$ определяются отдельно для трех областей существования толщины покрытия: $\bar{\Phi} = M_i \cdot (\Phi)^3$, где

- $M_I = 1$ для малой толщины; $M_{II} = (0,31 \cdot T_k^{-1})^2$ - при средней толщине; $M_{III} = Y^2$ - для большой толщины покрытия. (Более подробно обозначения - см. работу [2]).

Из сопоставления геометрии отпечатков от пирамиды и сферы, при измерении твердости, получаем выражение, связывающее изменение нагрузки на пирамиду с глубиной внедрения индентора в топокомпозит:

$$P_c = \frac{HV_0}{\theta} \cdot h^2 \cdot \left(\frac{s}{h}\right)^2 \cdot \left(\Phi_i \left\{\frac{s}{h}\right\}\right)^{\frac{3}{2}} \cdot \left(\Phi \left\{\frac{s}{h}\right\}\right)^{\frac{3}{2}}$$

В графическом виде для одного конкретного варианта топокомпозита полученная выше аналитическая зависимость изменения поверхностной твердости однослойного топокомпозита от глубины внедрения пирамидального индентора в поверхность представлена на рис. 1. Там же приведены кривые, отражающие зависимость «нагрузка – глубина внедрения» для однородных компактных материалов с характеристиками, соответствующими материалу основы и покрытия.

Для топокомпозита выражение (1) для второй области изменения поверхностной твердости от глубины внедрения будет после преобразования имеет следующий вид:

$$\frac{H_c}{H_0} = T_k \cdot \frac{(\Phi_i)^{\frac{1}{2}}}{(\Phi)^{\frac{3}{2}}} = T_k \cdot \frac{[M_i \cdot (\Phi)^{\frac{1}{2}}]^{\frac{1}{2}}}{(\Phi)^{\frac{3}{2}}} = T_k \left\{ \frac{h}{a_c^{kp}} \right\}, \quad (2)$$

где параметр T_k зависит только от величины $\frac{h}{a_c^{kp}}$. Важно отметить, что величина твердости во

второй области изменения толщины покрытия зависит от твердости основы и упругих свойств материала покрытия. То есть, предсказать по этой величине твердость материала покрытия физически не представляется возможным. Поэтому эту зависимость предлагается использовать для определения композиционного и истинного значений модуля упругости.

Было проведено сравнение результатов расчета модуля Юнга покрытия, с использованием выражения (2), с результатами экспериментальных исследований микротвердости покрытий. Экспериментальные данные взяты из статьи D. Chicot, J. Lesage. Thin Solid Films, 254(1995), 123. Покрытие TiN толщиной 2,5 мкм наносилось на основу из инструментальной стали. Физико-механические характеристики инструментальной стали следующие: $E_0=200$ ГПа, $H_0=5700$ МПа. Модуль Юнга для нитрида в работе был принят равным $E_1=600$ ГПа.

Теоретические расчеты дали значение модуля упругости материала покрытия равное 540 ГПа, что говорит о хорошем совпадении (погрешность составляет величину ~ 10%) .

Невозможность расчета истинной твердости из результатов экспериментального исследования

характера деформирования (показанная в работе [2]), имеющего место во второй области изменения твердости от глубины внедрения индентора в слоистое тело, приводит к необходимости принятия объективной процедуры установления истинной твердости покрытия на основе инструментального индентирования. Методическое решение этого вопроса осуществляется путем прове-

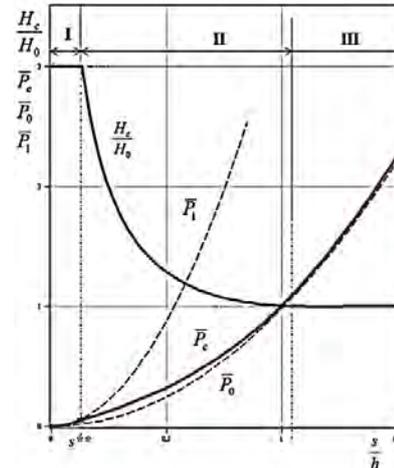


Рис. 1. Зависимости усилия внедрения в топокомпозит с параметрами $K=0,5$ и $Y=3$ и в однородные компактные материалы с характеристиками, соответствующими материалу покрытия и основы, а также композиционной твердости топокомпозита от глубины внедрения пирамиды Виккерса

дения экспериментальных исследований твердости на третьем участке изменения твердости от глубины внедрения в диапазоне глубин внедрения, близких к значению критической глубины внедрения s^{**} (см. рис. 1), построению тренда изменения значений твердости с уменьшением глубины внедрения и продления линии тренда до пересечения ее с осью ординат, характеризующей значения твердости в задаваемом при данном исследовании масштабе.

Таблица. Значения предельных глубин внедрения пирамидального индентора, характеризующих границу существования истинной твердости материала покрытия

K	0,5		0,25	
Y	3	6	3	6
s^{**}	0,13	0,044	0,2	0,08

где E_0, E_1 – модули упругости материала основы и покрытия, соответственно; $\sigma_{T_0}, \sigma_{T_1}$ – значения предела текучести материала основы и покрытия, соответственно; s, h – глубина внедрения индентора в поверхность с покрытием и толщина покрытия, соответственно.

Важным вопросом при построении даже линейной аппроксимации твердости на третьем участке является определение предельных глубин внедрения индентора, выше которых проявляется влияние материала основ. Полученные аналитические зависимости (см. работы [1,2]) позволяют теоретически рассчитать значения максимальных (предельных) глубин внедрения, при которых экспериментальные данные по твердости можно

относить к области существования истинной твердости покрытия. Результаты расчета приведены в таблице.

Из таблицы наглядно видно, что эмпирическое правило, постулирующее необходимость измерения твердости при глубинах внедрения не

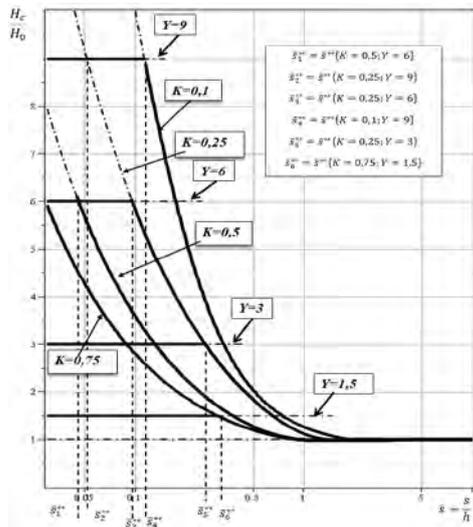


Рис. 2. Номограмма определения предельной глубины внедрения индентора s^{**} , обеспечивающая измерение истинной твердости покрытия

более 1/10 часть толщины покрытия, не является константой. В частности показано, что упругие и пластические свойства материала покрытия разнонаправлено влияют на величину критического внедрения и, следовательно, ширину области существования твердости слоистых тел, внутри которой возможно определение значения истинной твердости покрытия. Так, при повышении модуля Юнга материала покрытия (при одинаковых значениях коэффициента Пуассона) ширина области увеличивается; при увеличении величины твердости материала покрытия ширина области уменьшается.

Для измерения истинной твердости, предлагается использовать набор экспериментальных данных из третьей области существования эффективной твердости. Для широкого диапазона возможных значений твердости и модуля упругости материала покрытия построена номограмма определения предельных значений глубины внедрения жесткого пирамидального индентора в слоистое полупространство (рис. 2).

Решение в работе [3] упругопластической контактной задачи с использованием метода переменных параметров упругости позволяет рассчитать значение теоретической твердости поверхности топокомпозита во всем возможном диапазоне изменения толщины покрытия топокомпозита по заранее известным значениям твердости материала основы, модулей упругости, и закона деформационного упрочнения материала основы топокомпозита.

На рис. 3 приведены зависимости изменения композиционной твердости приповерхностного объема двухслойного упругопластического твердого тела с параметрами $K=0,5$ $Y=4$ при внедрении в его поверхностный слой жесткого пирамидального индентора. Из анализа полученных результатов видно, что теоретическая композиционная твердость упругопластического (упрочняемого) топокомпозита (см. кривую 3 на рис. 3) практи-

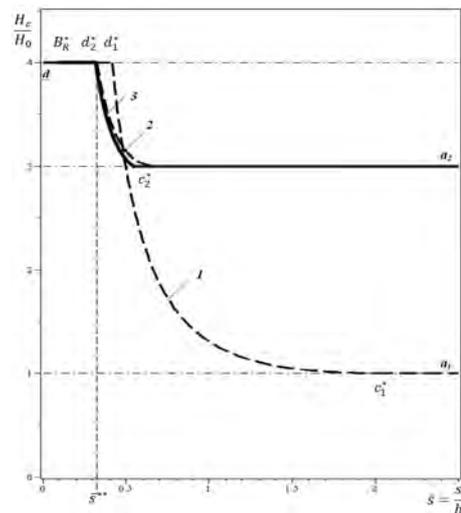


Рис. 3. Зависимости композиционной твердости приповерхностного объема для ряда топокомпозитов от глубины внедрения: 1,2 – жесткопластичное двухслойное тело с параметрами $K=0,5$; $Y=4$ (1) и $K=0,5$; $Y=1,33$ (2); 3 – упругопластичное двухслойное тело с

чекски совпадает с теоретической композиционной твердостью, рассчитываемой для упругого жесткопластичного слоистого тела (см. кривую 2 на рис. 3) во всем диапазоне исследуемых глубин внедрения.

Показатель упрочнения m материала основы и материала покрытия можно рассчитать, решая обратную задачу с использованием теоретической модели контактного взаимодействия пирамидального индентора с упругопластичным деформационно упрочняемым слоистым телом (см. рис. 3).

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки, Соглашение №14.607.21.0040 от 22.07.2014 г., проект RFMEFI60714X0040

Список литературы

1. Воронин Н.А. Топокомпозиционные материалы триботехнического назначения: определение, получение, материалы, особенности механики контактного взаимодействия. Трение и смазка в машинах и механизмах. 2008, №5, с. 17-32.
2. Voronin N. A., Composite and Real Hardnesses of Thin Coatings. Advanced Materials Research. Vols. 560-561 (2012). pp 803-808.
3. Воронин Н.А. Механика контактного взаимодействия жесткой сферы с упругопластичным топокомпозитом. Физика и механика материалов, 2015, т. 22, № 1, с. 22-29.

ОЦЕНКА ИННОВАЦИОННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЗАГОТОВОК ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ И СТАЛЕЙ ДЛЯ ПОЛЫХ ВАЛОВ ГАЗОТУРБИНЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ

Л.В. Гаврилина, Д.Л. Раков, Р.Ю. Сухоруков

Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия; rdl@mail.ru

В работе рассматривается применение морфологического подхода для анализа новых технических решений и технологий в условиях неопределенности. Производится последовательно создание морфологической таблицы для полых валов газотурбинных двигателей с последующей оценкой всех вариантов расположенных в ней, генерацией, кластеризацией альтернатив с последующим анализом и выбором.

Ключевые слова: *Инновационные технологии, полые валы, машиноведение, морфологический подход, технические решения, экспертные оценки*

Цель

Огромное число факторов конструктивного, технологического, эксплуатационного и экономического характера, влияющих на процесс создания новой техники, предопределили необходимость использования системного анализа и синтеза при проектировании технических систем (ТС) [1,2]. К числу основных задач в развитии авиастроения относится производство ответственных компонентов – дисков, валов, колец и т.д. для газотурбинных двигателей (ГТД) [3]. Полые валы в ГТД работают в агрессивных средах при высокой температуре и высоких механических нагрузках. Поэтому их изготавливают из современных жаропрочных сплавов и сталей на основе никеля, железа и титана. В последнее время большой интерес вызывает также изготовление комбинированных деталей типа «вал-диск», в том числе из интерметаллидных сплавов, отличающихся высокой удельной прочностью. Полые вала могут быть изготовлены при помощи ряда различных технологий. Выбор технических решений и технологий является предметом исследования.

Используемый подход

Одной из особенностей первых этапов создания объектов техники является необходимость исследования большого числа вариантов технических решений. Как правило, улучшение одного параметра за счет перераспределения ограниченных ресурсов приводит к ухудшению других, поэтому необходимо постоянное сопоставление вариантов. Чем больше вариантов анализируется, тем качественнее исследование и больше уверенность в достижении поставленной цели. По этой причине выбор и рассмотрение альтернативных вариантов – очень важная задача процесса проектирования [1]. Ошибка в исходных позициях не может быть в дальнейшем исправлена ни совершенством расчетных моделей,

ни экспериментом. Вместе с тем очевидно, что чем шире исследуемая область возможных ТР, тем больше трудоемкость проектных работ. Проработка каждого варианта требует большого объема сложных работ. Как правило, детально проработано может быть лишь ограниченное число вариантов. Чтобы это ограниченное множество было представительным, нужно, с одной стороны, строить его на основе большого числа вариантов с помощью упрощенных методик, доступных широкому кругу специалистов. Это следует выполнять на ранних стадиях проектирования. С другой стороны, результаты исследований по детально проработанным вариантам должны позволять делать суждения не только о конкретном варианте, но и о некоторой области возможных решений.

В инженерной практике обычно отсутствуют способы, позволяющие по условиям технического задания сразу же выбрать оптимальное техническое решение. Поэтому процесс разработки носит итеративный характер. Вначале разработчик определяет некоторое множество альтернатив, к которому принадлежит проектируемая система, а затем пытается его сузить, опробовать несколько технических решений, и выбрать то, которое является наиболее рациональным. Так, Крайнев А.Ф. констатирует, что «нельзя останавливаться на варианте схемы, компоновки, геометрии элементов, даже если на первый взгляд этот вариант представляется лучшим» [4]. Предметом поиска является достижение некоторых компромиссных уровней для ряда противоречивых критериев. Последовательность вычислительных операций для нахождения оптимума в алгоритме проектного расчета отображается целевой функцией. Эта функция не соответствует основным требованиям теоретических методов оптимизации, так как она разрывна; не всегда может быть определена; существует в операторной записи; не базируется на аналитических выражениях; не дифференцируема;

не унимодальная; не сепарабельна и не аддитивна. Особенностью является также то, что невозможно аналитически моделировать гиперповерхность целевых функций и прогнозировать их изменение на шаге приращения переменных [5]. Вместо шагового продвижения в пространстве признаков используются зональные исследования с использованием кластеров.

Для оценки вариантов при помощи экспертных оценок составлена морфологическая таблица (МТ) [2,6,7]. Любой набор элементов всех признаков (по одному из каждой строки морфологической таблицы) представляет собой возможный вариант технологии изготовления полых валов ГТД. В качестве основных признаков выбраны - технологический процесс подготовки материала заготовки, структура материала заготовки, скорость деформации и т. д. Мощность морфологического множества равна 1728 вариантов. Для уменьшения размерности МТ вводились критерии, по которым проводилась оценка. В дальнейшем каждой альтернативе проставлялись балльные оценки по каждому критерию. Были сгенерированы 480 вариантов и отобрано 120 для дальнейшей кластеризации. Все варианты были рассчитаны на меру сходства. Из 120 сгенерированных и отобранных вариантов были сформированы 18 кластеров, содержащих похожие технические решения (рис. 1).

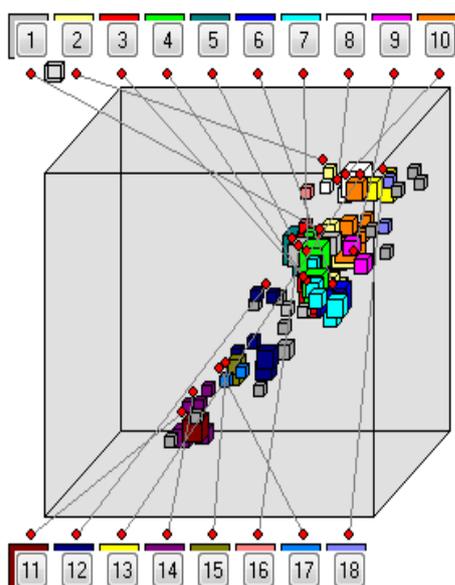


Рис.1 Расположение кластеров в морфологическом поле решений

Опорные варианты 5 и 7 с оценками 0,88 и опорный вариант 6 с оценкой 0,90 относятся к кластеру 12 (рис.2,3) и характеризуются высоким техническим уровнем, а также относительно низкими затратами при изготовлении. Специфической особенностью варианта 6 является выполнение заготовки методом плазменного распыления и спекания в газостате, что

обуславливает применение мощных прессов и дорогостоящей оснастки, что является ограничением при выборе технологии. В данном кластере находится также конвергентный вариант 4 по критерию 3 – «Стоимость заготовки ГТД», следовательно, и остальные варианты кластера характеризуются относительно низкой стоимостью. Помимо вариантов 5 и 7 интерес представляет также синтезированный вариант 2, анизотропную заготовку которого получают прессованием из гранул.

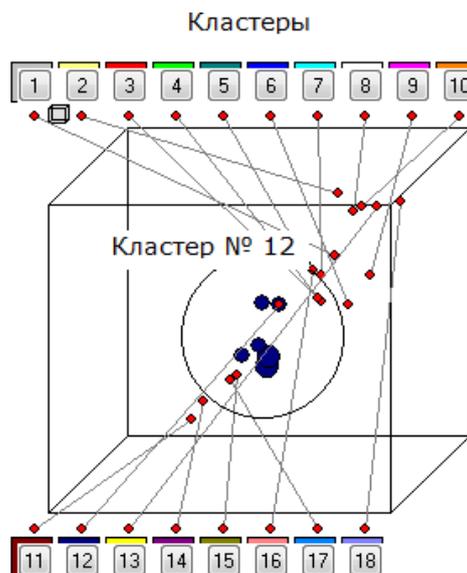


Рис. 2. Расположение кластера 12 в морфологическом поле решений

Кластер № 12

Номер варианта	Альтернативы						Оценка		
	1	2	3	4	5	6	Сходство		
1		2	3	4	2	1	2	0.64	0.93
2		1	2	1	4	2	4	0.88	0.87
3		3	2	4	2	1	3	0.76	0.83
4	3	1	1	2	4	3	2	0.94	0.87
5	1	1	3	4	3	3		1.11	0.88
6	2	2	3	3	2	4		0.82	0.90
7	1	1	3	3	3	3		1.05	0.88

Рис. 3. Варианты решений 12-го кластера

Выводы

Предлагаемый подход дает уточнение и упорядочение структуризации решаемой задачи. При этом повышается степень обоснованности принимаемого решения и расширяется множество вариантов, среди которых производится выбор, что дает возможность повысить качество (технический уровень) разрабо-

тываемых ТС.

В заключение можно сделать следующие выводы:

- ▲ Предложенный подход позволяет качественно рассмотреть большое количество альтернативных технических решений и с учетом ограничений выбрать наиболее рациональные решения, находящиеся вблизи опорных ТС.
- ▲ Целесообразность разработки методов структурного синтеза не вызывает сомнений, поскольку в дополнение к эффекту, получаемому от решения задач параметрической оптимизации, может быть получен не меньший эффект за счет расширения (на порядок и более) множества рассматриваемых ТР.
- ▲ На ранних этапах подход позволяет проводить поиск инновационных технических решений, формировать кластеры вариантов, генерировать множество рациональных вариантов и осуществлять выбор и оценку ТР для последующего моделирования.
- ▲ На базе предложенного подхода проведена оценка технологий и оборудования для изготовления заготовок длинномерных полых валов газотурбинных двигателей из жаропрочных никелевых и титановых сплавов. Общее число возможных технологических решений в МТ составляет 1728 вариантов, часть которых была синтезирована с последующим критериальным отбором и группировкой в кластеры и анализом. Исследуемые варианты обладают высокими оценками, что позволяет сделать заключение о высоких технико-экономических показателях ТР.

Рассматриваемые технологии являются современной альтернативой применяемых в настоящее время при изготовлении валов не только на предприятиях в России, но в зарубежных компаниях. Основные качественные показатели — это существенное повышение коэффициента использования дорогостоящего металла до уровня 0.5-0.6, качества изделия за счет повышения механических свойств на 20-30%, снижения трудоемкости, мощности деформирующего оборудования и металлоемкости инструмента.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки России, в рамках реализации федеральной целевой программы «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014 - 2020 годы» (соглашение № 14.604.21.0091 от 08 июля 2014 г., уникальный идентификатор проекта RFMEFI60414X0091).

Список литературы

1. Джонс, Дж. К. Методы проектирования - М.: Мир, 1986. – 326 с.
2. Раков Д.Л. Структурный анализ и синтез новых технических систем на базе морфологического подхода. - М.: - URSS, 2011, - 160 с.
3. Utyashev F. Z., Sukhorukov R. U., Nazarov A.A., Potekaev A.I. The Values of Strain Components and Their Role in Formation of Ultrafine-Grained and Nanosized Structure in Materials by Means of Severe Plastic Deformation. - Russian Physics Journal, January. 2015, No. 1 pp. 64-71
4. Крайнев, А. Ф. Идеология конструирования. М.: Машиностроение, 2003, - 384 с.
5. Мишин В. П., Осин М. И. Введение в машинное проектирование летательных аппаратов. М.: Машиностроение, 1978, 128 с.
6. Раков Д.Л., Синев А.В. Структурный анализ новых экологических систем на базе морфологического подхода в условиях неопределенности / Проблемы машиностроения и автоматизации, № 3, 2014, с. 61-67.
7. Rakov, D. Structure synthesis of prospective technical systems [Текст] / D. Rakov, A. Timoshina // IEEE Aerospace and Electronic Systems Magazine. - : Feb. 2010. - Volume: 25 -Issue: 2. - P. 4 — 10.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВАРИАБЕЛЬНОСТИ ГОТОВНОСТИ СИСТЕМ УГОЛЬНО-ДОБЫВАЮЩЕГО ЭКСКАВАТОРА НА ОСНОВЕ БУТСТРЕП-МОДЕЛИРОВАНИЯ

¹Гадолина И.В., ²Папич Л., ³Зайнетдинов Р.И.

¹ ИМАШ РАН, Москва, Россия; gadolina@mail.ru

² Исследовательский центр управлением качеством и надежностью, Чачак, Сербия

³ Московский государственный университет путей сообщения, Москва, Россия

Статистический бутстреп - один из методов ресамплинга с интенсивным использованием ЭВМ. Метод был применен к задаче исследования вариабельности коэффициента готовности K_g , который является комплексным показателем надежности восстанавливаемых систем. Рассмотрены системы угольно-добывающего экскаватора..

Ключевые слова: надежность, экскаваторы, готовность, бутстреп

Надежность и контроль технического состояния угольно-добывающего оборудования является важной научно-практической задачей. Сокращение простоев оборудования имеет большое значение, в том числе с позиции охраны окружающей среды. Было проведено подробное исследование надежности систем угольно-добывающего экскаватора производства Германия. Анализ показал, что хотя надежность системы в целом удовлетворяет предъявляемым требованиям, существует ряд проблем, в частности, методического характера, возникающих при исследовании показателей готовности систем угольно добывающего экскаватора.

Исследуемые изделия являются восстанавливаемыми, ремонтируемыми. При наблюдениях фиксировалось время нахождения системы в работоспособном состоянии t_i и время восстановления τ_i , т.е. то время, в течение которого система находилась в ремонте. Имеющиеся данные позволили оценить коэффициент готовности K_g , который представляет собой отношение времени исправной работы к сумме времен исправной работы и вынужденных простоев объекта, взятых за один и тот же календарный срок.

Таблица. Краткое описание подсистем экскаватора

Обозначение системы	Число отказов в подсистеме	Коэффициент готовности K_g	Средняя наработка на отказ, час
МКМ	190	0,99877	1560
МКК	13	0,999958	22540
MDS	9	0,999967	35450
МТВ	61	0,999914	6664
МТМ	118	0,9997116	2545
NCK	4	0,999992	75277

Коэффициент готовности оценивался по формуле:

$$K_g = \frac{\sum_{i=1}^n t_i}{\sum_{i=1}^n t_i + \sum_{i=1}^{n-1} \tau_i}$$

где t_i - время i -той наработки на отказ, τ_i - время восстановления после i -того отказа, n - общее число отказов.

Коэффициент готовности относится к комплексным показателям надежности восстанавливаемых систем. ГОСТ 27.002-89 «Надежность в технике» определяет коэффициент готовности как вероятность того, что объект окажется в работоспособном состоянии в произвольный момент времени, кроме планируемых периодов, в течение которых применение объекта по назначению не предусматривается. Эксплуатационные значения коэффициента готовности являются функциями времени $K_g = f(t)$, которые имеют колебательный характер $1/t$. При этом могут иметь место провалы ниже стационарных нормированных в техническом задании значений K_g . Пример функции готовности $K_g = f(t)$ для подсистемы МТМ показан на Рис.1.



Рис.1. Функция готовности $K_g=f(t)$ для системы МТМ

Видно, что стабилизация функции готовности наступает примерно после 10 отказа, приближаясь к приемлемой величине 0,9995. Видно, что в начале графика имеют место значительные колебания в силу отклонений случайных величин t и τ , но с увеличением интервала наблюдений значение $K_g=f(t)$ стабилизируется.

Коэффициент готовности следует рассматривать как показатель, отражающий сопряжение и взаимодействие крупных систем, ремонтно-подготовительных работ и эксплуатации, оценки вероятности восстановления горной техники, в т.ч. экскаваторов в работоспособное состояние. Оценивать составляющую долю работы следует на достаточно большом временном интервале, содержащем отказы и восстановления. При этом интерес представляет исследование изменчивости $K_g/2/$.

Поскольку не разработано классических статистических методов для исследования изменчивости коэффициента готовности, для этой цели был применен статистический метод бутстреп /3/, относящийся к методам ресамплинга с интенсивным использованием ЭВМ. Идея бутстреп такова. В распоряжении исследователя имеется только один набор данных. (В нашем случае это шесть наборов для шести подсистем, перечисленных в таблице). При вычислении статистики K_g по данным, известна только одна эта статистика- информация об изменчивости не известна. По определенным правилам бутстреп создает большое число наборов данных, по которым представляется возможным судить об изменчивости K_g . По каждому набору бутстреп-выборок вычисляется интересующая статистика K_g для каждой из подсистем. Таким образом получается распределение статистик.

На рис. 2 показаны распределения бутстреп-статистик K_g для шести подсистем в соответствии с таблицей .

Из рассмотрения графиков на Рис.2 видно, что распределения имеют ассиметричный характер со сдвигом вправо. Это означает отрицательно скошенное распределение. Среднее значение локализуется справа от центра размаха. Как правило, данная форма распределения реализуется когда правое значение недостижимо /4/. И это действительно так. Значение $K_g=1$ (физический предел) не может быть реализовано в силу наличия вероятности отказа элементов.

Для отрицательно скошенных распределений необходимо спрогнозировать влияние маргинальных значений на длинном левом «хвосте» на показатели качества. Низкие значения K_g , например, для системы МКМ $\min(K_g)=0,997$, что может оказаться критичным для системы в целом. Поэтому следует обратить особое внимание на работу именно этой подсистемы.

Основные параметры бутстреп-распределений удобно также рассмотреть на так называемых диаграммах «box and whiskies» («ящик с усами»), которая наряду с гистограммами используется для анализа изменчивости. Для трех систем диаграммы «box and whiskies» показаны на Рис.3.

На диаграмме «ящик с усами» показана медиана (жирная линия), верхние и нижние квартили и выбросы, обозначенные мелкими кружочками (определяются как значения, отклоняющиеся на величину, большую, чем 3/2 квартилей).

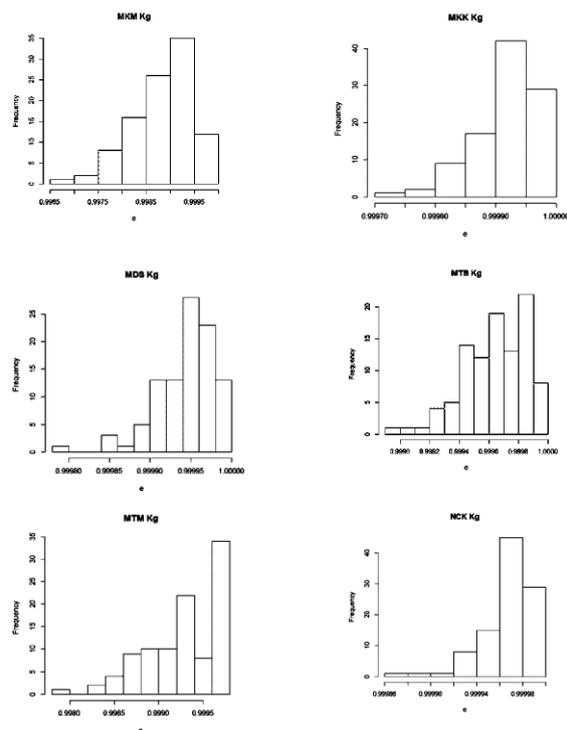


Рис.2. Распределения бутстреп-статистик K_g для шести подсистем.

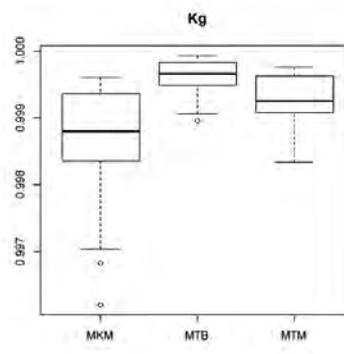


Рис.3 Диаграмма рассеивания коэффициента готовности по бутстреп-выборкам «Ящик с усами» (“Box and whiskes”) для трех систем

При моделировании бустресп-распределений и построения диаграмм использовалась вычислительная среда R /5/.

Список литературы

1. Зайнетдинов Р.И. Анализ функции готовности высокоскоростного поезда Velaro RUS – «Сапсан» на основе моделирования процесса эксплуатации/ Р.И.Зайнетдинов, И.В.Плохих//Транспорт: наука, техника, управление. – 2012. – N2. – С.31-36.
2. Ткачева Т.А. Новая методология исследования изменчивости коэффициента готовности горного оборудования//Горный информационно-аналитический бюллетень (научно-технический журнал). – 2011. –N9. –С.285-290.
3. An introduction to the Bootstrap. B.Efron, R.J.Tibshirani. Springer-Science. 1993. -430 p.
4. Зайнетдинов Р.И. Менеджмент качества. Часть 2. Семь простых статистических инструментов качества. Учебное пособие. Москва. Российская академия путей сообщения. 2015. 52с.
5. R Core Team (2014). R: A language and environment for statistical computing. R Foundation for Statistical Computing, Vienna, Austria. URL <http://www.R-project.org/>.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МОДИФИЦИРОВАННЫХ СЛОЕВ НА СТАЛИ Р6М5 ПРИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОМ ИОННО-ПЛАЗМЕННОМ АЗОТИРОВАНИИ

М.Ю. Газизова, М.Б. Иванов

Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород, Россия

SmolyakovaMarina@bsu.edu.ru

Исследованы закономерности процессов диффузии азота в сталь мартенситного класса Р6М5 при низкотемпературном ионно-плазменном азотировании в интервале температур 250-400°C. Показано, что формирования плотного нитридного слоя происходит при 350°C, дальнейшее повышение температуры процесса азотирования до 400°C приводит к увеличению глубины нитридного слоя и выделению крупных некогерентных частиц нитридов железа по границам зерен и фаз. Формирование крупных нитридов железа на межфазных и межзеренных границах приводит к возникновению высоких локальных напряжений, которые в дальнейшем способствуют образованию макродефектов (трещин). Эффективный коэффициент диффузии азота в мартенситную сталь Р6М5 изменяется от $0,22 \times 10^{-13}$ до $0,82 \times 10^{-13}$ м²/с в зависимости от температуры процесса. Азотирование при всех исследуемых режимах позволяет повысить износостойкость по сравнению с необработанной сталью Р6М5.

Ключевые слова: ионно-плазменное азотирование, мартенситная сталь, диффузия, износостойкость, коэффициент трения.

Введение

Разработка новых и усовершенствование существующих технологий модификации поверхности является важной и актуальной задачей настоящего времени. Азотирование, как метод упрочения сталей и сплавов известен давно и является широко распространенной технологией финишной обработки деталей и готовых изделий. Исследованиям закономерностей и механизмов формирования слоев при азотировании посвящено большое количество работ, однако, большинство имеющихся работ посвящены изучению указанных процессов при температурах выше 400°C.

В рамках данной работы предложена технология низкотемпературного ($\leq 500^\circ\text{C}$) ионно-плазменного азотирования мартенситной стали Р6М5, позволяющая снизить температуру процесса до 250°C [1]. Особый интерес вызывает исследование процессов диффузии азота при пониженных температурах азотирования, а также закономерности формирования модифицированных слоев. В связи с этим, целью данной работы является исследование процессов диффузии азота при низкотемпературном ионно-плазменном азотировании мартенситной стали Р6М5 в интервале температур 250 – 400°C, а также закономерностей формирования структурно-фазового состояния модифицированных слоев и их влияния на трибологические характеристики.

Материал и методика

В качестве материала исследований была выбрана быстрорежущая сталь мартенситного класса Р6М5 после предварительной ТО (закалка в масле). Азотирование образцов проводилось на модернизированной ионно-плазменной установке типа ННВ -6.6И1м, оснащенной двумя плазмоденераторами «ПИНК» на основе не самостоятельного дугового разряда низкого давления [2].

Азотирование проводилось смеси газов азот-аргон в течение 120 минут при температурах 250, 300, 350 и 400°C. Исследования морфологии поверхности, изучение структуры модифицированных слоев, а также дорожки трения после испытаний на износостойкость выполнялись при помощи растрового электронного микроскопа (РЭМ) Quanta 600 FEG, оснащенного дополнительными приставками для микроанализа EDS и WDS. Фазовый состав анализировался по данным полученным с использованием рентгеновского дифрактометра ARLX'TRA. Исследование структуры также проводилось методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Подготовка фольг для ПЭМ осуществлялась методом поперечных срезов с использованием сфокусированного ионного пучка. Испытания на износостойкость выполнялись на высокотемпературном трибометре TRIBOMETR CSM Instrument в режиме сухого трения при нагрузке на индентор 5Н, пути трения 1100 и скорости вращения 15 см/с [3].

Результаты и обсуждение

Согласно литературным данным процесс насыщения азотом при традиционном азотировании подчиняется диффузионной кинетики, которую можно описать уравнением Фика [4]. Непосредственно решение уравнения Фика выполнялось методом конечных разностей, начальные и граничные условия выбирались исходя из анализа процесса ионно-плазменного азотирования. В результате были получены зависимости изменения концентрации азота в модифицированном слое от поверхности вглубь материала. На основании анализа полученного профиля распределения концентрации азота был рассчитан эффективный коэффициент диффузии азота в сталь Р6М5 при низкотемпературном ионно-

плазменном азотировании в интервале температур 250 – 400°C (табл.1).

Таблица 1. Изменение эффективного коэффициента диффузии азота в зависимости от температуры процесса

Температура азотирования, °С	Эф. коэффициент диффузии, $\times 10^{-13}$ м ² /с	Глубина азотированного слоя (расчет), мкм	Глубина азотированного слоя (эксперим.), мкм
250	0,22	55	50
300	0,37	70	65
350	0,49	85	85
400	0,83	110	100

Глубина модифицированного слоя после азотирования при T=250°C составляет 50 мкм, при этом микротвердость поверхности увеличивается с 8,9ГПа до 12,7ГПа. Исследование фазового состава показали, что упрочнение микротвердости поверхности происходит только за счет формирования твердого раствора азота в железе. Повышение температуры процесса до 300°C не привело к смене механизма упрочнения, однако глубина слоя увеличилась на 15 мкм (табл. 1). Азотирование стали Р6М5 при температуре 350°C привело также к росту толщины слоя, и к формированию нитридов железа Fe_{2,3}N. Нитриды железа представлены высокодисперсными частицами, которые приводят к дополнительному упрочнению и повышению микротвердости поверхности до 15,4ГПа. Необходимо отметить, что исследование структуры модифицированного слоя методами ПЭМ позволили выявить формирования тонкого нитридного слоя при температуре процесса 350°C, толщина которого составляет ~20нм (рис.2, 3).

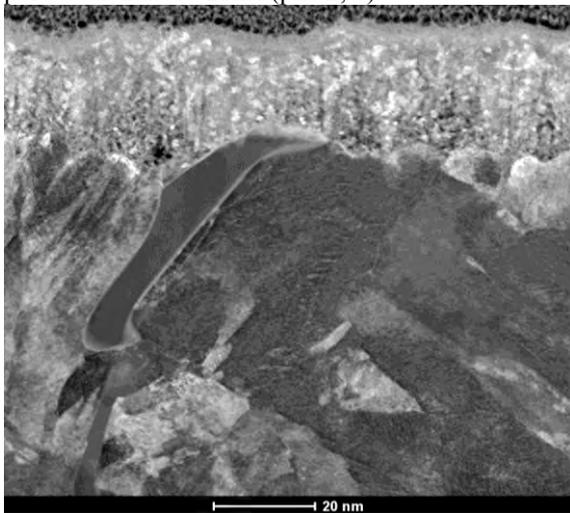


Рисунок 1. Структура модифицированного слоя в поперечном сечении на стали Р6М5 после азотирования при T=350°C, ПЭМ

Проведение процесса азотирования при T=400°C приводит к снижению микротвердости поверхности по сравнению с режимом азотирования при T=350°C. Данное явление связано с выделением крупных частиц нитридов железа Fe_{2,3}N по границам зерен и фаз (рис.3).

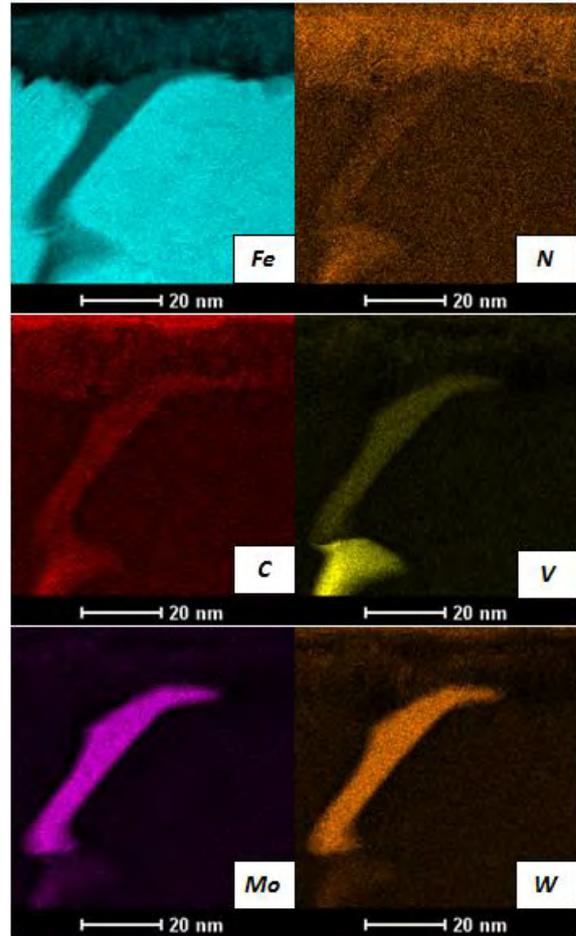


Рисунок 2. Картина СЭМ в характеристическом излучении Fe, N, C, V, Mo и W.

Формирование крупных частиц нитридов железа Fe_{2,3}N приводит к возникновению высоких локальных напряжений в азотированном слое и как следствие появлению макродефектов (трещин) (рис.3).

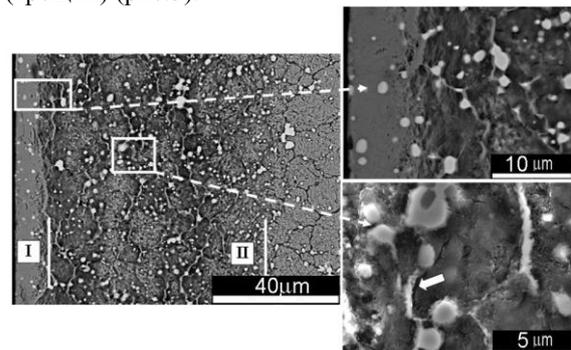


Рисунок 3. Структура модифицированного слоя в поперечном сечении на стали Р6М5 после азотирования при T=400°C: I – нитридный слой, II – диффузионный слой, РЭМ.

В результате трибологических испытаний мартенситной стали Р6М5 до и после низкотемпературного ионно-плазменного азотирования было показано, что все исследуемые режимы модификации поверхности позволяют снизить значения коэффициента трения и увеличить из-

носостойкость по сравнению с необработанным состоянием (табл. 2). Анализ результатов исследований морфологии поверхности дорожки трения необработанных образцов показал, что для данного состояния характерен перенос материала в зоне контакта с одной поверхности трения на другую. Такое поведение может говорить об адгезионном механизме изнашивания.

Таблица 2. Зависимость изменения коэффициента трения и фактора износа от температуры процесса.

Температура азотирования, °С	коэффициент трения	Фактор износа образца, 10^{-6} мм ³ /Нм	Фактор износа контртела, 10^{-7} мм ³ /Нм
исходной	0,93	19,2	2,6
250	0,78	5,2	2,4
300	0,79	2,4	1,2
350	0,78	2,3	3,5
400	0,71	7,0	0,6

Формирование твердого раствора азота в железе в результате модификации поверхности приводит к смене преобладающего механизма изнашивания с адгезионного на абразивный, что подтверждается наличием на поверхности дорожки трения следов резания, отеснения материала и продуктов изнашивания в виде тонкой стружки. Появление протяженного нитридного слоя и выделение нитридов железа по межфазным и межзеренным границам приводит к снижению износостойкости.

Заключение

Проведена оценка эффективного коэффициента диффузии азота в сталь мартенситного класса Р6М5 при низкотемпературном ионно-плазменном азотировании. Показано, что основными механизмами упрочнения модифицированных слое при пониженных температурах азотирования $\leq 500^\circ\text{C}$ являются твердорастворный и дисперсионный. Ионно-плазменное азотирование в независимости от температуры процесса приводит к повышению износостойкости стали Р6М5 по сравнению с необработанным состоянием.

Работа выполнена при поддержке государственного задания №2014/420-330 Минобрнауки РФ.

Список литературы

1. Дручинина О.А., Колобов Ю.Р., Вершинин Д.С., Смолякова М.Ю. Оценка глубины азотированного слоя на стали Р6М5 с использованием автоматической системы анализа микротвердости // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2009. №6. С. 40-43.
2. Н.Н. Коваль, П.М. Щанин Генерация газоразрядной низкотемпературной плазмы в больших вакуумных объемах и ее применения // труды II Международного Крейнделевского семинара «Плазменная эмиссионная электроника». 2006.
3. Смолякова М.Ю., Вершинин Д.С., Колобов Ю.Р. и др. Влияние азотирования при пониженных температурах на трибологические и магнитные свойства аустенитной нержавеющей стали // Перспективные материалы. 2012. №3. С. 70-76.
4. T. Belmonte, M. Goune, H. Michel Numerical modeling of interstitial diffusion in binary system. Application to iron nitriding // Materials Science and Engineering A. 2005. No 302. Pp. 246-257.

ВЛИЯНИЕ ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА СТРУКТУРУ ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ VT1-0 И VT6

М.В. Жидков¹⁾, Ю. Р. Колобов¹⁾, А.Е. Лигачев²⁾, Г. В. Потемкин³⁾, М. Ю. Газизова¹⁾, Г. Е. Ремнев³⁾

¹⁾ Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород, Россия
zhidkov@bsu.edu.ru

²⁾ Институт общей физики имени А. Н. Прохорова РАН, Москва, Россия

³⁾ Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия

В настоящей работе методом растровой электронной микроскопии исследуется изменение топографии и структуры приповерхностных слоев субмикрокристаллических титановых сплавов VT1-0 и VT6 при модифицировании их поверхности мощным импульсным пучком ионов углерода длительностью 100 ns, энергией 250 keV, плотностью тока 70 A/cm².

Ключевые слова: титановые сплавы, субмикрокристаллическая структура, мощный ионный пучок

Введение

В настоящее время особое внимание исследователей направлено на получение субмикрокристаллических (СМК) и наноструктурированных (НС) материалов, интерес к которым обусловлен их уникальными свойствами, существенно отличающихся от соответствующих для крупнозернистых материалов. При этом известно, что значительную роль, определяющую функциональные характеристики материала и изделий на его основе, играет структурно-фазовое состояние поверхности и приповерхностных слоев. Одним из перспективных направлений в области создания новых технологий обработки материалов является поверхностная модификация металлов и сплавов концентрированными потоками энергии, в частности пучками ускоренных ионов [1,2].

В данной работе представлены экспериментальные результаты исследования топографии и структуры поверхности титановых СМК сплавов VT1-0 и VT6 после облучения импульсным пучком ионов углерода на ускорителе “Темп” лаборатории электро-разрядных и пучково-плазменных технологий Томского политехнического университета.

Материал и методика

В качестве исследуемого материала были выбраны титановые сплавы VT1-0 и VT6 в СМК состоянии, полученные воздействием пластической деформацией, сочетающей продольную и поперечно-винтовую прокатку.

Поверхность образцов перед облучением предварительно подвергалась механической шлифовке и полировке на установке LaboPol-5 (Struers).

Облучение мощным ионным пучком (МИП), состоящим на 70% из ионов углерода и на 30% из ионов водорода, проводили на технологическом ускорителе “Темп” при следующих

режимах: энергия 250 кэВ, длительность импульса ~100 нс на полувысоте, плотность тока в импульсе 70 А/см². Поверхностная плотность энергии одиночного импульса на мишени для сплава VT1-0 составляла 2.8 Дж/см², для сплава VT6 1 Дж/см². Число импульсов равнялось 1 и 50. Давление остаточных газов внутри камеры составляло 3-4·10⁻⁴ мм.рт.ст.

Топографию и структуру модифицированной поверхности исследовали с использованием растрового электронного микроскопа Quanta 600 FEI с полевой эмиссией. Параметры шероховатости поверхности определяли при помощи контактного прецизионного профилометра Surtronic 25, длина базовой линии составляла 2.5 мм.

Результаты и обсуждение

Результаты исследования топографии поверхности титановых сплавов после воздействия ионным пучком в зависимости от количества импульсов представлены на рисунке 1 а-г.

После воздействия 1 импульсом пучка с поверхностной плотностью энергии 2.8 Дж/см² на поверхности титанового сплава VT1-0 формируются дефекты типа кратеров, как с четкой кольцевой структурой, так и их зародыши с менее выраженными периферийными кольцами. На поверхности наблюдаются как однокольцевые, так и многокольцевые кратеры (рис. 2а). Для кратеров с кольцевой структурой характерна осевая симметрия, при этом форма их нередко искажена из-за наложения кратеров (рис 2б). При наложении большого числа кратеров образуются поверхностные дефекты эллипсообразной вытянутой формы (рис. 2в), особенности сформированной структуры которых (капельная фаза, образование перемычек (рис.2г)) свидетельствуют о протекании процессов плавления и быстрой кристаллизации. В пределах облученной поверхности наблюдаются участки с направленным

(строчечным) расположением кратеров (рис 2 д). Стоит отметить, что направление расположения этих линейных микродефектов совпадает как с направлением деформации на стадии получения материалов, так и с направлением шлифования и полирования на последней стадии подготовки образцов к поверхностной модификации.

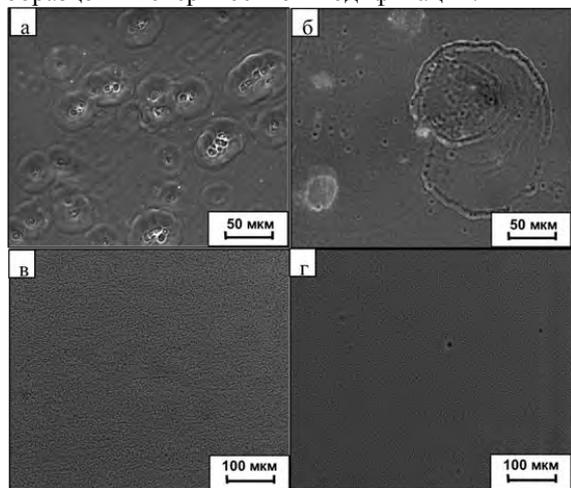


Рисунок 1. Топография поверхности сплавов VT1-0 и VT6 после облучения мощным ионным пучком: а, в – VT1-0 (1 и 50 импульсов); б, г – VT6 (1 и 50 импульсов, соответственно).

При облучении поверхности VT1-0 1 импульсом МИП средний размер кратеров составил порядка 50 мкм, поверхностная плотность кратеров составила порядка $2 \cdot 10^4 \text{ см}^{-2}$.

При облучении титанового сплава VT6 1 импульсом пучка с плотностью энергии 1 Дж/см^2 на поверхности образца образуются микрократеры (рис. 2е) со средним размером около 8 мкм, плотность кратеров составила порядка $5 \cdot 10^4 \text{ см}^{-2}$. Согласно [3] образование микрократеров может быть обусловлено, в частности, выходом газов из приповерхностной области материала.

При увеличении числа импульсов до 50, для сплава VT6 поверхностная плотность кратеров уменьшается более чем на порядок (рис.1в), а для сплава VT1-0 в пределах исследованной области кратеры не наблюдаются.

Параметры шероховатости для исследованных сплавов после воздействия 50 импульсами МИП уменьшаются по сравнению с данными после 1 импульса обработки и данными для исходной (полированной) поверхности (табл. 1).

Таблица 1. Параметры шероховатости титановых сплавов до и после облучения

Параметры шероховатости	Исх.	VT1-0		VT6	
		1 имп.	50 имп.	1 имп.	50 имп.
R_a (мкм)	0.08	0.11	0.07	0.09	0.05
R_z (мкм)	0.70	1.30	0.50	0.85	0.51

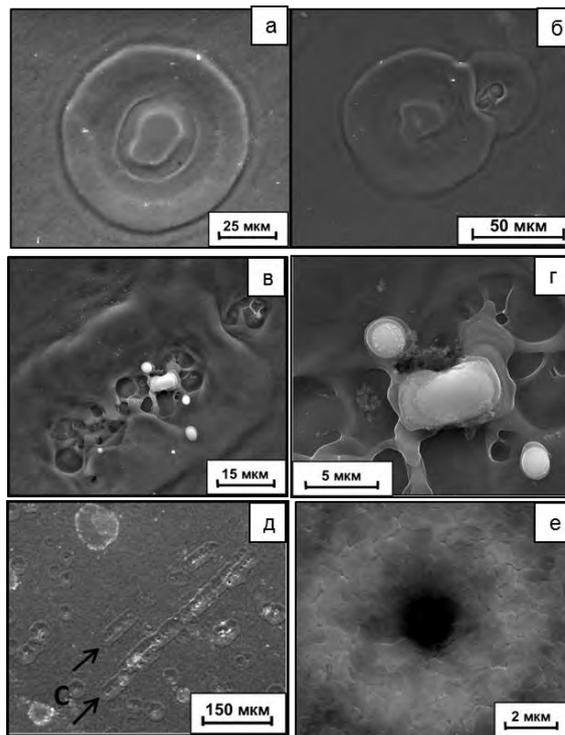


Рисунок 2. Поверхностные дефекты в титановых сплавах VT1-0 и VT6 после МИП.

Электронно-микроскопические исследования позволили выявить существенные изменения структурного состояния за счет облучения. Из рисунка 3а видно, что для исходного СМК состояния титанового сплава VT1-0 характерна достаточно однородная структура с коэффициентом неравносности около 2, поперечный средний размер зерен составляет $\sim 0,31 \text{ мкм}$ (рис. 4а). Средний поперечный размер зерен для исходного СМК состояния сплава VT6 (рис.3б и 4б) составляет $\sim 0,9 \text{ мкм}$ при коэффициенте неравносности около 1.

После облучения МИП с плотностью энергии 2.8 Дж/см^2 в приповерхностном слое образца VT1-0 наблюдается рост зерен (рис. 3в, д и рис.5). Средний размер зерен в поперечном направлении составил ~ 0.54 и 2.23 мкм после 1 и 50 импульсов облучения соответственно.

После облучения 1 импульсом МИП с плотностью энергии 1 Дж/см^2 в приповерхностном слое образца VT6 размер зерна уменьшается до значения $\sim 0.54 \text{ мкм}$, а после воздействия 50 импульсами увеличивается ($D_{CP} \sim 1.6 \text{ мкм}$) относительно исходного состояния практически в 2 раза (рис.6).

Для обоих СМК сплавов уже после воздействия 1 импульса МИП формируется равноосная структура с коэффициентом неравносности близким к 1.

Закключение

Исследованы топография и структура приповерхностных слоев СМК титановых сплавов VT1-0 и VT6 после облучения импульсным пучком ионов углерода. Установлено, что после воз-

действия 1 импульса пучка образуются поверхностные дефекты типа кратеров, однако после 50 импульсов их поверхностная плотность может быть значительно снижена. Снижение плотности кратеров на поверхности также приводит к снижению шероховатости поверхности.

При воздействии МИП в приповерхностном слое исследованных СМК титановых сплавов имеет место изменение зеренной структуры материала с образованием равноосной структуры с коэффициентом неравноосности близким к 1.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 14-08-00632-а и государственного задания №2014/420-330 Минобрнауки РФ.

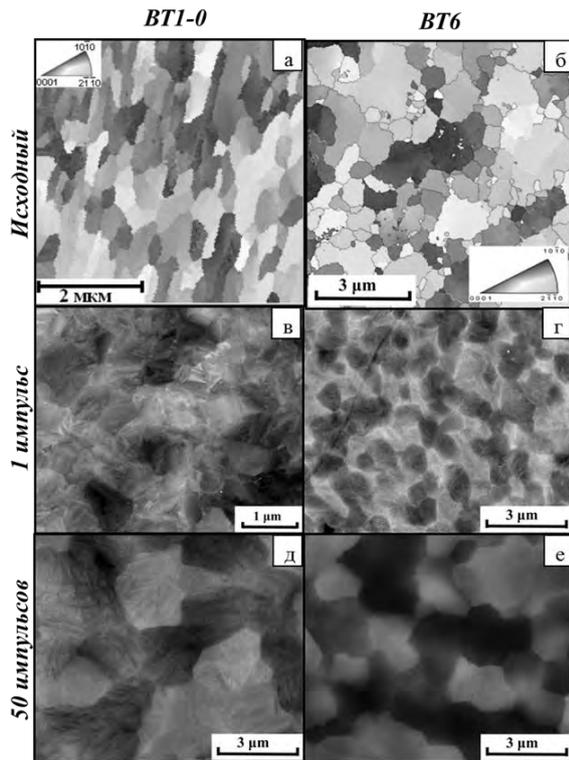


Рисунок 3. Структура приповерхностных слоев титановых сплавов VT1-0 и VT6 в исходном состоянии (а,б) и после воздействия МИП углерода (в-е). а,б- зеренная структура в цветовой гамме кристаллографического треугольника ГПУ-решетки титана по данным дифракции обратно-рассеянных электронов (EBSD – анализ). в-е – изображения РЭМ, детектор обратно рассеянных электронов.

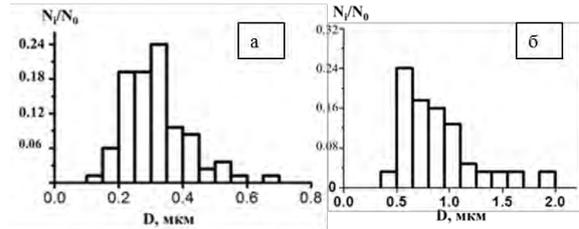


Рисунок 4. Гистограммы распределения зерен по размерам в титановых сплавах до обработки МИП: а – VT1-0; б – VT6.

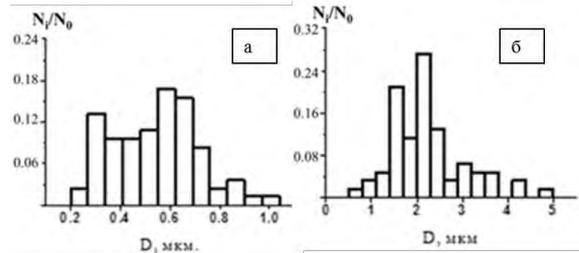


Рисунок 5 Гистограммы распределения зерен по размерам в титановом сплаве VT1-0 после обработки МИП: а – 1 импульс; б – 50 импульсов.

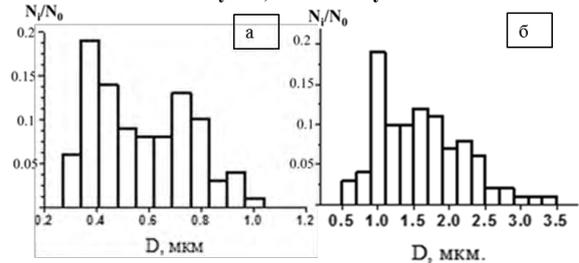


Рисунок 6 Гистограммы распределения зерен по размерам в титановом сплаве VT6 после обработки МИП: а – 1 импульс; б – 50 импульсов.

Список литературы

1. Remnev G.E., Shulov V.A. Application of high-power ion beams for technology // Laser and Particle Beams. 1993. V. 11, № 4, p. 707-731.
2. Pogrebnyak A.D., Remnev G. E., Kurakin L. B., Ligachev A. E. Structural, physical and chemical changes induced in metals and alloys exposed to high power ion beams // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B36 (1989), p. 286-305.
3. Чернов И. П., Белоглазова П. А., Березнева Е. В., Киреева И. В., Пушилина Н. С., Ремнев Г. Е., Степенова Е. Н. Свойства поверхности VT1-0, модифицированной импульсным ионным пучком // ЖТФ. 2015. Том 85, вып. 7, с.95-99.

РАЗВИТИЕ МИКРО- И МАКРОТРЕЩИН В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ

Э.Б.Завойчинская

МГУ им. М.В.Ломоносова, Москва, Россия; elen@altomira.ru

Аннотация. Обсуждается феноменологическая модель хрупкого усталостного разрушения металлов и сплавов при трехмерных пропорциональных нагружениях. Предлагается система гипотез модели о поэтапном развитии дефектов типа хрупких микро- и макротрещин в металлах на микро-, мезо- и макроуровне с учетом результатов теоретико-экспериментальных исследований по физике и механике разрушения металлов. Вероятность развития дефектов описывается системой рекуррентных автомодельных соотношений. На ее основе получены кривые усталости при различных предельных состояниях металлов и пропорциональных нагружениях.

Ключевые слова: пропорциональное симметричное нагружение, хрупкие усталостные микро- и макротрещины, вязкие трещины, кривая усталости металла

Существующие теории разрушения металлов, описывающие закономерности усталостного разрушения на микро-, мезо- и макроуровнях (структурные, энергетические, статистические), используют структурные параметры физических механизмов разрушения, не идентифицируемые в макроэкспериментах по усталостной прочности.

Гипотеза макрофизической определенности теории пластичности А.А.Ильюшина вводит понятия М-образца и совокупности М-опытов над ним, в которых могут быть изучены физические и механические состояния и процессы, развивающиеся в любом достаточно большом объеме ΔV произвольно нагружаемого тела при неоднородных состояниях. В частности, физические свойства усталостного разрушения, описываемые физическими теориями, могут быть изучены в испытаниях на усталость М-образцов по специальным программам.

В рамках настоящего исследования проведено теоретико-экспериментальное изучение развития усталостных микро- и макротрещин. Согласно гипотезе А.А.Ильюшина предлагаемая феноменологическая модель рассматривает последовательное развитие разрушения на микро-, мезо- и макроуровнях с учетом физических параметров структуры. На основе анализа результатов исследований усталостного разрушения металлов и сплавов по физике разрушения, металловедению, механике деформируемого твердого тела сформулированы следующие основные гипотезы модели.

1. Усталостное разрушение металлов определяется независимыми стохастическими процессами хрупкого и вязкого разрушений. Хрупкие трещины зарождаются и растут внутри зерен, в дальнейшем сливаются, пересекают три-четыре зерна. Вязкие трещины возникают по границам зерен и развиваются скольжением ансамблей зерен средних размеров $4,10 d$ (d – средний размер зерна) и более. Развитие процесса микроразрушения (изменение структуры) при симметричном нагружении в диапазоне $N \in [5 \cdot 10^6, 10^{10}]$ циклов и напряжениях,

меньших предела выносливости металла, происходит при упругом макродеформировании. Разрушение при $N \in [5 \cdot 10^3, 5 \cdot 10^6]$ циклов характеризуется развитием хрупких макротрещин в диапазоне от размера зерна до размера начальной трещины в механике разрушения. В пластичных материалах независимо развиваются вязкие трещины при неупругом макродеформировании. Усталостный излом имеет хрупкую кристаллическую и вязкую волокнистую составляющие. В диапазоне чисел циклов

$N \in [10, 5 \cdot 10^3]$ циклов хрупкие макротрещины достигают конечной длины. Вязкие трещины в пластичных материалах определяют разрушение.

2. Простое гармоническое нагружение при трехмерном напряженном состоянии представляется по главным осям в виде:

$$\sigma_{kk} t = \alpha_k \sigma_a f t, \quad k=1,2,3, \quad f t = \sin \omega t + \theta,$$

$$|\sigma_{11}| \geq |\sigma_{22}| \geq |\sigma_{33}|, \quad \alpha_k = \sigma_{kk} / |\sigma_{11}|.$$

Развитие усталостного разрушения зависит от вида напряженно-деформированного состояния. Построение модели разрушения при простом нагружении базируется на характеристиках разрушения при трех базовых видах нагружения: одноосном ($|\sigma_{11}| = \sigma_a, \alpha_2 = \alpha_3 = 0$) и равномерном двухосном ($|\sigma_{11}| = |\sigma_{22}| = \hat{\sigma}_a, \alpha_3 = 0$) нагружениях и сдвиге ($|\sigma_{11}| = |\sigma_{22}| = \tau_a, \alpha_2 = -1, \alpha_3 = 0$).

3. По методологии теоретической физики классификация хрупкого разрушения включает дефекты i -го вида, $i=1, \dots, 6$, средней длины $l_i = l_i \tau$ и

плотности вида: $q_i \tau = \lim_{\square V \rightarrow V_c} \frac{\square q_i(\tau)}{\square V}$, где

$\square q_i = \square q_i(\tau)$ – среднее количество дефектов в объеме $\square V$ в момент времени $\tau \in [0, t]$; $V_c = L^3$ – характерный объем твердого тела для трещин конечной длины L . Дефекты i -го вида характеризуются предельными длинами $l_{f,i}$, $l_{f,i-1} \leq l_i \tau \leq l_{f,i}$, $l_{f,0} = 0$ и предельными плотностями в объеме V_c , $q_{f,i-1} \leq q_i \tau \leq q_{f,i}$, $q_{f,0} = 0$. На микроуровне длины микродефектов ($i = 1, 2, 3$), в среднем, стабильны, с ростом числа циклов возрастает их плотность; на мезоуровне длины макродефектов ($i = 4, 5, 6$) подрастают в процессе нагружения.

4. Образование дефектов i -го вида происходит вследствие последовательного зарождения, развития и слияния дефектов предыдущих видов.

Процесс микроразрушения начинается с инкубационного периода неупругого микродеформирования (изменения микроструктуры внутри зерна и на границах зерен), скопления и роста вакансионных кластеров, дислокаций, межзеренных субмикротрещин и пор (особенно вблизи границ зерен), фасеток скола и т.п. Эти дефекты отнесем к группе дефектов первого вида средней длины $l_1 \leq 10^{-3}d$. С ростом плотности происходят их слияния и зарождение микротрещин длиной $l_2 \in [10^{-3}, 10^{-2}]d$ – микродефектов второго вида. В результате слияния микротрещин образуются нераспространяющиеся короткие микротрещины длиной $l_3 \in [10^{-2}, 10^{-1}]d$ – третий вид дефектов. Дальнейшее развитие разрушения приводит к зарождению коротких макротрещин длиной $l_4 \in [10^{-1}, 1]d$ (четвертого вида дефектов), которые формируют усталостный рельеф в виде речного узора (впадины–интрузии и ступеньки–экструзии). При этом линии Френча определяют границу микро- (изменения структуры) и мезоуровней (макротрещин). При пересечении короткими макротрещинами трех–четырёх зерен образуются транскристаллитные макротрещины (зернограницные трещины в мелкозернистых сплавах) – дефекты пятого и шестого видов, эволюция которых приводит к кристаллографическим сколам. В пластичных материалах развиваются вязкие трещины по механизмам скольжения и двойникования.

5. Вводится понятие условной трещины i -го вида, $i = 1, \dots, 6$ – нитевидной трещины диаметром поперечного сечения $l_i = l_i \tau$ и средней длиной

$l_i^* = l_i^* \tau$, $\tau \in [0, t]$, задаваемой формулой:
 $l_i^* = l_i q_i V_c^\gamma$, $\gamma = const$. Предельные состояния

определяются достижением длиной $l_i^* = l_i^* \tau$ своего предельного значения $l_{f,i}^*$, при этом $l_{f,1}^* \leq l_{f,2}^* \leq \dots \leq l_{f,6}^* = L$.

Образование дефекта i -го вида начинается с достижения длиной условной трещины $i-1$ -го вида l_{i-1}^* предельного значения $l_{f,i-1}^*$ в момент времени t_i , $i = 1, \dots, 6$. Цепочка приводит к моменту времени t_7 , которое определяет начало развития трещин конечной длины, описываемых механикой разрушения.

Повреждение от развития дефектов i -го вида (разрушение i -го вида) является случайным процессом на интервале времени $\tau \in [0, t]$ и определяется так: $\Omega_i \tau = l_i^* \tau / l_{f,i}^*$, $0 \leq \Omega_i \leq 1$, $i = 1, \dots, 6$.

6. Вероятность $Q_i = Q_i \tau$, $i = 1, \dots, 6$, с которой повреждение Ω_i меньше единицы в каждый момент τ : $Q_i = P_i \Omega_i < 1$ (вероятность, с которой дефект i -го вида достигает своего предельного состояния, а длина условной трещины – предельного значения), называется вероятностью разрушения i -го вида.

Процесс развития хрупкого усталостного разрушения описывается рекуррентной системой соотношений для функций $Q_i = Q_i \tau$, $i = 1, \dots, 6$, $\tau \in [0, t]$, в виде ограниченного числа шагов до макроусталостного разрушения, в которые входят моменты времени t_i начала образования дефектов всех предыдущих видов. Для простого нагружения вероятность разрушения $Q_i = Q_i \tau$ по дефекту i -го вида задается таким образом:

от слияния дефектов $i-1$ -го вида, $i = 1, 2, 3, 4$:

$$Q_i = \left(\frac{\sigma_a - \sigma_{i-1}}{\sigma_i - \sigma_{i-1}} \right)^\beta \sqrt{\frac{\lg n - \lg n_i \sigma_a}{\lg N_i - \lg n_i \sigma_i}}$$

$\sigma_{i-1} \leq \sigma_a$, $\lg n \geq \lg n_i \sigma_a$, $0 \leq Q_i \leq Q_i^*$, $\sigma_0 = 0$, $n_1 = 1$;

от слияния дефектов $i-1$ -го вида и роста дефектов i -го вида, $i = 5, 6$:

$$Q_i = \left(\frac{\sigma_a - \sigma_{i-1}}{\sigma_i - \sigma_{i-1}} \right)^\chi \sqrt{\frac{\lg n - \lg n_4 \sigma_a}{\lg N_i - \lg n_4 \sigma_i}}$$

$$Q_{i-1} = \left(\frac{\sigma_i - \sigma_a}{\sigma_i - \sigma_{i-1}} \right)^\chi \sqrt{\frac{\lg n - \lg n_4 \sigma_a}{\lg N_i - \lg n_4 \sigma_i}}$$

$$\sigma_{i-1} \leq \sigma_a \leq \sigma_i, \lg n \geq \lg n_4 \sigma_a, 0 \leq Q_i \leq Q_i^*,$$

где числа циклов $n_i = n_i \sigma_a$ – начало образования дефектов i -го вида, β, χ – константы материала.

Базовые функции σ_i, N_i определяются по данным усталостных испытаний при базовых видах нагружения с учетом отношения $\alpha_k, k=1,2$, по критериям усталостной прочности в виде:

$$\sigma_i = \sigma_{a,i} N_i^\omega \tilde{\sigma}_i \left(\alpha_k, \frac{\sigma_{a,i}}{\tau_{a,i}}, \frac{\sigma_{a,i}}{\tilde{\sigma}_{a,i}} \right), i=1, \dots, 6.$$

Построена методика определения системы базовых характеристик модели по сериям макроэкспериментов с обработкой шлифов стандартными исследованиями микроструктуры. Однако для их идентификации имеющихся в литературе данных недостаточно. Поэтому для них строятся аппроксимации, основанные на анализе усталостного поведения металлов и известных характеристиках усталостной прочности.

Из анализа следует, что в области многоцикло-вой усталости развитие микроразрушения приводит к образованию коротких трещин и хрупкому макро-разрушению при упругом макродеформировании. В области ограниченной усталости для пластичных материалов при $N_f \in [5 \cdot 10^4, 10^6]$ циклов неупругие деформации меньше упругих и тормозят развитие хрупкого разрушения, долговечность металла увеличивается; в диапазоне $N_f \in [5 \cdot 10^3, 5 \cdot 10^4]$ циклов неупругие деформации соизмеримы с упругими, ускоряют развитие макроразрушения, вследствие этого долговечность уменьшается. На микроуровне заметное изменение физических свойств происходит при изменении числа циклов на порядки. Полагается линейная зависимость предела циклической пропорциональности металла от числа циклов.

Числа циклов n_i начала образования дефектов i -го вида находятся как решение уравнений:

$$Q_i n_{i+1} = Q_i^*, Q_i^* = const, Q_i^* - \text{заданные значения вероятности разрушения } i\text{-го вида, } i=1, \dots, 6.$$

7. Вероятность хрупкого разрушения $Q = Q \tau$, $\tau \in 0, t$, по дефектам мезоуровня задается выражением:

$$Q = \sum_{i=4}^6 \frac{Q_i}{1 - Q_i} \prod_{j=4}^6 Q_j, 0 \leq Q \leq 1;$$

долговечность металла по дефектам мезоуровня n_j находится из уравнения: $Q n_f = 1$.

Разработанная модель аттестована для широкого ряда металлов, конструкционных сталей, чугунов; никелевых, алюминиевых, титановых сплавов. Построены области развития микро- и макротрещин и кривые усталости при различных простых процессах пропорционального симметричного нагружения.

1. Ботвина Л.Р. Кинетика разрушения конструкционных материалов. М.: Наука, 1989. 230 с.
2. Завойчинский Б.И. Долговечность магистральных и технологических трубопроводов (теория, методы расчета, проектирование). М.: Недра, 1992. 271 с.
3. Завойчинская Э.Б., Кийко И.А. Введение в теорию процессов разрушения твердых тел. М., МГУ, 2004. 168 с.
4. Завойчинская Э.Б. К проблеме разрушения при циклических нагрузках // Проблемы машиностроения и надежности машин, № 1, 2010. с. 43-52
5. Завойчинская Э.Б. Микромеханика разрушения элементов конструкций при циклическом нагружении // Справочник. Инженерный журнал, № 3, 2010. с. 41-46.
6. Завойчинский Б.И., Завойчинская Э.Б. Физическая механика микро- и макроразрушения сталей и сплавов при циклическом нагружении // Приложение к журналу «Справочник. Инженерный журнал», 8(173), 2011. 32 с.
7. Завойчинская Э.Б. Процесс микроразрушения металлов при сложном напряженном состоянии // Механика машин, механизмов и материалов, № 3(16), 2011. с.34-37.
8. Завойчинский Б.И., Завойчинская Э.Б. Механика макроскопических трещин при сложном напряженном состоянии // Справочник. Инженерный журнал. № 3. 2011. с. 37-43.
9. Завойчинский Б.И., Завойчинская Э.Б. Микромеханика разрушения металлов при сложном напряженном состоянии // Проблемы машиностроения и надежности машин, № 2, 2011. с. 31-39.
10. Завойчинская Э.Б. Процесс микроразрушения металлов при сложном напряженном состоянии // Механика машин, механизмов и материалов, № 3(16), 2011. с.34-37.
11. Завойчинский Б.И. Долговечность магистральных и технологических трубопроводов (теория, методы расчета, проектирование). М.: Недра, 1992. 271 с.
12. Завойчинский Б.И., Завойчинская Э.Б. Микромеханика разрушения металлов при сложном напряженном состоянии // Справочник. Инженерный журнал, № 3. 2012. с. 52-56.
13. Завойчинская Э.Б. Микро- и макромеханика разрушения элементов конструкций // Механика твердого тела, № 3, 2012. с. 54-77.
14. Иванова В.С., Терентьев В.Ф. Природа усталости металлов. М.: Металлургия, 1975. 456 с.
15. Иванова В.С., Шанявский А.А. Количественная фраттография. Усталостное разрушение. Челябинск: Металлургия, 1988. 397 с.
16. Клевцов Г.В., Ботвина Л.Р., Клевцова Н.А., Лимарь Л.В. Фраттодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций. М.: МИСиС, 2007. 264 с.
17. Махутов Н.А. Пермяков В.Н., Ботвина Л.Р., Кравцова Ю.А. Комплексный анализ механических свойств материала для обоснования ресурса и безопасности продуктопроводов // Проблемы безопасности и чрезвычайных ситуаций. 2006. С. 65-76.
18. Прочность материалов и конструкций // Трошенко В.Т. и др. Киев: Академперіодика, 2005. 1088 с.
19. 6. Miller K.J., de Los Rios E.R. The Behaviour of Short Fatigue Cracks. John Willey@Sons Inc., 2005. 560 p.

АНАЛИЗ ТИПОВЫХ ТРАЕКТОРИЙ ИННОВАЦИОННОГО ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО РАЗВИТИЯ И ИХ КЛАССИФИКАЦИЯ

Р.И. Зайнетдинов

Московский государственный университет путей сообщения (МИИТ), Москва, Россия; zri7755@gmail.com

Проведен темпоральный анализ и классифицированы сценарии и траектории инновационного развития во времени, представленные в форме кривых технологического замещения, технологических траекторий и кривых диффузии инноваций. Приведены эмпирические примеры, иллюстрирующие классификацию.

Ключевые слова: темпоральный анализ, инновационное развитие, технологическая траектория, технологическое замещение

Существует немало классификаций инноваций. Эти типологии - попытка свести сложность явления к упрощенным сущностям, таким как тип инноваций (продукт/процесс; открытая/закрывающаяся), связь с рынком (существующий; новый) и т.д. Эти типологии важны для управления инновационной деятельностью. В то же время сложные процессы, происходящие в ходе разработки и внедрения инновационных технологий, видов продукции, услуг и бизнес-моделей, носят ярко выраженный нелинейный характер и сопровождаются необратимыми изменениями во времени. Наука внутренне инновационна и связана не только с современной практикой, но нацелена на поиск тех задач, решения которых могут быть объектом будущего внедрения [1]. Научная новация является завершающим этапом исследовательского процесса и начальным - инновационного. Научным работникам, инженерам и менеджерам, стремящимся к инновационным преобразованиям, важно понимать причины технологических изменений, уметь прогнозировать их развитие во времени и объективно оценивать сроки их реализации.

Ядром большого числа концепций инновационного менеджмента являются S-образные кривые разных видов. Такие зависимости возникают вследствие изменения доминирования во времени двух сил: потенциалом роста и эффектом насыщения. В сфере технологического прогнозирования и стратегического менеджмента логистические кривые используются для темпорального анализа и моделирования трёх различных инновационных процессов: технологического замещения в промышленности, диффузии инноваций в социальной среде и изменения технико-экономических показателей (технологические траектории).

Рассмотрим основные сценарии технологического развития, основанные на замещении существующей (базовой) технологии одной или несколькими инновационными.

1. Исходный сценарий – бинарное технологическое замещение. Имеет место, когда одна инновационная технология полностью замещает одну существующую, достигшую зрелости (вступившую в фазу насыщения). Этот случай обычно описывается моделью S-образной кривой, вытекающей из уравнения Фрехюльста. Согласно модели Фише-

ра-Прая [2], логарифм отношения долей рынков новой и существующей технологий считается линейной функцией времени. Фишер и Прай [3] изучали скорость технологического замещения для 17 случаев инновационного развития. Нормирование шкалы времени с помощью условия

$$2(t - t_0)/\Delta t, \quad (1)$$

где Δt - время замещения от 10% до 90% рынка технологии; t_0 - время наступления равновесия между технологиями (50%-ное замещение) позволило свернуть все 17 случаев технологического замещения в единую кривую, представленную на рис. 1. Теоретический график бинарного технологического замещения показан на рис. 2, а эмпирический пример бинарного технологического замещения, в качестве которого рассмотрен переход от бессемеровского к мартеновскому процессу в сталелитейном производстве в период времени с 1878 по 1930 гг. [2, 3] приведен на рис. 3.

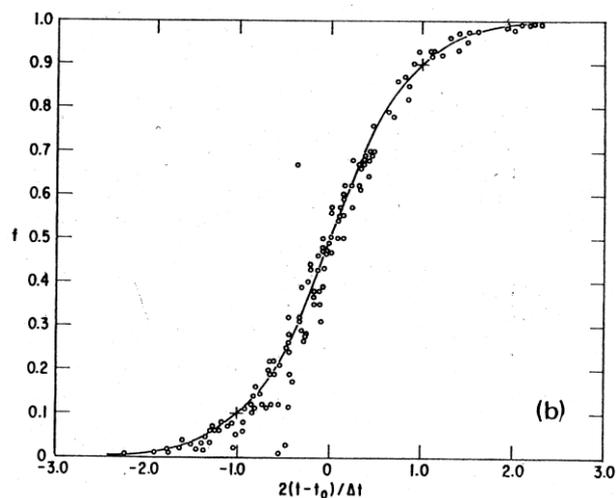


Рис. 1. Нормированная модель Фишера-Прая для 17 случаев бинарного технологического замещения [2]

Сценарий 2. Последовательность бинарных замещений.

С течением времени в промышленности последующие поколения технологий вытесняют друг друга. Предполагается, что при рассмотрении серии технологий повторение характерного сценария за-

мещения (появление – рост – преобладание – насыщение – спад) выглядит как объединение исходных сценариев 1. Эмпирический пример последовательного замещения технологий производства стали в период с 1878 по 1994 гг. представлен на рис. 4 [3].

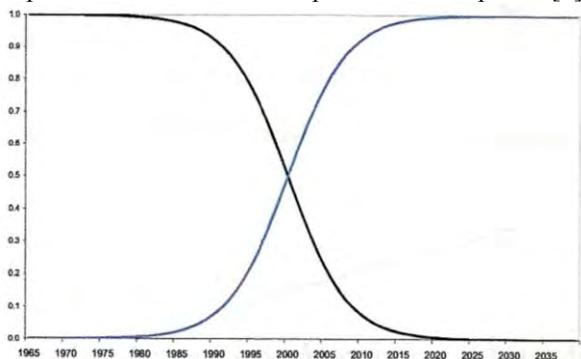


Рис. 2. Исходный сценарий: теоретический график бинарного технологического замещения

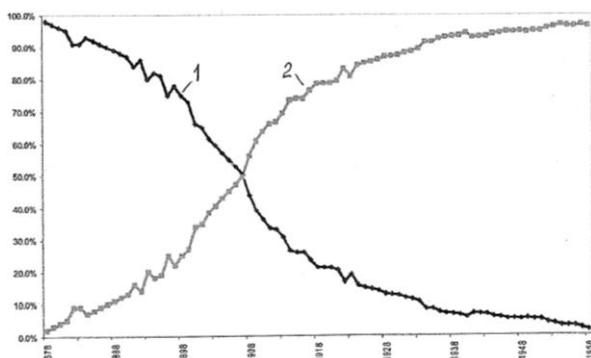


Рис. 3. Исходный сценарий: эмпирический пример бинарного замещения технологии бессемеровского (линия 1) мартеновским (2) процессом производства стали в период времени с 1878 по 1958 гг.

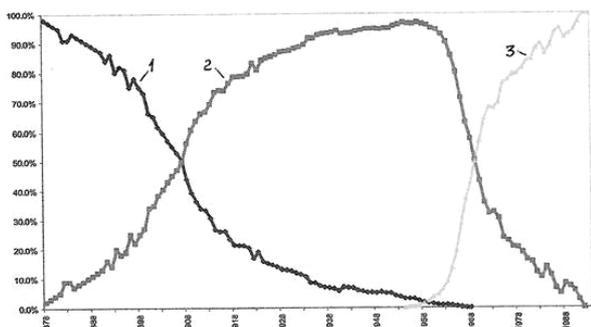


Рис. 4. Сценарий 2: эмпирический пример последовательного замещения технологий: бессемеровский (линия 1) – мартеновский (2) – кислородно-конвертерный процессы (3) производства стали в период с 1878 по 1994 гг.

Сценарий 3. Перекрывающее (множественное, многоуровневое) замещение.

В случае последовательности замещений каждое технологическое поколение фактически не успевает достичь полного преобладания до того, как замещается новым поколением. В высокотехнологичных отраслях промышленности нередко ускорение времени появления новой технологии порождает

перекрывание исходных вариантов по времени. Несколько авторов [5] предложили аналитические модели для данного вида многоуровневого замещения. Теоретический график перекрывающего многоуровневого технологического замещения показан на рис. 5. Один из таких примеров может быть прослежен с вычислительными машинами IBM. Эмпирические данные [6] по технологическому замещению вычислительных систем компании IBM, представленные на рис. 6, показывают, что каждое из 4-х перекрывающих поколений не достигало полного доминирования, когда следующее поколение уже начинало замещение предыдущего. По вертикальной оси отложен индекс количества операций в секунду на доллар, т.е. отношение производительности ЭВМ к цене для четырех поколений ЭВМ с ноября 1954 до февраля 1971 г. [4].

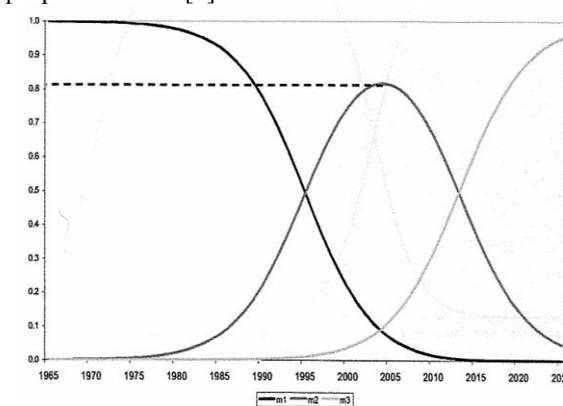


Рис. 5. Сценарий 3: теоретический график перекрывающего многоуровневого замещения технологий m1, m2 и m3

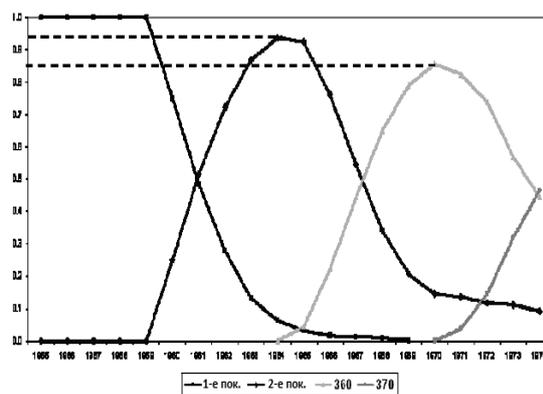


Рис. 6. Сценарий 3: эмпирический пример перекрывающего замещения технологий вычислительных машин IBM (1955-1974)

Сценарий 4. Влияние долговременных обратных связей (информации от потребителей).

В предыдущих вариантах побудительным мотивом процесса технологического замещения является появление лучшей в некотором смысле технологии. Однако в отдельных случаях замещение может начаться даже при отсутствии инновационной альтернативы. В принципе, некоторые организационные, социальные, научные, природные и др. из-

jectory – см. рис. 10) представляет собой совокупность «ключевых» технологий, составляющих технологическую основу анализируемого кластера инноваций. Именно М.Хироока впервые исследовал технологическую траекторию и показал, что она также может быть описана логистической функцией. Технологическая траектория обычно начинается с какого-либо значительного научного открытия, расширяющего горизонты познания и открывающего новые перспективы технологического развития. Длится технологическая траектория около 25 – 30 лет.

Траектория разработки (Development Trajectory – см. рис. 10) представляет совокупность инновационных продуктов, полученных на основе обозначенных на технологической траектории «ключевых» технологий. Траектория разработки играет весьма важную роль в инновационной парадигме. Это связано с тем, что именно на этом этапе осуществляется передача технологических знаний от академической науки представителям промышленности. Именно здесь должны активно развиваться венчурные формы инновационного предпринимательства для освоения инновационных продуктов и их дальнейшей коммерциализации. Опыт японской промышленности показывает, что в первые 10 – 15 лет начального периода траектории разработки открываются наиболее благоприятные возможности для венчурных предприятий. Это наиболее благоприятный период для коммерциализации продуктов инноваций.

Наконец, траектория диффузии инноваций (Diffusion Trajectory – см. рис. 10), т.е. проникновения нововведений на рынок начинается сразу после окончания периода коммерциализации на завершающем этапе траектории развития. Длительность этой траектории составляет 25 – 30 лет до момента насыщения рынка.

В целом, инновационная парадигма М.Хироока имеет каскадную (мультифрактальную) структуру, состоящую из трёх логистических траекторий, отстоящих друг от друга на определённый промежуток времени, который можно установить эмпирически. Это свойство инновационной парадигмы позволяет осуществлять достаточно точное прогнозирование траектории диффузии новых продуктов в рыночной социальной среде до начала поступления инновационных продуктов на рынок.

Множество виртуальных сценариев и траекторий (рис. 2 – 10) инновационного технологического развития отражает современные взгляды на технологические изменения, проявляющиеся во времени в виде последовательной смены поколений технологий с учётом типовых сценариев их замещения. Переход с одной виртуальной траектории на другую связан с прохождением критической точки, которая является стохастическим аналогом точки бифуркации [9, 10]. Такая бифуркация в зависимости от условий реализации может привести обновляемую систему к новому стационарному состоянию, как в

случае исходного сценария бинарного технологического замещения или последовательного замещения технологий, либо к довольно длительным колебаниям обновляемой системы между двумя почти равновероятными состояниями, соответствующими преобладанию той или иной из множества конкурирующих технологий, как в сценарии «Парусник» (см. рис. 9).

В этой связи ставится вопрос о целесообразности углубленного изучения и осмысленного анализа аттракторов и точек бифуркации на траекториях технологического развития. Возможность прогнозирования времени наступления точек бифуркации позволит принимать эффективные инженерно-технические и управленческие решения и получать желаемые результаты в технологическом развитии предприятий, отраслей и страны в целом. В перспективе представляется целесообразным и возможным (при накоплении соответствующего опыта) достаточно слабыми внешними воздействиями на входные потоки (информационный, финансовый, материальный и др.) направлять обновляемую систему по желательному пути развития.

1. Раков Ю.А. Научные открытия - инновации высшего порядка: темпоральный анализ // Материалы междунар. форума «Инновационные технологии и системы». Минск: ГУ «БелИСА», 2006.
2. Encyclopedia of Technology and Innovation Management. Eds. V.K.Narayanan and G.C.O'Connor. Wiley, 2010.
3. Fisher J., Pry R. A simple substitution model of technological change // Technological Forecasting and Social Change. 1971. No.3. P. 75-88.
4. Dattee, B. Challenging the S-curve: Patterns of technological substitution. The DRUID Summer Conference, Copenhagen, 2007. 35 p.
5. Norton J., Bass F. A Diffusion Theory Model of Adoption and Substitution for Successive Generations of High-Tech Products // Management Science. 1987. V.33. P.1069-1086.
6. Phister, M. Data processing technology and economics. Bedford, MA, Digital Press / Santa Monica Publishing Company. 1979.
7. Rosenberg, N. On technological expectations. The Economic Journal. 1976. V.86 (34). P. 523-535.
8. Hirooka, M. Innovation dynamism and economic growth: a nonlinear perspective. Edward Elgar Publishing, Inc., 2006. P. 172.
9. Зайнетдинов Р.И. Построение концепции управления инновациями на основе моделей точных наук // Гуманитарные и естественные науки: проблемы синтеза. Материалы Всеросс. науч. конф., 3 апреля 2012 г., Москва, РАН. – М.: Научный эксперт, 2012. С. 580-593.
10. Зайнетдинов Р.И., Гадолина И.В. Анализ технологических траекторий инновационного развития на основе синергетического подхода // Научные труды III Международной научной конференции «Фундаментальные исследования и инновационные технологии в машиностроении». – М.: Издательский дом «Спектр», 2014. С. 104-106.

BIG DATA VS. SMALL DATA: ИННОВАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ СБОРА И ОБРАБОТКИ ИНФОРМАЦИИ О ТЕХНИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ НАУКОЁМКОЙ ТЕХНИКИ

Р.И. Зайнетдинов¹, И.В. Гадолина²

¹Московский государственный университет путей сообщения, Москва, Россия; zri7755@gmail.com

²Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия

Выполнен сравнительный анализ двух концепций сбора и обработки информации о техническом состоянии наукоёмкой техники: малых данных (Small Data) и больших данных (Big Data). Приведены примеры, иллюстрирующие достоинства и недостатки обеих концепций.

Ключевые слова: большие данные, малые данные, бутстреп-моделирование, информация, техническое состояние, выборка.

Одним из глобальных технологических трендов мирового инновационного развития, который формируется на наших глазах, является переход от концепции малых данных (Small Data) к большим данным (Big Data). Рассмотрим эти две концепции на примере сбора и обработки информации о техническом состоянии наукоёмкой техники.

Термин «Big Data» (большие данные) впервые был впервые использован аналитиком Дугом Лэйни в 2001 г. Д.Лэйни использовал для оценки технологий больших данных правило трёх «V»:

Volume – способность обрабатывать масштабные данные колоссального объема (по прогнозам [1], к 2020 г. человечеством будет создано 40 ZB ($1Z = 10^{21}$ В) информации, что в 200 раз превышает уровень 2005 г.);

Velocity – возможность анализа потоковых данных с высокой скоростью (за время одной сессии на Нью-Йоркской торговой бирже аккумулируется 1 ТВ (10^{12} В) новой коммерческой информации [1]);

Variety – способность анализировать данные, представленные в разнообразной форме: текст, звук, карта, рисунок, фото, видео, интернет-контент, данные с «носимых» устройств и др.

За 15 лет ситуация изменилась, и теперь большие данные стали ещё больше и ещё сложнее, в результате чего, добавилось четвертое V:

Veracity – достоверность, точность, возможность обработки ненадежных данных с учётом их неопределенности (по оценкам [1], экономика США ежегодно теряет $3,1 \cdot 10^{12}$ долларов от использования неточных данных).

Примером использования концепции больших данных при сборе и обработке информации о техническом состоянии наукоёмкой техники является система CMMS (Computerized Maintenance Management System) – автоматизированная система управления техническим обслуживанием и ремонтом техники (ТОиР) на протяжении всего жизненного цикла. Эта система успешно используется в ряде наукоёмких отраслей применительно к производственному оборудованию, высокоскоростному подвижному составу, самолетам, оборудованию атомных электростанций и др. В качестве программного

обеспечения систем CMMS используется, например, IBM Maximo – система технического менеджмента, которая помимо основной задачи ТОиР решает вопросы инвентаризации оборудования, управления зданиями и сооружениями, промышленной и экологической безопасности, калибровки оборудования, управления производственными рисками, управления ИТ-активами и т.д., то есть охватывает полный перечень задач, связанных с управлением активами (asset management). Платформа Maximo технически оснащена разнообразными датчиками, RFID-метками (Radio Frequency Identification) и другими устройствами, позволяющими получать информацию об активах, что обеспечивает взаимосвязанность активов путем консолидации всей этой информации в единой подсистеме данных.

Термин «Small Data» (малые данные) обычно подразумевает их объём, доступный для человеческого восприятия. Появилась даже поговорка: «Большие данные – для машин, а малые данные – для людей». Считается, что человеческий мозг лучше приспособлен к восприятию и обработке визуальной информации, и поэтому различные аспекты и особенности больших данных предпочтительнее отображать в форме визуальных объектов (схем, гистограмм, диаграмм рассеяния), а также инфографики, получившей в последнее время широкое распространение [2].

Наборы малых данных о техническом состоянии, содержащие информацию о конкретных событиях (повреждениях, отказах), состояниях и свойствах технических систем обычно формируются непосредственно в процессе эксплуатации путем сбора информации от различных источников (обслуживающий персонал, отдельные датчики и др.) или генерируются в процессе анализа больших массивов данных, сформированных системами диагностики, например, входящими в состав CMMS. Сбор информации может осуществляться путем безопасного подключения к источникам данных, как локальным, так и облачным.

Например, на лучших образцах современных ветровых энергоустановок (ВЭУ) установлено множество датчиков, которые определяют направ-

ление ветра, скорость, температуру, параметры вибрации и др. Лопасти работают в ветровом потоке, параметры которого сильно изменяются по их длине. Необходимость ориентации на поток требует наличия в конструкции ВЭУ механизмов и систем управления ориентацией на ветровую поток для непрерывного слежения за ветровой обстановкой, поиска направления с максимальным ветровым потенциалом, поворота ветроколеса в этом направлении и его удержания в таком положении. В то же время, наличие в конструкции ВЭУ трехлопастной схемы системы ориентации на ветровую поток усложняет ветроагрегат и снижает его надёжность. По данным опыта эксплуатации зарубежных ВЭУ этого типа до 13% общего количества отказов приходится на системы ориентации [3]. Некоторые из запатентованных ветроколес (например, AeroCam с вертикальной осью вращения производства компании BroadStar™ Wind Systems) имеют систему управления аэродинамической крыльевой поверхностью при своем вращении в зависимости от числа оборотов, направления и силы ветра [4].

Лопасти ветротурбины могут быть запрограммированы для автоматической настройки под изменяющиеся свойства воздушного потока с использованием текущей информации, которая относится к категории малых данных. Такие наборы малых данных могут накапливаться в хранилищах больших данных и использоваться системами анализа данных и машинного обучения для распознавания паттернов поведения технических систем. Как известно [5], машинное обучение – это процесс, в результате которого машина (компьютер) способна показывать поведение, которое в неё не было явно заложено (запрограммировано).

Паттерны поведения технической системы в свою очередь позволяют оценить эффективность функционирования конкретных узлов и деталей наукоёмкой техники (например, ветротурбины) с учётом их технического обслуживания и ремонта, выявить влияние погодных условий в конкретной местности на процессы накопления повреждений в различных деталях и узлах ветротурбины, а также прогнозировать их остаточный ресурс.

В настоящее время имеется достаточно широкий набор программных средств для решения указанных задач на основе использования облачных сервисов в сфере больших данных. В качестве примера перечислим некоторые из наиболее перспективных разработок компании Microsoft:

1. Microsoft Azure Event Hubs [6], позволяющий осуществлять прием с объекта наблюдения телеметрической информации, масштабируемой в облаке, с веб-сайтов, приложений и устройств. Этот продукт предоставляет большие возможности в сфере больших данных: запись миллионов событий в секунду практически в режиме реального времени; подключение устройств с гибкой авторизацией и регулированием количества запросов; буферизация событий на базе времени; подключаемые адаптеры

для других облачных служб; клиентские библиотеки.

2. Power BI [6] – это сервис бизнес-аналитики, который обеспечивает быстрый и простой доступ к данным и их исследование, совместную работу с данными, визуализацию и анализ данных для каждого пользователя, доступ с различных устройств, безопасное подключение к источникам данных – локальным и облачным.

3. Microsoft Azure Machine Learning – это облачный сервис для выполнения задач прогнозной аналитики (predictive analytics). К числу примеров использования инновационных технологий машинного обучения, реализованных на базе сервиса Azure Machine Learning можно отнести три интересных кейса из мировой практики [7].

Пример 1. Прогнозирование отказов оборудования в компании Thyssen Krupp.

ThyssenKrupp AG (ТиссенКрупп АГ) – это один из крупнейших промышленных концернов в мире, занимающий лидирующие позиции в области производства и продажи материалов и технологий. Успешная интеграция достижений многолетнего опыта и новейших научных разработок, даёт возможность концерну устойчиво прогрессировать в быстро изменяющемся современном мире. В компании Thyssen Krupp AG цель внедрения технологий машинного обучения на основе использования сервиса Azure Machine Learning обозначена, как создание мониторинговой системы с возможностью прогнозирования отказов оборудования. Данные (включая коды ошибок и диагностическую информацию) собираются с датчиков и отправляются на концентраторы событий в Azure Machine Learning.

Пример 2. Архитектура проекта «Интернет вещей» [7], основанного на концепции больших данных, также была разработана в сервисе MS Azure Machine Learning.

Пример 3. Прогнозирование спроса на товары в компании The First Choice in Food Service.

В этой компании данные интегрируются из ERP системы Dynamics AX, на их основании прогнозируется потребительский спрос на товары. В качестве обучающей выборки используются данные о продажах за последние три года.

В эпоху малых данных и ограниченных по объёму выборок точность ставилась выше всего. При периодических наблюдениях за техническим состоянием объектов и сборе информации о надёжности в условиях многократного двухстороннего (справа и слева) цензурирования в работе [8] показано, что статистические оценки имеют смещение в консервативную область (в запас прочности), предложен метод оценки надёжности по данным с частично утерянной информацией.

Серьёзным шагом вперед, который в настоящее время можно, по нашему мнению, расценивать как промежуточный этап между концепциями малых и больших данных, явилось введение в статистическую науку и практику методов ресэмплинга. Процедуры ресэмплинга выполняют обработку различ-

ных фрагментов исходного массива эмпирических данных, как бы поворачивая их разными гранями и сопоставляя полученные таким образом результаты. Они относятся к нетрадиционным статистическим методам с интенсивным использованием ЭВМ [9].

Одним из представителей класса статистических методов ресэмплинга является бутстреп-метод. Поскольку бутстреп относится к универсальным методам, и основная часть расчетов перенесена на ЭВМ, он может быть назван численным методом статистики. Исследователями из разных стран был рассмотрен широкий круг вопросов статистики (оценки смещения, дисперсии, корреляционные, регрессионные задачи). Для некоторых примеров решение, полученное с помощью бутстрепа, может быть сопоставлено с решением, полученным на основе известных статистических методов. Несомненно, более ценным является то, что с помощью бутстрепа представляется возможным решить те задачи и получить такие статистические характеристики, которые были недоступны исследователям ранее.

Процедура бутстреп-моделирования заключается в многократном воспроизведении по специальным правилам имеющейся в распоряжении исследователя эмпирической выборки и в дальнейшей обработке размноженной таким образом информации. Проведено теоретическое обоснование процедуры бутстрепа [9]. Тем не менее, вопрос о полной корректности бутстреп-метода остается открытым, но, если признать его законным, то асимптотические достоинства этого метода удастся доказать вполне строго. Генерируемые псевдовыборки, вообще говоря, не являются независимыми, однако при увеличении их числа влияние зависимости может ослабевать и с ресэмплированными значениями статистик можно обращаться как с независимыми случайными величинами, считая их вполне состоятельными оценками параметров [10].

Применение языка программирования R, оснащенного удобными процедурами для реализации методов ресэмплинга, таких как метод складного ножа, бутстреп и др., открывает перспективы более широкого использования этих инструментов для уточненной оценки вариабельности малых данных.

Считается, что «в мире больших данных строгая точность невозможна, а порой и нежелательна» [11]. Современные реалии внедрения концепции больших данных в ряде компаний нередко приводят к ситуации «мусор на входе – мусор на выходе». На входе отсутствует какая-либо фильтрация данных, а на выходе – трудно оценить точность информации. В этом вопросе, на наш взгляд, наблюдается определённый регресс по сравнению с концепцией малых данных, основанной на понятии выборки и необходимости построения доверительных интервалов при заданной доверительной вероятности.

Среди факторов, влияющих на выбор в пользу больших или малых данных, необходимо отметить:

1. Большие данные – это большие ЭВМ, время,

затраты и т.д. Они не для всех.

2. Влияние эффекта «последней мили», где находится потребитель и создаётся ценность для него. Своевременно получить или доставить информацию «на последнюю милю» не всегда просто.

3. Осознанный выбор и оперативность реагирования. Потребители информации выигрывают от возможности быстро вникнуть в суть проблемы. Толковые потребители, имеющие локальный доступ к адекватной информации, относящейся к конкретному месту, времени и объекту, имеют, как правило, преимущества для обоснованного выбора правильного решения.

Вывод: данные должны быть полезными, неважно большие они или малые. Главное – ценность данных, а не их объём.

1. The Four V's of Big Data. IBM. McKinsey Global Institute.
2. Kavis M. Forget Big Data – Small Data Is Driving The Internet Of Things // <http://www.forbes.com/sites/mikekavis/2015/02/25/forget-big-data-small-data-is-driving-the-internet-of-things/>
3. Официальный сайт МАП Энергия – ветрогенераторы // www.vetrogenerator.ru/
4. В Иркутске испытывают работающий при любой погоде ветрогенератор. Изобретения, патенты и инновационные конструкции Увакина В.Ф. // <http://uvakin.ru/v-irkutskе-ispytayut-rabotayushhij-pri-lyuboj-pogode-vetrogenerator/> Опубликовано 23.07.2013.
5. Samuel A.L. Some Studies in Machine Learning Using the Game of Checkers // IBM Journal. 1959. V. 3 (3).
6. Чельшков В. Использование облачных сервисов в сфере больших данных. Презентация на Data Science Week. Digital October. 26.08.2015.
7. Чельшков В. Microsoft Azure Machine Learning. Презентация на Data Science Week. Digital October. 26.08.2015.
8. Гадолина И.В., Зайнетдинов Р.И. Метод оценки надежности по данным с частично утерянной информацией // Надежность и контроль качества. 1997. № 9. С. 3-11.
9. Эфрон Б. Нетрадиционные методы многомерного статистического анализа. М.: Финансы и статистика, 1988. 263 с.
10. Адлер Ю.П., Гадолина И.В., Ляндрес М.Н. Бутстреп-моделирование при построении доверительных интервалов по цензурированным выборкам // Заводская лаборатория. 1987. №10. С.90-94.
11. Майер-Шенбергер В. Большие данные. Революция, которая изменит то, как мы живём, работаем и мыслим. М.: Манн, Иванов и Фербер, 2014. 240 с.

ТЕХНОЛОГИЯ ХОЛОДНОЙ СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ РАЗНОРОДНЫХ МЕТАЛЛОВ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОЙ ПРОДУКЦИИ

А.И. Залеснов¹, А.В. Аборкин²

¹ООО НПО «ВОЯЖ»; Alexey_zalesnov@mail.ru

²Владимирский государственный университет имени Александра Григорьевича и Николая Григорьевича Столетовых

В работе рассмотрена технология холодной сварки разнородных металлов при изготовлении электротехнической продукции. Выявлены геометрические параметры инструмента, определены режимы и спроектирована установка.

The paper considers the technology of cold welding of dissimilar metals in the manufacturing of electrical products identified geometric parameters of the instrument, identified modes and designed the installation.

Введение

В борьбе за снижение себестоимости все чаще при производстве электротехнической продукции взамен меди находят применение алюминий. Несмотря на то, что электрическое сопротивление алюминия уступает меди в 1,63 раза [1], то есть именно на это значение возрастёт сечение алюминиевой жилы для проведения той же силы тока, он обладает низким удельным весом, что позволяет снизить массогабаритные характеристики изделий в 2 раза.

Изготавливая трансформатор или дроссельную катушку, в котором вместо провода используется алюминиевая лента, задаешься вопросом о методе её соединения с выходной или входной шиной. Алюминий, являясь более активным металлом, нежели медь, на поверхности при нормальных условиях в быстрое время образует оксидную пленку. Эта пленка имеет худшие электропроводные свойства в отличие от чистого алюминия. В связи с этим, электрический контакт становится хуже, по сравнению с медью, оксидная пленка на которой практически не сказывается на качестве контакта. В результате проявляется явление электрохимической несовместимости металлов.

Один из основных методов пайки мягким или твердым электродом, хорошо применимый для меди, может стать причиной возникновения проблем при использовании алюминиевых лент, связанных с ранее перечисленными проблемами. В связи с этим, необходимо обеспечить в соединении алюминиевой ленты с медной шиной отсутствие оксидной пленки, этого можно достигнуть с помощью предварительной механической зачистки и последующей сварки металла, до того момента когда оксидная пленка образуется вновь. Традиционные методы сварки плохо подходят для сваривания алюминия с медью из-за образования хрупкой интерметаллидной фазы. Обычно сварку выполняют вольфрамовым электродом в аргоне и по слою флюса. Для улучшения процесса сварки на медь после ее очистки необходимо

наносить слой покрытия, который активирует поверхность более тугоплавкого металла, улучшает смачиваемость поверхности меди алюминием. Все это вызывает затруднения связанные с повышением трудоемкости и использованием рабочих с высокой квалификацией.

Одним из наиболее подходящих методов соединения является холодная сварка давлением. Она представляет собой недорогую технологию соединения, применяемую при намотке лент на катушки. Эта технология известна с середины 20 века. С тех пор она была усовершенствована, в том числе, и для применения в области электротехники. Более чем 20-летний опыт применения технологии по всему миру при создании силовых и инструментальных трансформаторов, а также дроссельных катушек подтверждает ее безопасность.

Результаты показывают, что вызывающая частые опасения электролитическая коррозия соединений, выполненных сваркой давлением, особенно, в случае соединения меди и алюминия фактической опасности не представляет. Соединения при производстве катушек пропитываются или уплотняются, а, следовательно, они защищены от попадания влаги.

На сегодняшний день решение поставленной задачи возможно лишь с применением импортного оборудования, таких фирм как Lapp (Германия) и Egasan (Испания). На отечественном рынке оборудование для намотки лент представлено лишь в исполнении, где соединение ленты с шиной происходит посредством дуговой сварки в инертном газе вольфрамовым электродом.

На основании выше изложенного можно сделать вывод, что говорит о том, что поставленная задача является актуальной и требует детальной проработки.

Цель

Разработка конкурентной технологии изготовления трансформаторов или дроссельных катушек с применением холодной сварки разнородных металлов.

Результаты и их обсуждение

Переходя к поставленной задаче необходимо выполнить ряд условий связанных с состоянием материала и подготовкой поверхности.

Для осуществления холодной сварки необходимо удалить со свариваемых поверхностей окислы и загрязнения и сблизить соединяемые поверхности на расстояние параметра кристаллической решетки: на практике создают значительные пластические деформации. Листы толщиной 0,2-15 мм сваривают внахлест путем вдавливания в толщину металла пуансоном с одной стороны рис.1.

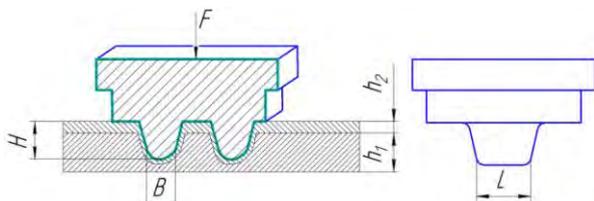


Рис. 1 Схема холодной сварки давлением внахлест пуансоном с одной стороны

где F – усилие необходимое для сварки, кН; H – высота кулачка, мм; B – ширина кулачка, мм; L – длина кулачка, мм; h_1 – толщина медной шины, мм; h_2 – толщина алюминиевой ленты, мм.

Соединение выполняется в виде отдельных точек. Ширину или диаметр пуансона выбирают исходя из электротехнических условий, что сварное поперечное сечение, должно равняться, как минимум, произведению максимальной толщины свариваемой ленты на её ширину.

Основным параметром, определяющим процесс холодной сварки, является величина деформации металла в месте соединения, которая зависит от свойств металла табл. 1, его толщины, типа соединения и способов подготовки поверхностей [2].

Таблица 1 Зависимость деформаций от свойств металла

Металл	Относительная глубина вдавливания пуансона, %
Алюминий	55-60
Медь	85-90

Для достижения требуемой деформации необходимо приложить усилие, назначаемое в зависимости от геометрии инструмента и толщин свариваемой алюминиевой ленты с медной шиной. В табл. 2 приведены свариваемые материалы, геометрия инструмента и давление сварки для интервала толщин алюминиевой ленты от 0,3 до 2мм и медной шины от 5 до 8 мм.

Таблица 2 Свариваемые материалы, геометрия инструмента и давление сварки

№	Материал лента/шина	H – высота кулачков, мм	S=B*L – площадь поперечного сечения, мм ²	F – усилие на пуансон, кН
1	Al/Cu	4,2	66	150
2	Al/Cu	5	50	180
3	Al/Cu	5,5	90	180
4	Al/Cu	7	105	180
5	Al/Cu	8,2	80	180

Соединения, полученные путем одностороннего деформирования пуансонами постоянного сечения, как показывает эксперименты, обладают отно-

сительно низкой прочностью и при испытании на растяжение и срез разрушаются на границе вмятины с вырывом сварной точки рис. 2.



Рис. 2 Разрушение соединения, полученное методом холодной сварки давлением

Но так как все трансформаторы и дроссельные катушки работают с относительно малыми нагрузочными характеристиками, то прочности сварного соединения достаточно для осуществления работы изделия в штатном режиме.

На основании вышеизложенного автором была разработана технология изготовления трансформаторных и дроссельных катушек, в котором вместо провода используется алюминиевая лента, соединяемая с входной и выходной медной шиной посредством холодной сварки давлением. Определена геометрия инструмента в зависимости от толщин ленты и шины, а также силы тока протекающей в цепи катушки, позволяющая получать прочное сварное соединение. Определено давление необходимое для протекания процесса холодной сварки в зависимости от геометрических параметров инструмента. Спроектирована установка, позволяющая изготавливать катушки с высотой до 800 мм и описанным диаметром до 500 мм, с требуемыми электротехническими параметрами при меньших весах и стоимостных характеристиках.

Список литературы

1. Электротехнические материалы. Изд. 7-е, перераб. и доп. Л.: Энергоатомиздат, Ленингр. отд., 1985. 304 с.
2. Николаев Г. А. Ольшевский Н. А. Специальные методы сварки. Учебное пособие для студентов вузов. Изд.2-е, испр. И доп. М., «Машиностроение», 1975. 232 с.

МЕТОДИКА РАСЧЕТА ВЕЛИЧИНЫ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАСКАТКЕ ПОЛОГО ВАЛА ИЗ ЖАРОПРОЧНОЙ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

А.Р. Ибрагимов.

¹Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия; Andrey.Ibragimov.76@gmail.com

Предлагается оценка степени деформации производимой методом поперечной раскатки полых валов. Учитывается сложное деформационное состояние материала вала в условиях сверхпластической деформации.

Раскатка, сверхпластичность, деформация.

Основная особенность раскатки сплавов с мелкозернистой структурой в состоянии сверхпластичности заключается в том, что основным механизмом деформации в этом случае является зернограничное проскальзывание (ЗГП) [1]. Материал в таком состоянии подобно вязкой жидкости течет под воздействием небольших напряжений, поэтому область деформации распространяется на все поперечное сечение раскатываемого вала. Кроме деформации кручения в поперечном сечении, возникает деформация сдвига в области контакта инструмента с заготовкой, которая приводит к редукации поперечного сечения и вытяжке заготовки.

Для оценки степени деформации при раскатке полой цилиндрической заготовки предлагается рассмотреть три составляющие (рисунок 1).

ε_1 - продольная составляющая, величина которой соответствует удлинению заготовки; ε_2 - составляющая скручивания вала, распространяющаяся на все сечение; ε_3 - составляющая местного поворота участка, находящегося в пределах области контакта, возникающая вследствие особенности инструмента - тела вращения.

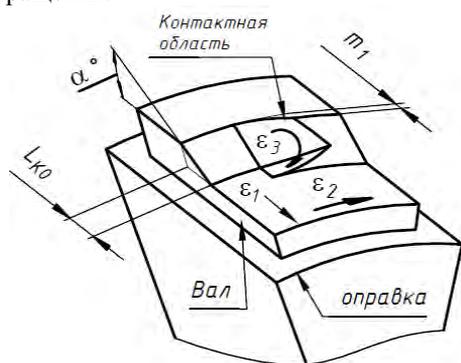


Рис. 1. Участок вала с контактной областью

Рассматривается область контакта цилиндрического вала с роликом, которая имеет цилиндрический и конический участки [2,3].

На рисунке 2 изображается приконтактная часть очага деформации, а также указываются исходные геометрические параметры инструмента и заготовки:

- D - диаметр ролика,
- d_0 - начальный диаметр вала,
- d_1 - диаметр вала конечный,
- $d_{вн}$ - внутренний диаметр трубы (диаметр

оправки),

α - угол наклона конической части ролика,

m_1 - величина осевой подачи заготовки, приходящейся на ролик.

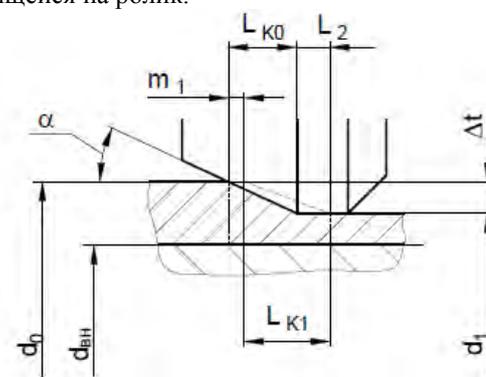


Рис. 2. - Продольное сечение очага деформации

Деформация вала от начального до конечного диаметра производится за несколько проходов инструментом [4]. При этом длина наклонного участка на выходе из контакта $L_{к0} > m_1$ и составляет:

$$L_{к0} = \frac{d_0 - d_1}{2 \operatorname{tg}(\alpha)} \quad (1)$$

Длина наклонного участка на входе в контактную область:

$$L_{к1} = L_{к0} + m_1 (\mu - 1) \quad (2)$$

где: $\mu = \frac{d_0^2 - d_{вн}^2}{d_1^2 - d_{вн}^2}$ - осевая вытяжка заготовки.

Методы расчета и допущения

1. Продольная составляющая деформации определяется, как и при равномерном растяжении полой заготовки (3):

$$\varepsilon_1 = \ln \frac{d_0^2 - d_{вн}^2}{d_1^2 - d_{вн}^2} \quad (3)$$

2. Составляющая деформации от скручивания по всему сечению заготовки определяется из сопоставления длин условных дуг $l_{св}$ и $l_{ск}$ (рисунок 3) материала в области контакта. Полагается, что эти условные дуги находятся в средней части области контакта (сечение I-I) и при деформации за одинаковый промежуток времени перемещаются на соот-

ветствующие им углы поворота γ и β . Углы γ и β также соответствуют ширине контакта в сечении I-I.

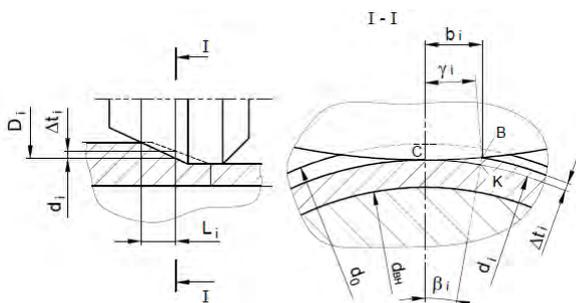


Рис.3. Поперечное сечение области контакта.

Соотношение длин, таким образом, определяет величину углового смещения материала, и степень деформации скручивания сечения вала.

$$\varepsilon_2 = n_B \cdot \ln \frac{l_{CB}}{l_{CK}} \quad (4)$$

где: n_B - количество повторных проходов инструмента в пределах области контакта:

$$n_B = \mu + \frac{L_{K0}}{m_1} \quad (5)$$

Для принятого условия в формуле (3) общая величина скручивания цилиндрической части заготовки после раскатки составит:

$$\varphi_{\Sigma} = 2\pi(l_{CB}/l_{CK} - 1)n_{\Sigma} \quad (6)$$

где n_{Σ} – полное количество оборотов заготовки при раскатке.

3. Для оценки деформации местного поворота в области, находящейся в районе контакта инструмента и заготовки, рассматривается соотношение длин дуг захвата l_{CB1} и l_{CB2} (рисунок 4), которые соответствуют участкам с размерами по ширине b_1 и b_2 . При этом величина поворотной деформации составляет:

$$\varepsilon_3 = n_B \cdot \ln \frac{l_{CB2}}{l_{CB1}} \quad (7)$$

Формула 7 учитывает, что инструмент (ролик) в начальной области контакта имеет меньшую линейную скорость поверхности, чем в конечной части очага деформации. Это соотношение линейных скоростей с учетом геометрии деформируемой заготовки соответствует соотношению ширин контакта на начальном и конечном участках контактной площадки. При это, полагается, что материал, увлекаемый инструментом имеет линейные скорости на начальном и конечном участках очага деформации отличные от средней окружной скорости заготовки.

В результате в начале очага, где диаметр поверхности ролика уменьшен, возникает зона отставания, а в конце очага – зона опережения [5].

Таким образом, наличие в очаге деформации

зон опережения отставания, расположенных друг за другом в продольном направлении, способствует дополнительной составляющей деформации, приводящей к развороту участка материала в области контакта инструмента и заготовки.

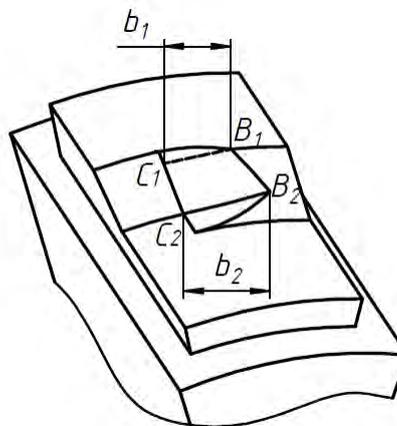


Рис. 4. Начальный и конечный участки в области контакта.

Общая степень деформации при раскатке цилиндрической полой заготовки, таким образом, включает три составляющих деформации:

$$\varepsilon = \varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 \quad (8)$$

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки России, в рамках реализации федеральной целевой программы «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014 - 2020 годы» (соглашение № 14.604.21.0091 от 08 июля 2014 г., уникальный идентификатор проекта RFMEFI60414X0091).

Список литературы

1. Утяшев Ф.З., Рааб Г.И. Деформационные методы получения и обработки ультрамелкозернистых и наноструктурных материалов. Уфа: Гилем. НИК Башк. энцикл. 2013. С. 376.
2. Сухоруков Р.Ю., Сидоров А.А., Утяшев Ф.З., Ибрагимов А.Р. Определение силовых параметров процесса изотермической раскатки ответственных деталей газотурбинных двигателей // Проблемы машиностроения и автоматизации. 2015. - № 1. С. 116-122.
3. Расчет усилий при поперечно-винтовой прокатке с учетом кривизны границ контактной поверхности. Ибрагимов А.Р., Комкова Т.Ю., Соколова О.В. Производство проката. 2000. 12.
4. Получение холоднодеформированных подшипниковых труб путем редуцирования в планетарной клети поперечно-винтовой прокатки / М.В. Попов, О.В. Соколова, Т.Ю. Комкова, Ю.И. Казача и др. // Сталь. – 1992 № 11. – С. 59 - 61.
5. Теория поперечно-винтовой прокатки, М., 1971; Третьяков А. В., Зюзин В. И.

СОПРОТИВЛЕНИЕ УСТАЛОСТИ ВИНТОВ РЕЗЬБОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ УЭЦН, НАГРУЖЕННЫХ ОТРЫВАЮЩЕЙ СИЛОЙ И ОПОКИДЫВАЮЩИМ МОМЕНТОМ

А.С. Иванов¹, Н.И. Смирнов², С.В. Муркин¹

¹Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана, г. Москва, Россия;

a-s-ivanov@yandex.ru

²Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия

Разработана методика расчёта сопротивления усталости винтов, учитывающая контактную податливость витков резьбы и стягиваемых винтами фланцев, расчетом по которой показано, в какой степени можно повысить сопротивление усталости винтов резьбовых соединений погружных центробежных насосов улучшением обработки контактирующих поверхностей фланцев.

Ключевые слова: погружные насосы, резьбовые соединения, винты, контактные деформации, сопротивление усталости.

В России нефть добывается, в основном, погружными установками центробежных электронасосов (УЭЦН). Погружные насосы – это малогабаритные (по диаметру) центробежные, секционные, многоступенчатые установки с диаметром корпуса 93, 103 или 114 мм, длиной около 5 м и приводом от электродвигателя. Соединение секций – фланцево-винтовое (рис. 1). В 30% случаев отказ УЭЦН связан с разрушением резьбовых соединений, которое влечёт расчленение секций насоса и их падение ("полет") в скважину. Одной из причин обрыва винтов являются их усталостные разрушения [1].

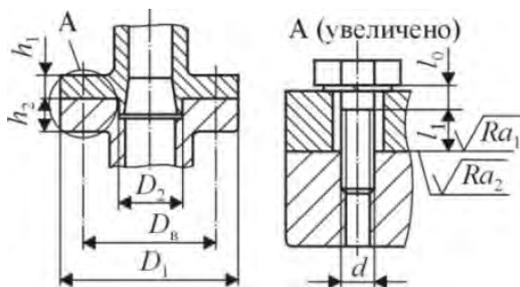


Рис. 1. Резьбовое соединение УЭЦН

При работе насоса резьбовые соединения фланцев, стянутых z_B винтами, нагружены (рис. 2) статической отрывающей силой F_G , создаваемой весом столба нефти, находящегося над насосом, и опрокидывающим моментом M , создаваемым радиальными колебаниями насоса в скважине и равным силе F_G на плече r радиального зазора между насосом и обсадной трубой скважины.

Предлагается следующая последовательность расчета сопротивления усталости винтов резьбового соединения УЭЦН [2]:

1. Задают силу затяжки винта

$$F_{зат1} = \sigma_{зат.в} \pi d_3^2 / 4, \quad (1)$$

где $\sigma_{зат.в} = (0,6 \div 0,8) \sigma_T$ (σ_T – предел текучести материала винта); $d_3 = d - 1,227P$ – внутренний диаметр резьбы винта (d – номинальный диаметр резьбы, P – шаг резьбы).

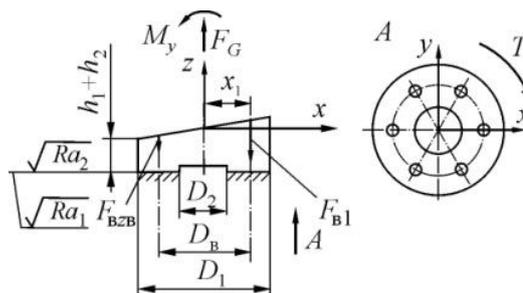


Рис. 2. Расчетная схема соединения УЭЦН

2. Вычисляют коэффициент χ_F основной нагрузки, определяющий, какую долю внешней нагрузки, приходящуюся на винты, составляет отрывающая сила. С учётом исследования [2], коэффициент основной растягивающей нагрузки для группового резьбового соединения z_B винтами с площадью поверхности контакта фланцев $A = \pi(D_1^2 - D_2^2)/4$ (см. рис. 2)

$$\chi_F = \frac{\lambda_k + \lambda_d}{\lambda_k + \lambda_d + \frac{\lambda_B + \lambda_{KB}}{z_B}}, \quad (2)$$

где λ_k , λ_d , λ_B и λ_{KB} – податливости соответственно контактирующих поверхностей фланцев, стягиваемых деталей, винта и контактирующих поверхностей первого нагруженного витка резьбы.

Податливость контактирующих поверхностей фланцев зависит от коэффициента податливости k контактного слоя фланцев и коэффициента ε влияния их масштаба:

$$\lambda_k = k\varepsilon/A. \quad (3)$$

Коэффициент податливости контактирующих поверхностей фланцев

$$k = 0,5Ra c_0 / (Ep)^{0,5}, \quad (4)$$

где $Ra = (Ra_1^2 + Ra_2^2)^{0,5}$ – приведённая средняя арифметическая высота микронеровностей контактирующих поверхностей; c_0 – безразмерный параметр, зависящий от вида обработки поверхностей и направления следов обработки, который при повторных нагружениях соединения равен 355; $E = 2E_1E_2/(E_1 + E_2)$ – приведенный модуль упругости материалов стягиваемых фланцев; $p = z_B F_{зат}/A$ – давление в контакте, создаваемое силами затяжки винтов.

Коэффициент влияния масштаба $\varepsilon = f(\Delta - W_{max})$ определяется допуском Δ плоскостности и наибольшей высотой W_{max} волны шероховатой поверхности. При этом допуск плоскостности зависит [2] от степени точности по ГОСТ 24643–81 и наибольшего размера D контактной поверхности.

Податливость стягиваемых деталей

$$\lambda_d = (h_1 + h_2)/(EA), \quad (5)$$

где h_1, h_2 – толщины фланцев.

Податливость винта

$$\lambda_b = 4[(0,5d + l_0)/(\pi d^2) + (0,5d + l_1)/(\pi d_3^2)]/E_b, \quad (6)$$

где l_0 – длина гладкой части винта; l_1 – длина нарезанной нагруженной части винта (см. рис. 1); E_b – модуль упругости материала винта.

Податливость контактирующих поверхностей первого нагруженного витка резьбы

$$\begin{aligned} \lambda_{кв} &= k_b \varepsilon_b / A_p = [0,5Ra_b c_0 / (E_b p_b)^{0,5}] (d/50) / A_p = \\ &= 0,5Ra_b c_0 (d/50) / (0,34F_{зат} E_b A_p)^{0,5} = \\ &= 0,0172 Ra_b c_0 d / (F_{зат} E_b A_p)^{0,5} \end{aligned} \quad (7)$$

где k_b – коэффициент податливости контактного слоя витка резьбы; ε – коэффициент влияния его масштаба; $A_p = \pi(d^2 - d_3^2)/4$ – опорная площадь витка резьбы; $Ra_b = (Ra_{b1}^2 + Ra_{b2}^2)^{0,5}$ – приведенный параметр шероховатости резьбы; $p_b = 0,34F_{зат}/A_p$ – давление в первом нагруженном витке резьбы, создаваемое силой затяжки.

3. Вычисляют коэффициент χ_{My} основной нагрузки, определяющий, какую долю внешней нагрузки, приходящуюся на винты, составляет опрокидывающий момент относительно оси y . С учётом исследования [2],

$$\chi_{My} = \frac{\lambda_k + \lambda_a}{\lambda_k + \lambda_a + \lambda_k + \lambda_{кв}} \frac{I_y}{A \sum_{i=1}^{z_B} 0,5D_B \cos 2\pi i / z_B^2}$$

где $I_y = \pi D_1^4 [1 - (D_2/D_1)^4]/64$ – момент инерции контактной поверхности фланца относительно оси y .

4. Амплитуда силы, нагружающей винт,

$$F_a = \chi_{My} M_y \frac{0,5D_B}{\sum_{i=1}^{z_B} 0,5D_B \cos 2\pi i / z_B^2} \quad (9)$$

5. Статическая сила, нагружающая винт,

$$F_m = F_{зат} + \chi_F \frac{F_G}{z_B} + \chi_{My} M_y \frac{0,5D_B}{\sum_{i=1}^{z_B} 0,5D_B \cos 2\pi i / z_B^2}$$

6. Запас прочности $S_{\sigma c}$ по пределу выносливости [3], [4] стержня винта вычисляют, учитывая наличие концентратора напряжений – галтели вблизи головки винта:

$$S_{\sigma c} = \sigma_{-1} / (K_{\sigma D} \sigma_{ac} + \Psi_{\sigma} \sigma_{mc}), \quad (11)$$

где σ_{-1} – длительный предел выносливости материала; $K_{\sigma D} \approx 1,42$ – коэффициент снижения предела выносливости детали [4]; $\sigma_{ac} = 0,5 F_a / (\pi d^2/4)$ – амплитуда напряжений в винте; $\Psi_{\sigma} \approx 0,1$ – коэффициент, характеризующий чувствительность материала к асимметрии цикла; $\sigma_{mc} = F_m / (\pi d^2/4)$ – среднее напряжение цикла.

7. Запас прочности по сопротивлению усталости резьбовой части винта [3], [4]

$$S_{\sigma} = \sigma_{-1} / (K_{\sigma D} \sigma_a), \quad (12)$$

где $K_{\sigma D}$ – эффективный коэффициент концентрации напряжений [3], равный $3,3 \div 3,6$ для крепежа из углеродистой стали, $3,6 \div 4,0$ для крепежа из низколегированной стали; $4,0 \div 4,5$ для крепежа из легированной стали; $\sigma_a = F_a / (\pi d_3^2/4)$ – амплитуда напряжений в винте.

8. Сопротивление усталости считается обеспеченным, если запасы прочности получены не менее допустимого $[S_{\sigma}]$. Согласно [3], [4], принимают $[S_{\sigma}] \geq 2,5$.

Оценим сопротивление усталости винтов М12 резьбового соединения шестью винтами класса прочности 10.9 ($\sigma_T = 900$ МПа, $\sigma_{-1} = 250$ МПа) с параметрами шероховатости резьбы $Ra_{b1} = Ra_{b2} = 2,5$ мкм погружного насоса. Фланцы стальные ($E = E_b = 2,1 \cdot 10^5$ МПа) и имеют размеры $D_1 = 103$ мм, $D_2 = 76$ мм, $D_b = 84$ мм, $h_1 = 12$ мм, $h_2 = 45$ мм. После затяжки соединение нагружено силой $F_G = 8 \cdot 10^4$ Н, которая на плече $r = 10$ мм создает опрокидывающий момент $M_y = 8 \cdot 10^5$ Н·мм. Принято: $l_0 = 0$, $l_1 = 12$ мм, $c_0 = 355$, $\Delta = 0,02$ мм, $W_{max} = 0,01$ мм. Расчет произведем для двух вариантов обработки контактных поверхностей фланцев с параметром шероховатости $Ra_1 = Ra_2 = 3,2$ мкм и $Ra_1 = Ra_2 = 3,2$ мкм, варьируя напряжения в винте от силы затяжки в диапазоне от $0,6\sigma_T$ до $0,9\sigma_T$.

Расчётами по формулам (1) – (12) получены результаты, представленные графиками на рис. 3.

Анализ результатов расчета позволяет заключить:

1. Запас $S_{\sigma c}$ прочности стержня винта при разных силах затяжки получен достаточным.

2. При напряжениях в винте от силы затяжки равных $(0,6 \div 0,9)\sigma_T$ в случае параметра шероховатости контактирующих поверхностей фланцев $Ra_1 = Ra_2 = 3,2$ мкм запас S_{σ} прочности в резьбе по сопротивлению усталости получен недостаточным. Если параметр шероховатости довести до $Ra_1 = Ra_2 = 1,25$ мкм, то этот запас повысится до допустимого уровня. Причем, чем больше сила затяжки, тем больше будет запас S_{σ} и меньше запас $S_{\sigma c}$.

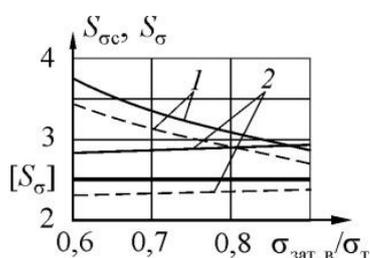


Рис. 3. Запасы прочности по сопротивлению усталости стержня винта (1) и его резьбовой (2) части для случаев $Ra_1 = Ra_2 = 3,2$ мкм (пунктир) и $Ra_1 = Ra_2 = 1,25$ мкм (сплошная линия)

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства образования и науки РФ по проекту 1403

1. Смирнов Н.И., Смирнов Н.Н., Мухамадеев К.Г. Исследования и пути повышения ресурса УЭЦН // Химическое и нефтегазовое машиностроение. 2000. №3. С.13–16.

2. Муркин С.В., Иванов А.С., Ермолаев М.М. Теоретико-экспериментальное исследование группового резьбового соединения, нагруженного отрывающей силой и опрокидывающим моментом. // Вестник машиностроения. 2014. № 5. С. 20 – 28.

3. Биргер И.А., Иосилевич Г.Б. Резьбовые соединения. М.: Машиностроение, 1973. 256 с.

4. Иосилевич Г.Б. Детали машин: Учебник для вузов. М.: Машиностроение, 1988. 368 с.

СОЗДАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ КОМПАУНДНЫХ САМОСМАЗЫВАЮЩИХСЯ МАТЕРИАЛОВ МАС

В.А.Иванов

Тихоокеанский государственный университет, Хабаровск, Россия; molk46@mail.ru

Лаборатория композиционных материалов Тихоокеанского государственного университета в течение ряда лет ведет научно-исследовательские работы в области создания самосмазывающихся материалов на основе композитных материалов и технологий производства триботехнических изделий – деталей узлов трения машин.

Система научных исследований включает получение новых составов, исследование образующихся структур и изучение качественных свойств материалов и изделий – физико-механических и специфических триботехнических характеристик, применение материалов в узлах трения. Разработка и модификация новых составов проводится на основе композитов из реактопластов: эпоксидных и фенолформальдегидных смол и наполнителей: фторопластов, различных твердых смазок – графита, дисульфида молибдена, волокнистых армирующих материалов различной природы и других компонентов.

Система конструкторско-технологических мероприятий по созданию узлов трения и производственной технологии производства эпоксидфторопластов и изделий из них включала следующие направления:

-конструирование и расчет подшипников и узлов трения;

-разработку и исследование способов подготовки компонентов и композитов для МАС; модификацию эпоксидфторопластов;

-разработку и исследование способов формирования из композитов изделий триботехнического назначения;

-создание комплекса специального оборудования, механизированных устройств, аппаратов, станков, технологической оснастки и инструментов по переработке и изготовлению изделий из материалов ЭФЛАСТ, ЭФЛОНГ, ФЭЛОН;

-создание технологических линий и участков по производству и автоматизация оборудования с целью обеспечения стабильности качества продукции.

Высокие эксплуатационные характеристики показали самосмазывающиеся эпоксидфторопластовые материалы, которые получили общее обозначение – МАС. Эти материалы могут применяться в условиях ограниченной смазки, без смазки, в воде, в том числе – морской, при давлениях до 100 МПа и при повышенных скоростях скольжения до 70 м/с (со смазкой), в диапазоне температур от -60 °С до +120 °С при низком коэффициенте трения до 0,05, обладают коррозионной стойкостью, ударной устойчивостью

Разработанные антифрикционные самосмазывающиеся материалы (МАС) подразделены в зависимости от состава, структуры, свойств и технологии изготовления, а также, назначения и условий эксплуатации на группы.

1. ЭФЛОНГ – группа антифрикционных покрытий, получаемых по технологии центробежного литья на основе композиций эпоксидфторопластов с наполнителями – твердыми смазками, армированных рубленым стекловолокном (или без него).

2. ЭФЛАСТ – группа антифрикционных конструкционных армированных тканями материалов, изготавливаемых по технологии намотки и прессования тканых материалов с пропиткой эпоксидфторопластовыми компаундами

3. ФЭЛОН материалы на основе комплексных матриц смол (эпоксидной и фенолформальдегидной) и водных суспензий фторопласта. Запатентованы комбинации ЭФЛОНГа и ЭФЛАСТа – технологии и конструкции подшипников скольжения в виде намотанных тканых материалов с последующим центробежным литьем композиций эпоксидфторопластов с наполнителями в виде покрытий.

Изготавливаемые подшипники скольжения не требуют специального технического ухода являются самосмазывающимися. Внутренняя твердая и жидкая смазки обеспечивают длительную работу узлов и агрегатов в различных условиях, в том числе, при высоких нагрузках, в водной и агрессивной средах. Антифрикционные покрытия и материалы МАС по антифрикционным, триботехническим свойствам и стоимости способны успешно заменить латунные, чугунные и бронзовые подшипники скольжения, а также металлофторопластовые и полиамидные. Испытания проводились в реальных производственных условиях, и результаты позволяют говорить об уменьшении издержек, увеличении срока службы узлов трения, снижении уровня шума и вибраций.

Лаборатория постоянно оказывает техническую помощь предприятиям в поставке запасных частей, организации ремонтов деталей и узлов трения - подшипников скольжения и деталей уплотнительных систем гидроцилиндров, манипуляторов, транспортеров и т.п. Имеется положительный опыт по созданию производственных участков на предприятиях машиностроения и судостроения по мелкосерийному изготовлению композитных самосмазывающихся подшипников МАС.

СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ ГРАНИЦЫ РАЗДЕЛА В КОМПОЗИЦИОННОМ МАТЕРИАЛЕ ВНУТРИКОСТНЫЙ ИМПЛАНТАТ – КОСТНАЯ ТКАНЬ

Калита В.И., Комлев Д.И., Комлев В.С., Иванников А.Ю., Радюк А.А., Гнедовец А.Г.,
Мамонов В.И.

ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва, Россия. vkalita@imet.ac.ru

Композиционные пористые покрытия титана и гидроксиапатита разработаны для внутрикостных имплантатов. Сдвиговая прочность трёхмерных капиллярно - пористых плазменных титановых покрытий повышается при применении дополнительных дуговых разрядов.

Composite porous coatings of the titanium and hydroxyapatite are developed for intrabone implants. Shear strength of the three-dimensional capillary porous plasma titanium coatings raises at application additional arc discharge.

Система внутрикостный имплантат - костная ткань является сложным вариантом композиционного материала, в котором граница раздела между компонентами окончательно формируется после врастания новой костной ткани в поверхность имплантата. Сложно совместить работу титанового имплантата и костной ткани из – за 10 кратной разницы в модулях упругости и отсутствия прочной химической связи. При одинаковой механической нагрузке деформации титана и костной ткани различны, что приводит к микронапряжённости и микродеформации на их границе. Для уменьшения этого влияния границу формируют из пористого титанового плазменного покрытия, модуль упругости которого имеет промежуточное значение между монолитным титаном и костью, 0,04-0,25 от модуля упругости монолитного титана. Пористость покрытия увеличивает площадь границы и повышает несущую нагрузку. Наличие на поверхности пористого титанового покрытия слоя гидроксиапатита (ГА) дополнительно увеличивает несущую нагрузку за счет большей прочности соединения ГА с костной тканью. Можно говорить о необходимости создания объемной композиционной пористой и прочной границы раздела с биоактивной поверхностью. Исследования в области биологии рекомендуют размер пор 300 – 600 мкм для успешного врастания костной ткани и ее последующего функционирования. На начальном этапе была разработана технология получения пористых покрытий для внутрикостных имплантатов, основанная на принципах порошковой металлургии, используемых при получении пористых объемных

материалов: спекание сферического порошка. Для получения покрытий с такой структурой при плазменном напылении использовали порошок титана с частицами сферической формы диаметром 200 мкм, невысокие скорости частиц и относительно низкие мощности плазмотрона, что определило малую степень деформации напыляемых частиц на подложке. Такие пористые покрытия имеют относительно низкую прочность из-за точечных контактов между частицами, сдвиговая прочность 18 МПа при пористости 50%, и структуру пористости с расширением и сужением пор, что затрудняет врастание костной ткани в покрытие [1]. Нанесение ГА на пористое титановое покрытие закрывает проходы в поровое пространство [2]. Авторы данной работы имеют свою концепцию организации объемной границы раздела имплантат – костная ткань за счёт формирования трёхмерных капиллярно - пористых (ТКП) титановых (ТКП Ti) покрытий, состоящих из гребней и впадин [3]. В таких покрытиях заложен новый принцип разделения плотного (гребни) и пористого (впадины) объемов покрытия. Такие покрытия могут быть оптимальными по структуре пористости и прочности. Гребни ТКП Ti покрытия передают механическую нагрузку с имплантата на костную ткань. Прочность гребней может быть доведена до прочности соизмеримой с прочностью монолитных материалов. ГА покрытия наносятся микроплазменным окислением или плазменным напылением на поверхность ТКП Ti покрытия и существенно повышают биоактивность имплантатов (Рисунок 1) [3].

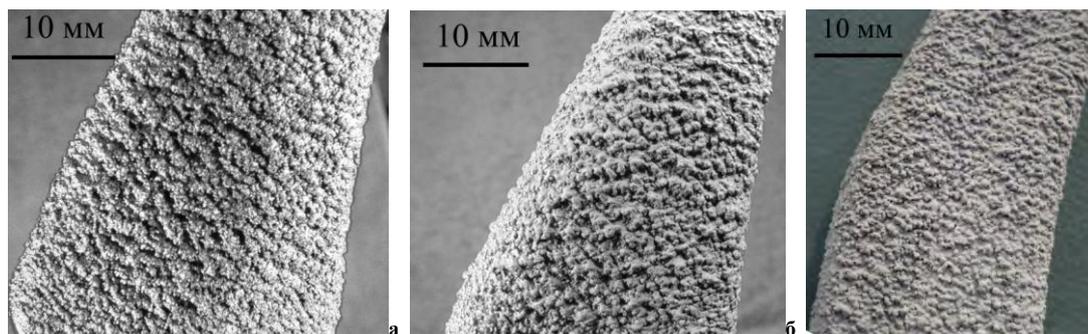


Рисунок 1. Трехмерное капиллярно – пористое титановое покрытие (а) на реальном тазобедренном имплантате «ножка», (б) с дополнительным биоактивным ГА покрытием, нанесенным в ООО «Сибспарк» НИОЦ «Микроплазменные технологии» Томская особая экономическая зона, (в) с дополнительным биоактивным покрытием ГА, напыленным в ИМЕТ РАН г.Москва.

В настоящем исследовании проанализировали влияние на сдвиговую прочность ТКП Ti покрытия двух дополнительных дуговых разрядов между плазмотроном и проволокой и между плазмотроном и подложкой. Цилиндры из титана марки ВТ1-00 использовали в качестве подложек для напыления покрытий для сдвиговых испытаний. Напыление ТКП Ti покрытий толщиной до 1 мм выполнили на универсальной плазменной установке УПУ-3д с дуговым плазмотроном постоянного тока. В основном эксперименте исследовали зависимость сдвиговой прочности ТКП Ti покрытий от времени активации подложки дуговым разрядом между плазмотроном и подложкой. Нанесение дополнительного ГА покрытия на ТКП Ti покрытие проводили из порошка с размером частиц 25-63 мкм на установке УПУ-3д. При разработке метода

испытания исходили из того, что максимальное значение сдвиговой прочности композита ТКП Ti покрытия – костная ткань будет достигнуто после полного врастания костной ткани в поровое пространство ТКП Ti покрытия. Сымитировать такое состояние испытываемого образца можно, заполнив пространство впадин веществом с механическими свойствами близкими к костной ткани. В качестве такого вещества была выбрана пластмасса марки MultiFast фирмы Struers. Вид образца для испытания системы имплантат – имитатор костной ткани на сдвиг представлен на рисунке 2. Аналогичную методику применили для определения сдвиговой прочности ГА покрытия и модельного композиционного материала пластмасса - цилиндрический титановый имплантат с выступами высотой до 1 мм.

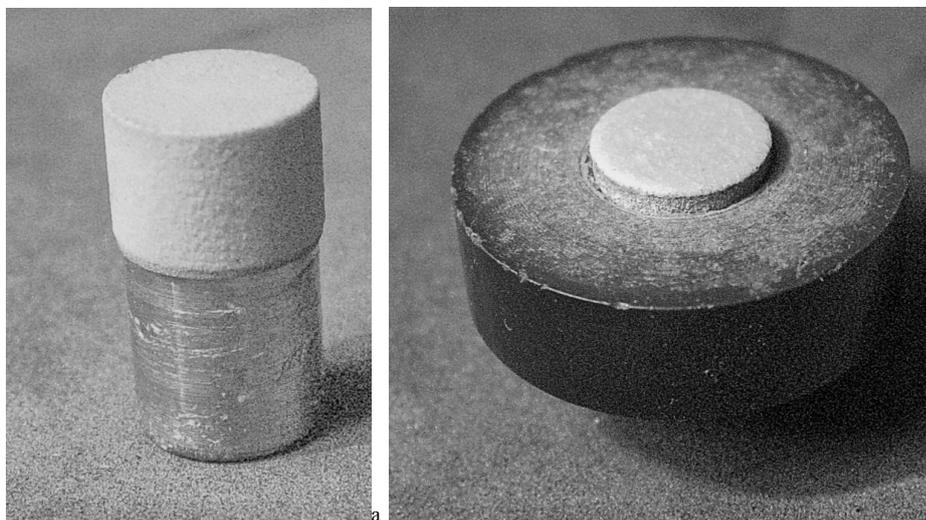


Рисунок 2. Образец с ГА покрытием после напыления (а) и после сдвигового испытания (б).

Полученные в настоящем исследовании сдвиговая прочность ТКП Ti покрытия при пористости 46% имеет значение 120,6 МПа - высокий результат, что в 6,7 раза выше упомянутых традиционных покрытий [1].

Для «естественных» способов обработки поверхности характерно соотношение шероховатости Ra/Rz в пределах 0,15 – 0,25 [4]. При плазменном напылении, когда угол соударения частиц с подложкой составляет 90°, напыляемые

частицы статистически распределяются по поверхности покрытия, при этом Ra/Rz также соответствует вышеуказанному значению. Механизм формирования ТКП Ti покрытий иной, при углах соударения напыляемых частиц с подложкой менее 45° за уже затвердевшей на подложке частицей, формирующей основание гребня, образуется теневая зона, в которую не могут попасть следующие частицы, так формируются впадины ТКП покрытий. Высота гребней и глубина

впадин равна толщине покрытия. Такой механизм формирования ТКП покрытий приводит к изменению соотношения Ra/Rz на 0,340 - 0,436 [5].

Исходные ГА порошки для напыления содержат только ГА фазу. После плазменного напыления среднее содержание этой фазы в покрытиях снижается до 76,4 % и присутствуют $Ca_3(PO_4)_2$, $Ca_4(PO_4)_2$, $Ca_4(PO_4)_2O$, $Ca(OH)_2$ и CaO фазы, которые образуются в результате разложения ГА. Гидротермическая обработка в парах воды при 650°C приводит к обратному протеканию химических реакций в покрытии, содержание фазы ГА в покрытии повышается до 94,2 %.

Предположения о большей эффективности гребней при передаче механической нагрузки ТКП Ti покрытием подтверждены при сдвиговых испытаниях модельного композиционного материала «цилиндрический титановый имитатор имплантата с выступами – пластмасса» [6]. Увеличение высоты выступов, обработанных абразивом, с 386 до 1005 мкм повышает сдвиговую прочность с 52,1 до 73,9 МПа, а отношение экспериментальной величины сдвиговой прочности к расчетной величине по правилу смесей повышается с 68,59 до 95,40 %. Без обработки абразивом увеличение высоты выступов с 170 до 1018 мкм повышает сдвиговую прочность композиционного материала незначительно, с 51,2 до 56,4 МПа, а отношение экспериментальной величины сдвиговой прочности к расчетной величине по правилу смесей повышается с 69,37 до 79,52 %. Эти данные свидетельствуют о более эффективном противодействии выступов, обработанных абразивом, поперечному сдвигу пластмассы по боковой поверхности выступа. Из этих результатов следует более сложный расчет сдвиговой прочности соединения "имплантат - пластмасса" при механическом нагружении, чем это предлагается по правилу смесей.

Следует отметить, перспективность использования ТКП покрытий помимо биомедицинских и для других инженерных применений. Они могут быть использованы в качестве: 1 - носителя катализаторов, на поверхности которых требуется поддержание заданной температуры в узких пределах; 2 – покрытия на поверхности теплообменных аппаратов, работающих в режиме смены агрегатного состояния рабочего тела; 3 - теплозащитного покрытия с регулируемой пористостью и пониженным уровнем остаточных напряжений.

Можно констатировать, что разработан эффективный способ формирования покрытий с новым типом пористой структуры с разделением плотного и порового объемов материала покрытия на гребни и впадины.

Исследование выполнено за счет средств проекта РНФ № 15-19-00078. Авторы выражают благодарность Мамаеву А.И. и Мамаевой В.А. за

помощь в нанесении ГА покрытий.

Список литературы

1. Sahay V., Lare P.J., Hahn H. Physical and Mechanical Characterization of Porous Coatings for Medical and Dental Devices. Thermal Spray, Research and Application// Proceeding the Third National Thermal Spray Conference, Long Beach, CA. USA, 20-25 May 1990, p. 425-430.
2. Veronica Borsari, Gianluca Giavaresi, Milena Fini, Paola Torricelli, Armando Salito, Roberto Chiesa, Loris Chiusoli, Andreas Volpert, Lia Rimondini, Roberto Giardino. Physical Characterization of Different-Roughness Titanium Surfaces, With and Without Hydroxyapatite Coating, and Their Effect on Human Osteoblast-Like Cells. J Biomed Mater Res Part B: Appl Biomater. 2005. v. 75B. p. 359–368.
3. Калита В.И., Гнедовец А.Г., Мамаев А.И., Мамаева В.А., Писарев В.Б., Маланин Д.А., Мамонов В.И., Снигур Г.Л., Крайнов Е.А. Формирование композиционных пористых покрытий на поверхности имплантатов низкотемпературной плазмой. Физхим. 2005, №3, с. 39-47.5.
4. Топорев А.С. Оптика шероховатых поверхностей. - Л.: Машиностроение Ленинградское отделение, 1988.-191с.
5. Калита В.И., Бочарова М.А., Трушников А.С., Шатерников Б.Н. Структура поверхности титановых материалов, предназначенных для внутрикостных имплантатов. Металлы 2005, №3, с. 105 –113.
6. Калита В.И., Еременко В.И., Комлев Д.И. Влияние макро и микроструктуры границы раздела в композиционном материале «цилиндрический титановый имитатор имплантата с выступами – пластмасса» на его механические свойства при сдвиге. Физика и химия обработки материалов. 2001. №1. с. 82-86.

ПЛАЗМЕННЫЕ ЭРОЗИОННОСТОЙКИЕ ТЕПЛОЗАЩИТНЫЕ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ ТУГОПЛАВКИХ ОКСИДОВ ZrO_2

Кляцкина Е.А.¹, В. Н. Бутрим², Сальвадор М.Д.¹, А. И. Портных³

¹ Instituto de Tecnología de Materiales (Universidad Politécnica de Valencia) klyatskinae@inbox.ru

² ОАО "Композит" Королев, Россия

³ Воронежский механический завод - филиал ФГУП "ГКНПЦ им. М.В. Хруничева", Воронеж, Россия

В работе представлены результаты исследования микроструктуры и механических свойств теплозащитных керметных покрытий на основе диоксида циркония, полученных методом плазменного напыления.

Ключевые слова: диоксид циркония, адгезия, теплозащитное покрытие, плазменное напыление.

Цель

Теплозащитные покрытия (ТП), как правило, используют в таких областях, как авиационные и ракетные двигатели или энергетика для защиты элементов металлических конструкций в горячих средах [1]. Качество, а, следовательно, работоспособность ТП, нанесенных как плазменным напылением, так и любым другим способом, зависит от адгезии (сцепления) между покрытием и основой, а также, от адгезии между промежуточным металлическим подслоем и керамическим верхним слоем покрытия [2]. Поскольку значения термического коэффициента линейного расширения (ТКЛР) керамического покрытия и материала основы, как правило, резко различаются, необходимо согласование свойств покрытия и основы, которое осуществляется посредством нанесения подслоя, имеющего промежуточные свойства.

Целью работы является исследование микроструктуры и механических свойств покрытий, полученных методом плазменного напыления, а также, анализ причин возникновения и распространения трещин на границе слоев теплозащитного покрытия.

Материалы и методы

Материалом исследования являлись керметные двухслойные теплозащитные покрытия: Материал основы - хромистая бронза марки БрХ08, химический состав сплава соответствовал ГОСТ 18175-78.

Для формирования подслоя использовали два вида порошкового материала: либо порошок высоколегированного сплава марки ПХ20Н80 состава: 20%Cr и 80% Ni по ГОСТ 13084-88, либо порошок композиционный терморегулирующий для газотермического напыления марки ПТ-Ю10-Н состава 10% Al и 90% Ni по ТУ 14-22-76-95.

Для нанесения основного слоя ТП использовали смесь порошковую керметную марки ДЦН 80/20, состоящей на 80% из порошка диоксида циркония российского производства (ТУ 1762-356-56897835

-2003 «Порошки диоксида циркония, стабилизированные оксидом кальция») и на 20% из порошка высоколегированного сплава марки ПХ20Н80.

Подготовку поверхности образцов под напыление осуществляли абразивно-струйной обработкой карбидом кремния черным марки 54С по ГОСТ 26327-84 за два прохода при давлении 5 атм., угле атаки абразива 60° и расстоянии 90 мм до обрабатываемой поверхности.

В качестве переменной величины в исследовании были использованы порошки зернистостью F-46 и F-20. Нанесение теплозащитного покрытия осуществляли на установках УПУ-3М и Sulzer Metco. Режимы нанесения подслоя и керметного покрытия предоставлены в таблице 1.

Исследовали структуру, химический состав и распределение элементов на образцах - имитаторах. Для структурного анализа использовали следующие методы и оборудование:

- сканирующий растровый электронный микроскоп JEOL модель JSM 6300, оснащенный анализатором рентгеновского излучения марки Oxford Instrument модель XMax 20, для определения поэлементного состава (DRX) и изучения микроструктуры границы раздела между подложкой и покрытием;
- система OXFORD Ins. локальностью 5 мкм для определения локального химического состава методом рентгеновского энергодисперсионного анализа;
- микроскоп марки Nikon LV 100, оснащенный программным обеспечением Nis elements 8, для металлографического контроля толщины структурных составляющих плазменных покрытий.

Шероховатость поверхности определяли на профилометре Perthometer M2 фирмы Maht.

Испытания на адгезионную прочность проводили на образцах – свидетелях на универсальной машине для механических испытаний марки INSTRON.

Таблица 1. Режимы нанесения покрытий

Структурная составляющая	I, А	U, В	плет, об/мин	V _{гор} , об/мин	V _{вр} , г/мин	q _{пл} , л/мин	q _{тр} , л/мин	ЛН, мм
Подслой	360±5	45±2	14	4.4	25(31)...30(36.6)	3±0.5	2.2±0.2	90±5
Керметный слой	460±20	50±2	14	4.4	29(48)-51(87.7)	6±0.5	2.6...4.1	90±5

Результаты и их обсуждение

1. Исследование влияния подготовки поверхности на адгезионную прочность покрытия.

Прочность сцепления напыленного покрытия с основой зависит от чистоты напыляемой поверхности, ее конфигурации и шероховатости. Перед напылением деталь подвергают абразивно-струйной обработке, которая состоит в воздействии на обрабатываемую поверхность струи твердых частиц, движущихся с большой скоростью. В результате на поверхности образуется микрорельеф с пластически деформированным слоем.

Основными факторами, определяющими свойства обрабатываемой поверхности материала детали, являются вид, размер и форма твердых частиц, их расход на единицу поверхности, а также скорость соударения с основой и угол атаки.

В результате металлографического исследования шлифов образцов установлено, что адгезия покрытия к основному металлу выше, когда присутствует керметный слой, см. рис. 1.

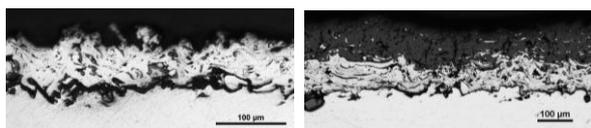


Рис. 1. Фотография микрошлифов образцов а) с подслоем, б) с подслоем и основным керметным слоем

Следует отметить, что наблюдаются отдельные микродефекты в виде единичных вкраплений карбида кремния в медную матрицу. При абразивно-струйной обработке частицами крупной фракции увеличивается количество таких микродефектов, их размер и протяженность, что позволяет сделать вывод о том, что использование для обработки порошка карбида кремния фракции F20 нецелесообразно.

При использовании порошка с частицами крупной фракции сильно увеличивается шероховатость обрабатываемой поверхности, в результате чего происходит схлопывание медной основы над частицами карбида кремния. Это делает еще более неровной поверхность, на которую наносится покрытие, и, как следствие, невозможным обеспечить равномерную толщину промежуточного подслоя.

Исследование на растровом сканирующем микроскопе поверхности поперечных шлифов позволило установить природу и состав включений, наличие микропористости, поперечных микротрещин и оценить степень пористости покрытия.

На рис. 2 на поверхности шлифа между подложкой и промежуточным слоем наблюдается участок размером 170 мкм, который на первый взгляд идентифицируется как пора, но исследования в режиме отраженных электронов позволили установить, что это включение карбида кремния, полученное в ре-

зультате абразивно-струйной обработки.

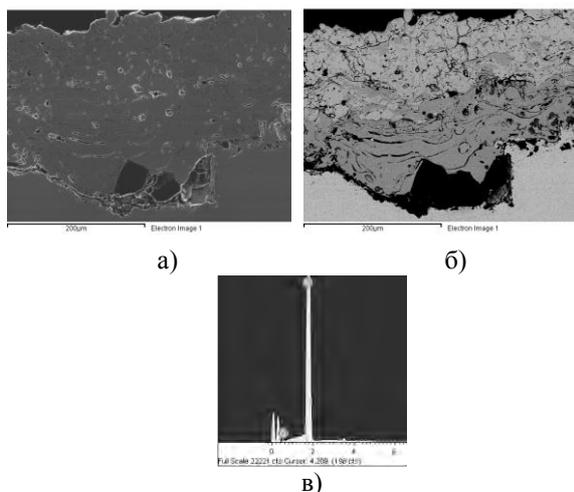


Рис. 2. Фотография участка поперечного микрошлифа образца, (X 300). а) съемка в режиме отраженных электронов, б) съемка в режиме вторичных электронов, в) съемка участка с частицей в характеристическом излучении К α кремния

Энергодисперсионный анализ показал, что частица состоит из кремния, содержание углерода невозможно определить с помощью этого анализа из-за низкого атомного веса элемента.

2. Влияние стабильности работы установки для напыления на адгезию.

Исследовали покрытия, полученные на двух установках плазменного напыления: УПУ-3М и Sulzer Metco. Анализ полученных образцов показал, что распределение слоев, как подслоя, так и основного керметного слоя, более равномерно на образцах напыленных на установке УПУ-3М по сравнению с образцами, полученными на установке Sulzer Metco.

Вероятно, энергетические параметры режима напыления на установке Sulzer Metco привели к локальному перегреву металла подслоя и, как следствие, ухудшению качества покрытия из-за деформации и растрескивания основного керметного слоя при его кристаллизации.

3. Влияние материала промежуточного подслоя на адгезионные характеристики

Для нанесения подслоя использовали два типа порошка: ПХ20Н80 и ПТ-Ю10-Н.

В табл. 2 показаны результаты испытаний на адгезионную прочность и технические характеристики образцов покрытий.

Сравнительный анализ результатов испытаний на отрыв показал, что величина адгезионной прочности всех керметных ЭТЗП находится на уровне выше среднестатистических значений отрывной прочности штатных покрытий, отрывная прочность керметного покрытия {подслой NiCr + кермет (80%

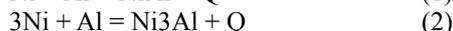
ZrO₂ + 20 %NiCr}} на БрХ08 должна быть не менее 60 кгс/см².

Таблица 2. Результаты испытаний на адгезионную прочность.

Марка SiC	Подслой	ТЗП	APS	Адгезионная прочность, кгс/см ²
F20	ПХ20Н80	ДЦН 80/20	Sulzer Metco	113
F20	ПХ20Н80	ДЦН 80/20	УПУ-3 М	95,2
F46	ПХ20Н80	ДЦН 80/20	Sulzer Metco	109,5
F46	ПХ20Н80	ДЦН 80/20	УПУ-3 М	110,9
F46	ПТ-Ю10-Н	ДЦН 80/20	Sulzer Metco	144,2

Следует отметить снижение отрывной прочности покрытий для образцов, прошедших пескоструйную обработку карбидом кремния большей дисперсности (фракция F20).

Самые высокие показатели были достигнуты для образцов с подслоем из терморегулирующего сплава марки ПТ-Ю10-Н, по-видимому, за счет дополнительного выделения тепла в пятне напыления в результате экзотермических реакций образования алюминидов никеля (1 и 2).



Полнота протекания указанных выше экзотермических реакций зависит от температуры и времени нахождения напыляемых частиц в реакционном состоянии. Максимальный тепловой эффект реакций достигается в диапазоне температур от 600 °С до 800°С. Энтальпия напыляемых частиц при завершении реакции может достигать 150÷300 кДж/моль.

На рис. 3 представлены фрактограммы поперечного сечения шлифа керметного покрытия с подслоем из сплава ПТ-Ю10-Н и медной подложкой обработанной карбидом кремния зернистостью F46.

Фрактографическое исследование поперечных шлифов образца показало, что при использовании терморегулирующего порошка марки ПТ-Ю10-Н наблюдается в основном керметном слое наличие продольных (рис. 3 а) и вертикальных (рис. 3 б) трещин, нетипичных для данного типа покрытий. Трещины, которые мы видим на шлифах, образуются в результате низкого коэффициента термического расширения и высокой скорости кристаллизации керамики.

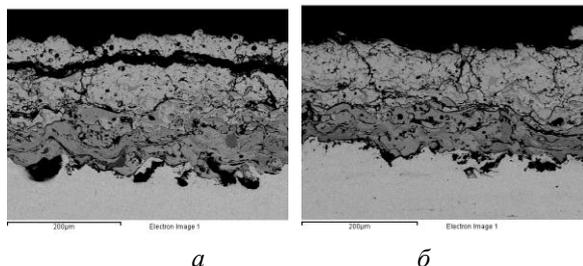


Рис.3. Фрактограмма образца (съемка во вторичных электронах, X250).

Согласно исследованиям, представленным в литературе [2, 4], наличие трещин данного типа обеспечивает повышение термоизоляционных характеристик покрытий.

Установлено, что промежуточный слой хорошо прилегает к основному слою покрытия. Улучшается адгезия между основой и подслоем, но ухудшается адгезия между подслоем и слоем кермета. Это наблюдение дает возможность предположить, что нужно заменить металлическую составляющую керметной смеси ПХ20Н80 на сплав ПТ-Ю10-Н, который используется в данном случае в качестве подслоя.

Список литературы

1. Пузряков А. Ф. Теоретические основы технологии плазменного напыления // 2008, МГТУ им. Н. Э. Баумана Стр. 360 ISBN: 978-5-7038-3045-1
2. Y. S. Tian et al, Recent developments in zirconia thermal barrier coatings // Surf. Rev. Lett. 12, 369 (2005).
3. Klyatskina E. Desarrollo y caracterizacion recubrimientos ceramicos nanoestructurados obtenidos mediante proeccion por plasma atmosferico // Tesis doctoral, Universidad Politecnica de Valencia., Mayo, 2012. — 239 p.
4. P. Carpio, Q. Blochet, B. Pateyron, L. Pawłowski, M. D. Salvador, A. Borrell, E. Sánchez. Correlation of thermal conductivity of suspension plasma sprayed yttria stabilized zirconia coatings with some microstructural effects // Materials Letters 107, 370-373. 2013

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ГРАФЕН- Al_2O_3 КОМПОЗИТА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОИСКРОВОГО СПЕКАНИЯ

Кляцкина Е.А.², Григорьев Е.Г.¹, Жолнин А.Г.¹, Вакуленко С.А.¹, Сальвадор М.Д.², Столяров В.В.^{1,3}

¹ National Research Nuclear University MEPHI (Moscow Engineering Physics Institute)

² Instituto de Tecnología de Materiales (Universidad Politécnica de Valencia) klyatskinae@inbox.ru

³ Mechanical Engineering Research Institute of Russian Academy of Sciences

⁴ Moscow State University of Mechanical Engineering (MAMI)

В работе представлены результаты сравнительного исследования композитов оксида алюминия с графеном, полученных из нано и ультрадисперсных порошков методом спарк-плазменного спекания. Показано, что способ перемешивания керамической матрицы с графеном имеет принципиальное значение для получения композита с высокими технологическими показателями.

Ключевые слова: оксид алюминия, плазменно-искровое спекание, графен, наноматериалы.

Цель

Благодаря работам Новоселова и Гейма в 2005 году была получена двумерная аллотропная модификация углерода, известная как графен. [1] Этот новый материал обладает рядом уникальных электро-физических, механических, тепловых свойств [2-5], а так же были выявлены противораковые свойства графена [6]. В частности, двухслойная модификация графена может быть использована как армирующая добавка в композитные материалы. В последнее время достаточно большое число публикаций освещает эффект графена в композитах на базе полимерных материалов, вместе с тем, имеется мало работ о влиянии графена на свойства керамических композитов.

Целью данного исследования является изучение структуры и свойств графен- Al_2O_3 композита, полученного методом плазменно-искрового спекания.

Материалы и методы

В качестве исходных материалов использованы порошки $\delta\text{-Al}_2\text{O}_3$ и графена. Порошки $\delta\text{-Al}_2\text{O}_3$ различной дисперсности получены окислением дисперсного алюминия в воздушной плазме и были поставлены ИМЕТ РАН. Средний размер частиц ультрадисперсной (УД) фракции составлял 150 нм, нанодисперсии - 45 нм. На рис. 1а видно, что частицы порошка оксида имеют преимущественно округлую форму, а их размер находится в интервале 25-250 нм.

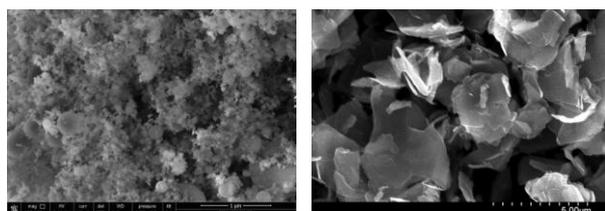


Рис.1. Макрофотография частиц: а) нанопорошок Al_2O_3 , б) графен

Графен изготовлен методом ультразвуковой эксфолиации фирмой Graphene-tech (Spain). Мате-

риал представлял собой неокисленные, черного цвета многослойные чешуйки, толщиной 3.0 нм (см. рис. 1б). Объемная доля графена во всех экспериментальных смесях составляла 0,5 вес.%. Перемешивание материала в сухом состоянии производили механическим методом, в мокром (в спирте) – ультразвуковым диспергатором. После мокрого перемешивания смесь сушили на воздухе при температуре $T_{\text{к}}=78\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Плазменно-искровое спекание обоих порошков проводили в вакууме на установке LABOX-625 SinterLand в графитовой матрице с внутренним диаметром 10 мм (сухая смесь) и 15 мм (мокрая смесь) при давлении 50 МПа. Скорость нагрева составляла $100^{\circ}\text{C}/\text{мин}$, максимальная температура нагрева – 1550°C , выдержка при максимальной температуре – 10 мин. Толщина таблетки после спекания составляла 2 мм. Подобный режим выбран эмпирически, как режим, обеспечивающий высокую однородность при максимальной средней микротвердости на поверхности спеченных компактов [7].

Методом гидростатического взвешивания определяли плотность таблетки. Микротвердомер FM-800 Future-Tech под нагрузкой 2 кг в течение 10 с измеряли распределение микротвердости по диаметру таблетки. Количество измерений – не менее 10. Для образцов с мокрым перемешиванием твердость (H) и модуль упругости (E) анализировали с помощью наноиндентора G200 фирмы Agi-lent Technol, под постоянной нагрузкой на отшлифованной поверхности образца произведено 25 измерений при постоянной глубине внедрения 2000 нм. Для образцов с сухим перемешиванием предел прочности и модуль упругости определяли на машине Quasar 50 в испытаниях на изгиб до разрушения.

Микроструктуру исследовали на изломе таблетки в сканирующем электронном микроскопе JSM-6610LV Oxford Instrument с анализом химического состава отмеченных особенностей структуры. Трибологические испытания проводились в сухих

условиях скольжения по схеме «стержень-диск», на трибометре производства CSM Instruments, в соответствии со стандартами тестирования ASTM G99-03 [8]. В качестве контртела использовали шар из $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ (радиус 6 мм, твердость 2400 HV10) производства фирмы GMS Ball Co Ltd. Параметры испытаний были: нормальная нагрузка 20 N, линейная скорость 0,1 м / с, пробег 2000 м и радиус кольца износа 3 мм. Во время испытаний поддерживались стандартные условия окружающей среды: $23 \pm 2^\circ\text{C}$ и $60 \pm 2\%$ относительной влажности. Поверхность образца была отполирована до шероховатости $Ra < 1$ мкм. Строение бороздки износа было изучено с помощью сканирующего электронного микроскопа FESEM HITACHI S-4800. Скорость износа, V_{wear} , была рассчитана в соответствии с формулой Ланкастера [9], как показано в уравнении (1), где V_{wear} - потеря объема образца (мм^3), F_N - нормальная нагрузка (Н), S - длина бороздки (м).

$$k_v = \frac{V_w}{F_N \times S} \quad (1)$$

Результаты и их обсуждение

В табл. 1 даны основные физико-механические характеристики полученных образцов. Как видно из таблицы характеристики спеченных с графеном таблеток при сухом перемешивании значительно уступают характеристикам спеченного оксида алюминия без графена. Видно, что наиболее высокими характеристиками обладает образец, спеченный из нанопорошка оксида алюминия, для которого среднее значение микротвердости заметно выше по сравнению с УД порошком и на 25-30% превышает микротвердость чистого корунда (α -модификация оксида алюминия). Результаты измерения микротвердости и ее однородности распределения по диаметру показаны на рис. 2.

Таблица 1. Основные характеристики спеченных образцов для сухого и мокрого перемешивания

Дисперсность оксида алюминия	Способ перемешивания	Измеренная плотность, г/см^3	Относительная плотность, %	Hv, ГПа	Предел прочности, МПа	Модуль упругости, ГПа
Нанопорошок, обр. №2	сухой	3,12	78,2	7,7	123,8	45,8
Нанопорошок, обр. №1		3,82	95,7	8,1	79,7	24,9
УД-порошок		3,89	97,5	10,2	108,4	36,1
Образец сравнения (без графена)		3.99 (*)	100	20-24	200	80
Нанопорошок	мокрый	39.46	98.9	27.4	260	45.7
УД порошок		39.14	98.1	21.3	210	45.3

Примечание: * табличное значение.

Они показывают, что при сухом приготовлении смеси и применении УД порошка средняя величина микротвердости выше, а ее однородность ниже по сравнению с нанопорошком оксида алюминия. Тогда как, в случае мокрого перемешивания значение параметров значительно выше, как для нано, так и для УД материала, см. рис. 2 в).

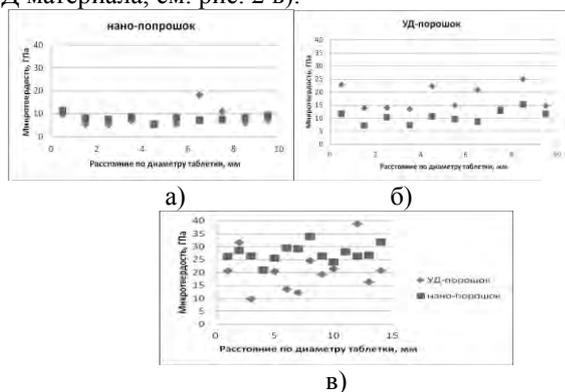


Рис. 2. Распределение микротвердости по диаметру таблетки: а) сухое перемешивание нанопорошка с графеном, б) сухое перемешивание УД порошка с графеном, в) мокрое перемешивание Al_2O_3 с графеном

Вне зависимости от способа перемешивания для нанопорошка отмечается меньший разброс значений микротвердости, чем для УД порошка. В

предыдущих работах без использования графита было замечено, что для УД-порошка достигаются более высокая плотность, микротвердость, предел прочности на изгиб, чем у компактов из нанопорошка [10].

Стоит отметить, что благодаря применению метода плазменно-искрового спекания, размер морфологических составляющих после спекания остаётся в пределах размера частиц исходного материала, см. рис. 3. Минимальный рост зерна достигается за счёт кратковременного цикла спекания при равномерном нагреве материала [11].

По-видимому, основной причиной снижения свойств композита является неконтролируемая агломерация графена при сухом перемешивании, подтверждаемая рис.3 а).

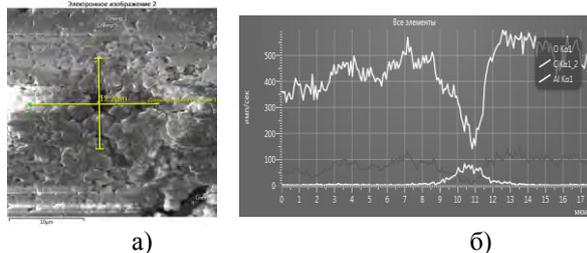


Рис. 3. а) микроструктура разлома таблетки, б) изменение химического состава вдоль линии 1.

Перекрестие желтых линий (см. рис. 3б) указывает на инородное включение (предположительно комочек графена). В зоне инородного включения имеет место увеличение содержания углерода и резкое снижение содержания алюминия и кислорода. Это подтверждает углеродную природу включения.

В табл. 2 даны результаты трибологических испытаний материала, полученного мокрым перемешиванием. УД материал показал худшее значение износостойкости по сравнению с нанопорошковым материалом.

Таблица 2. Результаты трибологических испытаний

Дисперсность Al ₂ O ₃	V _w (10 ⁻³ м ³)	K _v (10 ⁻⁶ м ³ /N-м)
УД порошок	6.38	7.975
Нанопорошок	3.54	4.425

Скорость износа керамики связана с размером зерна, поскольку уменьшается сопротивление растрескиванию на границах зёрен с увеличением размера зерна и, следовательно, количество зёрен выпавших из материала целиком уменьшается [12]. Таким образом, улучшение износостойкости материала композита следует обосновать nano размером зерен, который позволил улучшить его физико-химические и механические свойства.

SEM микрофотографии строения бороздки износа обоих материалов после испытаний показаны на рис. 4.

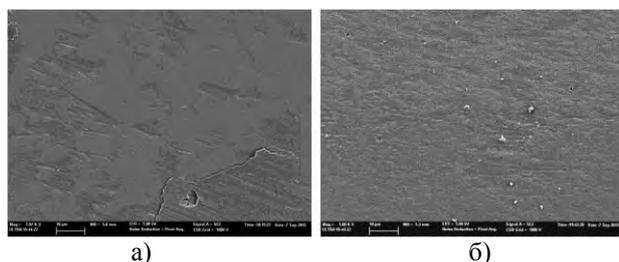


Рис. 4. а) микроструктура поверхности износа УД материала, б) микроструктура поверхности износа nano материала.

Патрон износа для УД материал хуже чем для nano материала, см. рис. 4 а). Можно различить следующие этапы процесса износа в материалах: начальный этап износа для материала nano и прогрессирующей стадии износа в случае УД материала [13]. Для обоих материалов наблюдается сосуществование различных механизмов износа: полировка, истирание, выбивание целых зерен, формирование трибопленки и хрупкое разрушение.

Таким образом, полученные данные показывают перспективу применения мокрого перемешивания ультразвуковой диспергацией нанопорошка оксида алюминия с графеном и последующего использования метода плазменно-искрового спекания для упрочнения и, возможно, улучшения других эксплуатационных свойств корунда (износостойкости, коэффициента трения, прочности).

Ссылки на использованные источники:

- Novoselov K. S. et al. Two-dimensional gas of massless Dirac fermions in graphene // Nature 438, 197 (2005) DOI:10.1038/nature04233
- Stankovich S. et al. «Graphene-based composite materials», Nature 442, 282 (2006)
- C. Soldano, A.Mahmood, E.Dujardin, Production, properties, and potential of graphene // Carbon48(2010)2127–2150.
- A.A. Balandin, S.Ghosh, W.Bao, I.Calizo, D.Teweldebrhan, F.Miao, C.N. Lau, Superior thermal conductivity of single-layer graphene // Nano Lett. 3(2008)902–907.
- I.W. Frank, D.M.Tanenbaum, A.M.Vander Zande, P.L.McEuen, Mechanical properties of suspended graphene sheets // J.Vac.Sci. Technol. 6(2007)2558–2561.
- Catharine Paddock PhD. Graphene shows anticancer potential // Medical News Today (26 February 2015).
- А.Г. Жолнин, И.В. Ковалева, М.С. Юрлова, А.М. Ильина, Е.Г. Григорьев, Е.А. Олевский: Одноосное магнитно-импульсное прессование нанопорошка α-Al₂O₃ с последующим свободным традиционным и спарк-плазменным спеканием // Физика и химия обработки материалов 2015, №2, с.73-79
- ASTM International: ASTM G99-03: Standard test method for wear testing with a pin-on-disc apparatus. ASTM annual book of standards. ASTM International: West Conshohocken (2003)
- Lancaster, K.: The influence of substrate hardness on the formation and endurance of molybdenum disulphide films // Wear 10, 103–107 (1967)
- А.Г. Жолнин, И.В. Ковалева, В.Ю. Рытенко, И. О.Пахило–Дарьял, И. С. Литвинова, Е.Г. Гольцов, В.Ю. Григорьев, Е.А. Олевский: Влияние размеров частиц порошка оксида алюминия на результаты спарк-плазменного спекания // 2015 в печати
- Kovaleva I., Zholnin A., Grigoryev E., Olevsky E.: Magnetic pulse compaction and subsequent spark plasma sintering of nanostructured alumina // Proceeding from congress Machines. Technologies. Materials 2015 Varna, Bulgaria
- C.F. Gutierrez-Gonzalez, A.Smironov, A.Centeno, A.Fernández, B.Alonso, V.G. Rochad, R.Torrecillas, A.Zurutuza, J.F.Bartolome Wear behavior of graphene/alumina composite // Ceramics International 41(2015)7434–7438
- J. Denape. Wear Debris Action in Sliding Friction of Ceramics. Wear Particles - D. Dowson et al. (Editors) // 1992 Elsevier Science Publishers 6. V. All rights reserved. 453, Paper XI (iii)

ИНТЕНСИВНОЕ УПЛОТНЕНИЕ В КОНИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕ НА ПРЕССАХ ГЕТЕРОФАЗНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ СМЕСЕЙ ПРИ РЕАЛИЗАЦИИ СДВИГОВЫХ ДЕФОРМАЦИЙ

В.Н. Кокорин, А.В. Кокорин, А.А. Евстигнеев, Б.Р. Зиннатов

Ульяновский государственный технический университет

В работе представлены результаты экспериментальных исследований процесса интенсивного уплотнения и структурирования гетерофазных механических смесей теоретической плотности с реализации сдвига при использовании конической матрицы. Установлены основные закономерности структурирования порошковых материалов.

The paper gives the experimental results of intensive powder materials pressing process investigations and of structuring the heterophase mechanical mixtures of theoretical density with shear realization in conical matrix. Some basic laws of structure formation are established.

Проблемы, связанные с применением традиционных методов уплотнения порошковых материалов, способствовали развитию новых эффективных технологий прессования с использованием сдвига.

В настоящее время сотрудниками кафедры «Материаловедение и ОМД» УлГТУ проводятся исследования интенсивного структурирования порошковых металлических смесей на основе учета реологии уплотняемого материала. В работах последних лет представлен способ и технология интенсивного прессования гетерогенных увлажненных материалов на основе железа при получении плотноупакованной структуры (плотностью, близкой к теоретической), имеющей прочные межчастичные диффузионные связи с образованием эффективного ювенильного контакта. В отличие от традиционной технологической схемы, рассматриваемый процесс характеризуется интенсивным уплотнением структуры за счет присутствия в дисперсной порошковой системе жидкости.

Установлено, что введение жидкости малой вязкости (например, вода, ацетон) в количестве 10..15% масс. доли позволяет получить высокоплотные детали с остаточной пористостью не превышающей 3%, что определяет технологию, как рекомендуемую при изготовлении тяжело нагруженных изделий машиностроительного назначения.

Исходная трехкомпонентная смесь (металл основы-жидкость-воздух пор) представлена в виде структурно связанного тела с гибкими связями. В результате теоретико-аналитических и экспериментальных исследований установлено, что в данном процессе консолидации реализуется эффект «схлопывания» пор при транспортировании жидкости и растворенного в ней воздуха, моделируя сдвиговые деформации при поперечном (в сторону инструментального зазора) перемещении вторичных фаз, образуя

новые контактные поверхности, определяя высокий уровень качества структуры.

Можно предположить, что для получения плотных структур (остаточная пористость $\leq 1\%$), сопоставимых по уровню физико-механических и эксплуатационных свойств с компактными, необходима механическая схема прессования, комплексно реализующая уплотняющее нагружение с наложением развитых сдвиговых деформаций.

В экспериментальных исследованиях была использована механическая смесь (композиция, состоящая из распыленного железного порошка АНС100.29 и воды). Массовое соотношение основных элементов смеси составила 85:15, что соответствует представленной физической модели поглощения (растворения) жидкостью порового воздуха при дальнейшем нагружении. Приготовление смеси осуществлялось согласно требованиям международного стандарта ИСО.10076.

В сухой железный порошок, помещенный в стакан лопастного смесителя, заливалась вода и производилось перемешивание механической смеси в течении 10 мин до образования гомогенной структуры.

Была использована прессформа с наклонными коническими образующими, обеспечивающая образование дополнительной степени свободы перемещающейся под действием осевой внешней нагрузки механической смеси, что соответствует физической модели уплотнения гетерофазной смеси при реализации сдвига (модель кавитационного ядра по Гарвею).

Анализ кинематики кривой уплотнения позволила выявить характерные особенности функциональной связи: плотность-давление.

Установлен интенсивный рост плотностей в диапазоне прикладываемых давлением 0...100(120)МПа. Отмечен монотонный рост плотности структуры при увеличении давления до 950 МПа, причем, интенсивность увеличения плотности в

рассматриваемом диапазоне давлений уменьшилась на порядок.

При дальнейшем увеличении прикладываемого давления интенсивность роста плотности уменьшилась (на порядок), что характеризует изменение механизма структурообразования. Порядок изменения интенсивности роста плотности структуры сохраняется в пределах прикладываемого давления на уровне 1250(1270) МПа, при этом плотность структуры составила $7,63 \text{ г/см}^3$. В последующем при увеличении давления интенсивность роста плотности имеет затухающий характер и практически исчерпывается ($0,005$) при давлении 1550 (1590) МПа, при этом, плотность структуры фиксируется на уровне $7,79 \text{ г/см}^3$ ($Q_{\text{ост}} \approx 1\%$).

По результатам анализа изменения кривых уплотнения (численных значений интенсивности уплотнения) предложено рассматривать процесс консолидации увлажненной смеси при реализации интенсивных сдвиговых деформаций как четырехстадийный, характеризующийся наличием различных механизмов уплотнения: структурным и деформационным

Следует отметить эквизистантность кривых, характеризующих первую стадию уплотнения (давление от 0 до 100 МПа) при прессовании в цилиндрической и "тающей" оснастки; некоторые сходные и отличительные признаки изменения интенсивности уплотнения при дальнейшем росте давления, а именно, вторая стадия уплотнения при использовании цилиндрической матрицы отмечается при давлении от 100 до 570 МПа (плотность структуры достигает $6,82 \text{ г/см}^3$), затем, в отличие от "тающей" оснастки, фиксируется резкое увеличение плотности (и роста интенсивности уплотнения) до $7,37 \text{ г/см}^3$, что позволило

определить этот участок как самостоятельный (третий). При использовании "тающей" оснастки в условиях наложения поперечного перемещения уплотняемой структуры в диапазоне прикладываемых давлений 100 (120) МПа до 950 МПа характер кривой уплотнения (и уровень роста интенсивности уплотнения) не изменяется, что позволяет определить его как отдельный, характеризующийся завершающим этапом уплотнения, где реализуется структурная деформация.

Установлен деформационный характер уплотнения в наложении на структурное в диапазоне прикладываемых давлений от 950 МПа до 1250 (1270) МПа, при этом наблюдается интенсивное уплотнение и угловых зон "тающей" оснастки при достижении средней плотности массива плотность прессовки находится на уровне $7,63 \text{ г/см}^3$ ($Q_{\text{ост}}=3\%$). Фиксированный участок характеризующийся как третья стадия уплотнения.

Четвертая стадия уплотнения определяется как деформационное уплотнение и характеризуется наличием интенсивных сдвиговых деформаций, образованием плотностей структуры, близким к теоретической ($Q_{\text{ост}}=1\%$). Достижение плотности, близкое к теоретической, зафиксировано при давлениях прессования 1430 МПа.

Следует отметить существенное снижение потребных давлений прессования и достижения плотностей критического уровня ($Q_{\text{ост}}=3\%$): при использовании "тающей" оснастки в давление прессования составляет 1274 МПа, при использовании цилиндрической-1600МПа, т.е. зафиксировано уменьшение потребных давлений уплотнения в 1,25 раз (на 25%).

Список литературы

1. Сегал В.М., Резников В.И. и др. Процессы пластического структурообразования металлов.- М.: Наука и техника. 1994.- 232с.
2. Патент 2399458 РФ. Способ прессования высокоплотных заготовок и деталей из металлического порошка в

присутствии жидкой фазы / В.Н. Кокорин. – Оpubл.2010, Бюл.№26.

3. Кокорин В.Н., А.И Рудской, В.И. Филимонов, Е.М. Бульжев, С.Ю.Кондратьев Теория и практика процесса прессования гетерофазных увлажненных механических смесей на основе железа: Монография Ульяновск: УлГТУ, 2012. – 236 с.

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ КОНТУРНОЙ ЛАЗЕРНОЙ РЕЗКИ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА

В.Н.Кокорин, М.В. Кокорин, К.С.Левушкин, Д.Р. Подмарёв.

Ульяновский государственный технический университет

Рассмотрены вопросы интенсификации процесса контурной лазерной резы за счет применения предварительного деформационного упрочнения листового металлопроката при механической активации. Проведённые экспериментальные исследования показали эффективность механической активации металла.

The problems of the intensification of the process of laser contour of the river through the use of the pre-strain hardening of sheet metal during mechanical activation. The conducted experimental studies have shown the effectiveness of the mechanical activation of metal.

Широкое применение в промышленности получили высокоэнергетические методы обработки листовых материалов и, прежде всего, контурная лазерная резка листового металлопроката.

Простота, скорость резки, качество поверхности реза, стоимость оборудования - именно это и позволило технологии лазерной резки получить такое широкое распространение практически во всех отраслях современной промышленности.

К числу главных проблем использования мощных лазеров для резки толстолистовых металлов следует отнести следующее. С повышением мощности излучения, вызванного ростом толщины материала, очень трудно обеспечить необходимое качество одностороннего излучения. С ростом толщины металла скорость процесса становится недопустимо низкой. Плохое качество поверхности реза, которое связано с рядом причин, характеризуется повышенной шероховатостью и гратом.

Для повышения качества лазерной резки рекомендуется уменьшать тепловое воздействие на металл заготовки с целью уменьшения теплопроводности при обеспечении локализации теплового градиента.

Рассмотрены вопросы механической активации за счет прикладываемого силового воздействия, при этом за счет деформационного упрочнения металла резко снижается его теплопроводность, увеличивается плотность дефектов кристаллической решетки (дислокаций, точечных дефектов, двойниковых границ и т.д.).

С целью повышения эффективности разделительных операций листовой штамповки на кафедре «Материаловедение и обработка металлов давлением» Ульяновского государственного технического университета предложен новый способ лазерной контурной резки при механической активации металлопроката, позволяющий существенно

повысить технологические возможности разделительных операций.

Изучение выше представленных функциональных связей при процессе контурной лазерной резке с механической активацией структуры листового металлопроката позволило разработать физическую модель теплового воздействия с учетом температурного влияния на характер реза.

Установлены: габаритный диапазон элементов реза (соотношение d и s), площадь температурного воздействия ($F_{т.в}$), отношение площади зоны свободной от температурного воздействия к площади подверженной температурному воздействию ($\Pi_T = \frac{F_{т.в}}{F_{з.св.т.в}}$), размерные погрешности формы $\Delta_{отн}/s$.

Физическая модель построена на исходя из следующих расчетов; использована 4-е группы основного диапазона варьирования геометрических элементов изделий радиотехнического назначения (использован диапазон номенклатуры деталей «ОАО Утес» г.Ульяновск; Размер фокуса лазерного излучения комплекса «Тигра 500Р» - 2мм.

Был произведен расчет площадей свободных и термически воздействованных поверхностей. Построены схемы теплового воздействия, наглядно иллюстрирующие зону активного покрытия лазерного луча при резке.

Использование разработанной физической модели позволяет повысить эффективность контурной лазерной резки при использовании механической активации за счет рационального выбора технологических параметров.

В ходе проведения экспериментальных исследований лазерной резки стального металлопроката с механической активацией получены следующие результаты:

1. Разработан и исследован новый технологический процесс лазерной контурной резки с предварительной механической

активации металлопроката, позволяющий повысить качество изделий и снизить трудоемкость финишных операций.

2. Установлено влияние степени деформации на размерную точность, шероховатость поверхности боковой поверхности реза, ширину реза, выявлен характер деформационного упрочнения на кристаллическую структуру металла, способствующего резкого уменьшения теплопроводности с одновременным уменьшением температурного воздействия в зоне реза.

3. Установлено, что локализация температурного воздействия в зоне реза приводит

к уменьшению интенсивности градиента по толщине металла.

4. Впервые разработана физическая модель температурного воздействия в зависимости от варьируемого диапазона параметров детали и толщины металлопроката.

5. Представлены расчетные математические модели, описывающие деформационные и температурное воздействие на обрабатываемый металлопрокат.

6. Разработан прогрессивный техпроцесс изготовления детали РАМА КИВШ.745326.112 Номенклатура ОАО «Утес» с использованием метода механической активации.

Список литературы

1. Ковалев О.Б., Фомин В.М. Физические основы лазерной резки толстых листовых материалов. Москва: ФИЗМАТЛИТ, 2013. 256 с.
2. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И. Технологические процессы лазерной обработки. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2006.

3. Панченко В.Я., Голубев В.С., Васильцов В.В. и др. Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок / Под ред. В. Я. Панченко. М.: Физматлит. 2009.
4. Оришич А.М., Фомин В.М. Актуальные проблемы физики лазерной резки металлов Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2012 г., ISBN 978-5-7692-1212-3.

РЕАЛИЗАЦИЯ АЛГОРИТМА ОПТИМИЗАЦИИ ПОЛОЖЕНИЯ СЕЧЕНИЯ НЕСИММЕТРИЧНОГО ПРОФИЛЯ В ЧИСТОВОМ КАЛИБРЕ ПРИ ПРОФИЛИРОВАНИИ

Кокорина И.В.¹, Филимонов В.И.¹, Илюшкин М.В.², Крещенова К.А.¹

¹ Ульяновский государственный технический университет, ² ОАО «Ульяновский НИАТ»

Представлены материалы анализа аналитических и экспериментальных исследований процесса профилирования несимметричного профиля в чистовом калибре. Предложен алгоритм оптимизации положения сечения несимметричного профиля с целью повышения эффективности процесса профилирования в роликах.

Presents the results of analysis of analytical and experimental studies of the profiling process nesimmetrichnogo profile in a fine caliber. An algorithm optimizing the positions of the cross section of the asymmetrical profile with the aim of improving the efficiency of the profiling process in the rollers.

Сущность процесса профилирования заключается в последовательном изменении формы поперечного сечения заготовки (металлическая лента, полоса) при прохождении ее через ряд вращающихся навстречу друг другу, последовательно установленных пар роликов. Гибка осуществляется в несколько переходов. Сначала получают профилированную заготовку с радиусами больше заданных, а затем – профиль окончательной формы сечения с малыми относительными радиусами. При неверном определении углов подгибки, гладкие подгибаемые полки (пока на них ещё не отформованы КЭЖ) могут быть подвержены кромковой волнистости, а полки с КЭЖ – потери устойчивости в виде изгиба или излома. Условия возникновения кромковой волнистости хорошо изучены. Условия потери устойчивости полок с КЭЖ можно установить, если известны их продольные пластические деформации.

Оптимальным подходом к предупреждению дефектов потери устойчивости и скрутки является равномерное распределение приобретаемых продольных деформаций подгибаемыми полками по переходам.

Поскольку на каждом переходе суммарный угол γ_k и g изменяются, равенство деформаций по переходам можно обеспечить варьированием угла θ_k . Первоначально рассчитывают положение конечного сечения профиля в калибре с учётом известного угла между полками профиля (углового типа) или угла наклона базового элемента неравнополочного профиля (коробчатого типа). С эскиза конечного положения сечения снимают необходимые характеристики для расчёта переходов, выполняют расчёт числа переходов с учётом смещения торца левой и правой частей профиля, а затем наибольшее значение объявляют искомым.

Дальнейшая процедура заключается в определении среднего угла подгибки за переход и расчёте для него

деформации ε_0 , и вычисление корней трансцендентного уравнения, левая часть которого представляет собой деформацию при среднем угле подгибки, а правая – при искомом угле подгибки текущего перехода k . Отличие суммы найденных углов от суммарного угла подгибки устраняется калибровкой, однако последующее округление (требуется по технологическим соображениям) также приводит к завышенному или заниженному расчётному суммарному углу. Образовавшаяся невязка исчерпывается уменьшением углов подгибки последних переходов или увеличением углов подгибки первых переходов соответственно. Причём, увеличение углов подгибки начинается с перехода, где наблюдается нисходящая «ступенька». Полученные такой корректировкой углы подгибки являются искомыми.

Определение моментов инерции и моментов сопротивления полок по переходам производится с помощью программы «Компас 3D-V 15.1» с помощью утилиты «МЦХ».

Расчет продольных деформаций швеллера и профиля с ЭЖ после использования МЛЖ) по двум моделям Чанга производится посредством программы MathCad.

Список литературы

1. Мищенко О.В., Филимонов В.И. Производство гнутых профилей с отбортовками в роликах методом интенсивного деформирования. – Ульяновск: Изд-во УлГТУ, 2011. – 122 с.
2. Илюшкин М.В., Марковцев В.А., Баранов А.С., Волков А.А. Исследование особенностей изготовления гнутых профилей Z-образного типа в роликах // Современные технологии в машиностроении. Сб. матер. 12-й Междунар. научно-практич. конф. — Пенза: Изд. ПДЗ, 2008. — С. 86-89.

АНАЛИЗ ПОНЯТИЯ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА И ПРИНЦИПОВ ДОСТИЖЕНИЯ ИМИ УНИКАЛЬНЫХ СВОЙСТВ

И.В.Кочешков

Несмотря на успехи в области композиционного материаловедения, до сих пор нет такого определения этому новому классу материалов, которое раскрывает его сущность и показывает, чем композиционные материалы отличаются от остальных материалов. Целью данной работы является уточнение понятия «композиционный материал» и принципов их формирования, позволяющих реализовывать требуемые свойства.

Ключевые слова: композиционный или композитный материал, композит, композиция материалов, биметаллы, дисперсно-упрочненные, волокнистые, слоистые композиты, матричные и каркасные структуры.

Композиционные материалы широко представлены в окружающей нас природе, а первые образцы этих материалов, созданные человеком, появились еще в дохристианские времена (например, саманный кирпич). В материаловедении термин – «композиционный материал» - введен более полувека тому назад, когда стало ясно, что использование композиционных материалов позволяет создавать принципиально новые образцы техники, а возможности традиционных подходов создания новых материалов в значительной степени исчерпаны. Однако, несмотря на большие успехи в области композиционного материаловедения, до сих пор нет такого определения этому новому классу материалов, которое раскрывает его сущность и показывает, чем композиционные материалы отличаются от всех остальных материалов. Поэтому данная работа посвящена анализу существующих определений, дополнительных признаков и принципов создания композиционных материалов с целью уточнения понятия «композиционный материал» и условий, позволяющих получать композиционные материалы с уникальными свойствами. Это должно способствовать более эффективному использованию существующих и созданию новых видов композиционных материалов с требуемыми свойствами.

Примером типичного определения композиционного материала может служить следующее определение [1]: *«Композиционные материалы м. мн. – представляют собой объемное сочетание хотя бы двух химически разнородных материалов с четкой границей раздела между этими компонентами (фазами) и характеризуются свойствами, которых не имеет никакой из компонентов в отдельности»*. Под это и другие аналогичные определения подходят практически все материалы с гетерогенной структурой, которых великое множество, но, которые не принято относить к композиционным материалам. Поэтому для уточнения понятия композиционного материала в технической литературе предлагается довольно большое количество дополнительных признаков. Однако их применение для уточнения особенностей композиционных материалов зачастую спорно или может быть использовано только для ограниченного круга композиционных материалов. В результате,

понятие композиционного материала и условия, благодаря которым композиты обеспечивают достижение требуемых свойств, становятся еще более размытыми и непонятными. Это требует дополнительного анализа термина «композиционный материал» и его отличительных особенностей.

В основе термина «композиционный материал» находится слово «композиция» (от латинского слова *compositio* – составление, связывание). Это отражает наблюдаемый в природе и установленный еще в древние века факт того, что новых, уникальных свойств можно добиться не только созданием новых материалов, но и путем составления, связывания, объединения в единое целое уже известных материалов.

Важно отметить, что существуют два принципиально разных подхода к формированию композиции из существующих материалов. Первый подход основан на объединении в единое целое двух, или более, разнородных материалов, которые сосредоточены в строго определенных объемах получаемого материала. Характерной чертой таких композиций являются то, что они неоднородны в макрообъеме. Второй подход предполагает формирование композиции, в которой компоненты, определенной формы и размеров, заданным образом распределены по всему объему материала. То есть такие композиции являются неоднородными в микромасштабе и однородными в макромасштабе. Поэтому можно говорить о двух принципиально разных типах композиционных материалов, основанных на использовании первого или второго подхода для их формирования.

Как отмечалось, основной структурной особенностью композиционных материалов первого типа является неоднородность их строения в макромасштабе (в масштабе полного объема материала). Именно на этой особенности структуры основано достижение уникальных свойств и принципы использования композиционных материалов первого типа в конкретных изделиях. На практике достаточно часто к разным объемам материала функционирующего изделия (детали, природного объекта) предъявляются разные, в том числе и взаимоисключающие, требования. Для изготовления подобных изделий целесообразно использовать соответствующую композицию из тех материалов, которые лучше всего отвечают этим от-

дельным требованиям. При этом каждый из материалов, входящих в композицию, должен находиться в той части изделия, в которой наиболее полно реализуются имеющиеся у него свойства. Изготовление из композиционного материала первого типа (с учетом указанного принципа распределения входящих в него компонентов) изделия, позволяет получать разные детали или конструкции, которые работают более эффективно, чем аналогичные детали или конструкции, изготовленные из материала, обладающего усредненными свойствами по всему объему изделия. Примером подобных техногенных композиций может служить строение биметаллов, древних монгольских луков, современных лыж и многого прочего, а примером природных композиций – строение ствола дерева, костей или зубов животных и так далее.

Перечисленные примеры композиций разнородных материалов первого типа удовлетворяют основным требованиям, предъявляемым к композиционным материалам. То есть «являются композицией двух и более материалов (тем или иным способом объединенные в единое целое) с четкой границей раздела между ними, образуют ее объемным сочетанием и полученная композиция обладает уникальными свойствами, которые отсутствуют у ее компонентов по отдельности». Однако эти композиции можно рассматривать не только как материал, но и как сварные, паянные, клееные заготовки, предназначенные для последующего получения из них определенной номенклатуры изделий (например, биметаллы) или как своеобразные конструкции, полученные сваркой, пайкой или склеиванием компонентов из разнородных материалов (например, древние монгольские луки или горные лыжи). Так что же преобладает в подобном материале-конструкции конструктивное или материаловедческое начало?

С одной стороны при создании композиции материалов первого типа присутствует чисто конструктивный подход, который заключается в том, что материалам с требуемыми характеристиками задается месторасположение в определенных объемах заготовки или изделия. С другой стороны, основная цель используемого конструктивного подхода, заключается в том, чтобы созданная композиция обладала новыми уникальными свойствами материала, отсутствующими у тех материалов, которые используются в качестве компонентов композиции. То есть в методах достижения цели присутствует конструктивный подход, а целью является создание нового материала с уникальными свойствами. Поэтому практически во всех последних публикациях к подобным композициям используется термин «композиционный материал».

Исходя из результатов проведенного анализа и сложившейся практики, целесообразно композиции разнородных материалов первого ти-

па отнести к композиционным материалам, отметив их структурные особенности и принципы достижения уникальных свойств. Например, следующим образом: *«композиционные материалы первого типа это композиции из разных материалов неоднородные в макромасштабе, компоненты которых сосредоточены в строго определенных объемах получаемой заготовки или изделия. Уникальные свойства такого материала достигаются за счет создания такой композиции, которая в соответствии с условиями функционирования материала в изделии позволяет наиболее эффективно использовать характеристики входящих в нее компонентов».*

В отличие от композиционных материалов первого типа, в которых разнородные компоненты сосредоточены в определенных объемах материала, основной структурной особенностью композиции материалов второго типа является то, что компоненты в ней определенным образом распределены по всему объему материала. Такие материалы можно считать «неоднородными в микромасштабе и однородными в макромасштабе» [3,4]. Уже отмечалось, что аналогичной структурой обладают и большинство применяемых в технике материалов. Например, многие металлические сплавы содержат несколько компонентов, в виде отдельных фаз, которые создаются намеренно для придания материалу нужных эксплуатационных или технологических свойств, отсутствующих у этих компонентов (фаз) по отдельности. Поэтому для идентификации композиционных материалов второго типа необходимо сформулировать отличительные признаки, позволяющие достигать тех уникальных свойств, которые отсутствуют у «некомпозиционных» материалов.

Одну из отличительных особенностей композиционных материалов можно установить путем сравнения дисперсионно-твердеющих сплавов и дисперсно-упрочненных композиционных материалов. Оба эти материала имеют схожую структуру и предназначены для обеспечения повышенной жаропрочности. Повышенная жаропрочность достигается за счет наличия в этих материалах равномерно распределенных дисперсных частиц. Разница заключается в том, что в дисперсионно-твердеющих сплавах эти частицы формируются в результате их «естественного» выделения из пересыщенного твердого раствора, а в дисперсно-упрочненных композиционных материалах наполняющие частицы вводятся искусственно и они являются искусственной, термодинамически неравновесной системой. Этот признак, в качестве отличительной черты, можно применить и к композиционным материалам каркасного строения (например, к пористым материалам, пропитанным тем или иным компонентом), и к большинству волокнистых композиционных материалов, в которые упрочняющие волокна вводятся искусственно.

Однако помимо волокнистых композиционных материалов формируемых искусственно существуют «естественные волокнистые композиционные материалы». Например, волокнистые композиты, полученные направленной кристаллизацией сплавов эвтектического состава, и созданный природой материал в виде механических клеток бамбука или древесины, которые состоят из волокон целлюлозы, расположенных в матрице из лигнина. Все, перечисленные выше, разновидности волокнистых композиционных материалов, объединяет единый механизм реализации механических свойств, основанный на особом виде структурных элементов этого материала и их взаимодействия в процессе приложения механической нагрузки [2, 6, 7]. Поэтому наличие в волокнистых композиционных материалах (как техногенного, так и природного происхождения) особых структурных элементов и специфических механизмов их взаимодействия при обеспечении уникальных свойств может использоваться в качестве отличительного признака при их классификации в качестве композиционных материалов. Особыми механизмами взаимодействия структурных элементов, определяющими возможность достижения уникальных свойств, обладают также многослойные композиционные материалы [5, 9], метаматериалы [8] и так далее.

Проведенный анализ композиционных материалов второго типа показывает, что их отличительными признаками является, во-первых, наличие искусственной, термодинамически неравновесной структуры, полученной искусственными методами получения композита, и, во-вторых, реализация своеобразных механизмов взаимодействия компонентов композита, которые обеспечивают достижение уникальных свойств. Подводя итог можно предложить следующее определение композиционных материалов. **Композиционные материалы** м. мн. – представляют собой объемное сочетание хотя бы двух компонентов (фаз) с четкой границей раздела между ними и характеризуются свойствами, которых не имеет ни один из компонентов в отдельности. Композиционные материалы по особенностям структуры и принципам достижения уникальных свойств разделяются на два типа:

- **композиционные материалы первого типа** это композиции из разных материалов неоднородные в макромасштабе, компоненты которых сосредоточены в строго определенных объемах получаемой заготовки или изделия. Уникальные свойства такого материала достигаются за счет создания такой композиции, которая в соответствии с условиями функционирования материала в изделии позволяет наиболее эффективно использовать характеристики входящих в нее компонентов»;
- **композиционные материалы второго типа** это композиции из материалов разной или близ-

кой природы неоднородные в микромасштабе и однородные в макромасштабе. Уникальные свойства такого композиционного материала достигаются за счет создания искусственных, термодинамически неравновесных структур и/или в результате своеобразных механизмов взаимодействия компонентов композита.

В настоящее время для обозначения композиций материалов первого и второго типа используются в качестве слов синонимов такие слова как «композиционный» и «композитный» материал или «композит». Можно предложить для обозначения композиционных материалов первого типа использовать термин «композиционные материалы», а для композиционных материалов второго типа – «композитные материалы или композиты». Поскольку структура и механизмы достижения уникальных свойств у этих материалов сильно отличается, то целесообразно для их обозначения использовать разные названия.

Список литературы:

1. Технология конструкционных материалов. Основные понятия, термины и определения. Учебное пособие / Ступников В.П., Мельников Э.Л. Третьяков А.Ф. и др. – М.: Изд-во МГТУ имени Н.Э.Баумана, 2008 – 94 с.
2. Справочник по композиционным материалам: в 2-х кн, т. 1/ Под ред Дж Любина; Пер. с англ. А.Б. Геллера и др.; Под ред. Б.Э. Геллера. – М.: Машиностроение, 1988. – 448 с.
3. Батаев А.А., Батаев В.А. Композиционные материалы: строение, получение, применение: Учеб. пособие. – М.: Университетская книга; Логос. 2006 – 400 с.
4. Бондалетова Л.И., Бондалетов В.Г. Полимерные композиционные материалы (часть 1): Учеб. пособие. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета; 2013. – 118 с.
5. Хореев А.И. Основные направления создания высокопрочных и высоконадежных композиционных материалов на основе титановых сплавов – Технология машиностроения, №5, 2007 год, с. 9 – 15.
6. Процессы разрушения композиционных материалов: имитация микро- и макромеханизмов на ЭВМ / А.С. Овчинский – М.: Наука, 1988 -278 с.
7. Кочешков И.В. Структурный подход к пониманию сущности композиционных материалов и разработке процессов получения композитов с требуемыми свойствами – Научное приложение к журналу «Технологии в машиностроении», № 10, 2014 год, с. 3-9.
8. Слюсар В. Метаматериалы в антенной технике: история и основные принципы – ЭЛЕКТРОНИКА: Наука, Технология, Бизнес, №7, 2009 год, с. 70-79.
9. Сенаторова О.Г., Антипов В.В., Лукина Н.Ф., Сидельников В.В., Котова Е.В. Высокопрочные трещиностойкие легкие слоистые алюмокомпозиты класса СИАЛ – перспективные материалы для авиационных конструкций //Технология легких сплавов. №1, 2010, с. 28–31.

ОЦЕНКА ТЕМПЕРАТУРНОЙ СТОЙКОСТИ ДЕТЕРГЕНТОВ КАК ПРИСАДОК К МОТОРНЫМ МАСЛАМ

В.Л.Лашхи¹, И.А.Буяновский², В.Д.Самусенко², Е.В. Коваленко³

¹ООО «НАМИ-ХИМ», Москва, Россия;

²Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия buyan37@mail.ru;

³Финансовый университет при Правительстве РФ

Оценена температурная стойкость фенолятов и сульфонатов кальция различного уровня щёлочности в качестве присадок к полиальфаолефиновому маслу. Установлено, что в формировании детергентами граничных смазочных слоёв основная роль принадлежит карбонату кальция.

Ключевые слова: детергенты, температурная стойкость, коэффициенты трения, карбонат кальция

Детергенты являются основным типом присадок к моторным маслам. Они проявляют прямо выраженное нейтрализующее действие, активно взаимодействуя с кислыми продуктами, накапливающимися в работающих моторных маслах. Одновременно детергенты обладают собственным моющим и стабилизирующим действием [1]. Как то, так и другое действие предполагает проявление активности детергента на границе раздела фаз: в первом случае на границе раздела "масло-металл", а во втором - на границе раздела "масло-дисперсная фаза". В том и другом случае происходит образование граничных слоёв, имеющих определённую смазочную способность. Последнее, однако, по разным причинам применительно к детергентам до настоящего времени серьезно не изучалось (за исключением работ типа [2],[3]). Учитывая изложенное, представлялось целесообразным ликвидировать этот пробел, связав одновременно поведение граничных смазочных слоёв со строением детергентов.

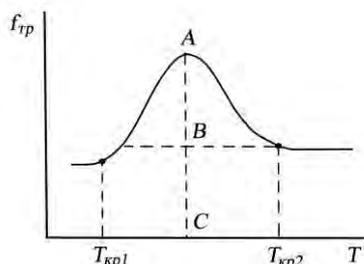


Рис. 1. Характерная зависимость коэффициента трения от температуры (машина КТ-2).

В качестве типичных детергентов в мировой практике используются салицилаты, феноляты и сульфонаты металлов, преимущественно кальция. В последние годы при получении моторных масел различного уровня качества предпочтение отдается, в основном, двум последним из числа указанных детергентов. В классическом представлении детергенты относятся к числу химических инактивных соединений. Детергенты различаются по щелочному

числу, а по строению в общем виде представляют собой частицы CaCO_3 (щелочное начало присадки) стабилизированные нейтральными кальцийсодержащими соединениями. Например, применительно к сульфонатам в качестве стабилизирующего агента выступает нейтральный сульфонат кальция. [4]

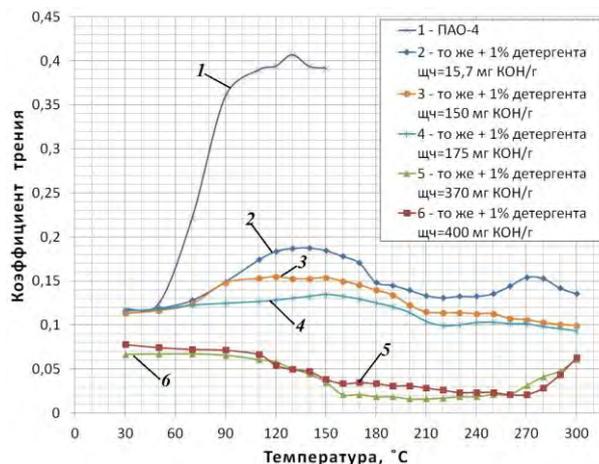


Рис. 2. Изменение $f_{тр}$ от температуры 1%-ных растворов сульфонатов кальция различной щелочности

В настоящей работе объектами исследования являлись сульфонаты и феноляты кальция различной щелочности. Испытания проводились температурным методом на машине трения КТ-2 [5]. Для указанных исследованных соединений характерны обычные кривые зависимости $f_{тр}$ от температур, в общем виде представленные на рис.1. Вместе с тем их анализ, учитывая особенности строения детергентов, отличен от типичного и требует особого пояснения.

Как известно, детергенты образуют явно выраженные коллоидные растворы, обладающие достаточно высокой поверхностной активностью вследствие физической адсорбции (гетероадагуляции)[1]. Наличие $T_{кр}$, связано с нарушением сплошности граничного смазочного слоя из-за десорбции части адсорбата с активных центров металла. Начи-

ная с определенной температуры, отвечающей $f_{тр\ max}$, оставшаяся часть адсорбата трансформируется в силовом поле металла с образованием структуры, обладающей пониженным тангенциальным напряжением сдвига. Формирование устойчивого защитного поверхностного покрытия соответствует $T_{кр2}$. Указанная температура в отсутствие явно выраженной химической активности детергентов не связана с температурой химической модификации поверхностных слоев масла.

В рамках проведенных исследований первоначально была определена температурная стойкость граничных смазочных слоев, образуемых сульфонатами кальция различной щелочности. Изучение проводилось на примере 1%-ных растворов детергентов в полиальфаолефиновом масле ($\nu_{100} \approx 4 \text{ мм}^2/\text{с}$). Указанное масло было выбрано из соображений минимизации влияния продуктов его термоокислительных превращений на триботехнические характеристики детергентов.

Из рис.2 следует, что для исследованных детергентов в своем большинстве наблюдаются типичные кривые зависимости изменения $f_{тр}$ от температуры, характеризуемая двумя переходными температурами. При этом температура, соответствующая максимальному значению $f_{тр}$, с повышением щелочности детергента смещается в область низких значений (рис.3). Одновременно увеличение щелочности приводит к снижению общего уровня $f_{тр}$, т.е. к улучшению триботехнических характеристик детергента. Это свидетельствует, что карбонат кальция реализует себя в поведении граничных смазочных слоев.

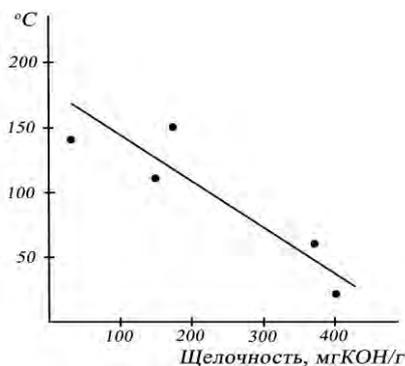


Рис.3. Температура, соответствующая максимальному значению $f_{тр}$, в зависимости от щелочности детергента (сульфоната кальция).

Отсутствие карбоната кальция в мицелле нейтрального сульфоната подтверждает это предположение, поскольку указанный детергент характеризуется наибольшим уровнем $f_{тр}$ во всем диапазоне исследованных температур. Начиная с определенной температуры, характеризуемой $f_{тр\ max}$, происходит разрушение и трансформация адсорбата (структуры нейтрального сульфоната) в силовом поле металла. При этом энергия, затрачиваемая на разрушения указанной структуры, пропорциональна величине отрезка АВ (Рис.1).

Аналогичная ситуация имеет место и для щелочных детергентов с той лишь разницей, что помимо разрушения стабилизационной оболочки, образуемой нейтральным сульфонатом, дополнительная энергия тратится на трансформацию содержащегося в мицелле ядра (CaCO_3). В то же время, выделяясь на поверхности, последний активно влияет на $f_{тр}$. Доказательством этого является некоторое увеличение отрезка АВ (высоты экстремума) на типичных кривых с повышением щелочности детергента.

С увеличением содержания детергента в растворе (масле) эффективность антифрикционного действия повышается (Рис.4 и рис.5). Это объясняется повышением адсорбции детергента в соответствии с уравнением Фрейндлиха в т.ч. вследствие гетероадагуляции. Последнее определяет накопление в поверхностных слоях дополнительного количества карбоната кальция, который оказывает положительное влияние на триботехнические характеристики.

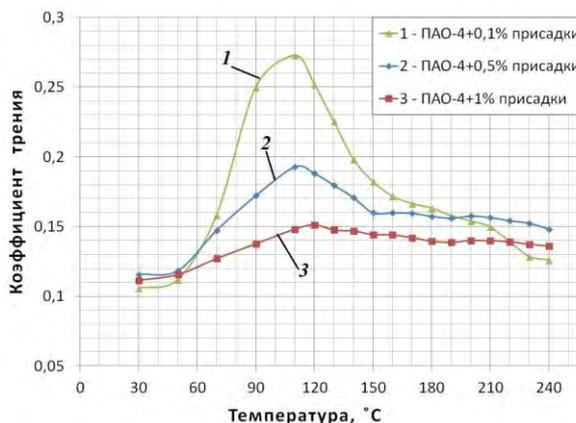


Рис.4. Изменение $f_{тр}$ от температуры для раствора среднещелочного фенолята кальция (130 мгКОН/г) различной концентрации

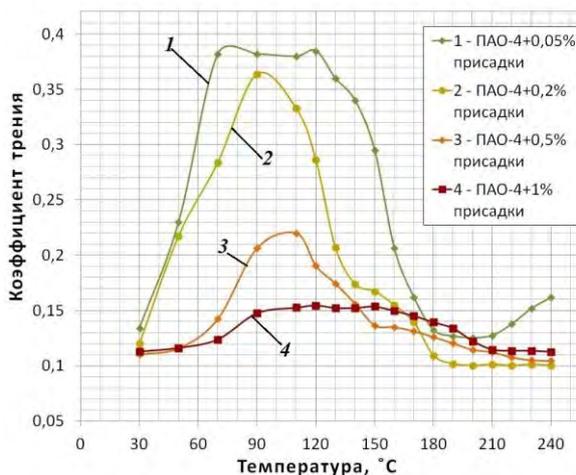


Рис.5. Изменение $f_{тр}$ от температуры для раствора среднещелочного сульфоната кальция (150 мгКОН/г) различной концентрации.

В дальнейшем представлялось целесообразным оценить степень влияния строения детергента или содержания карбоната на триботехнические характеристики.

стики. Для этого проведено сравнение поведения равнощелочных растворов сульфонатов кальция: один из них представлял 1%-ный раствор среднещелочного сульфоната (150 мгКОН/г), а второй 0,4%-ный раствор высокощелочного сульфоната (370 мгКОН/г). Из анализа рис.6 следует, что трибологические характеристики оказываются более предпочтительными. Это свидетельствует о том, что при прочих равных условиях карбонат оказывает положительное влияние в детергентах, где он более подвижен.

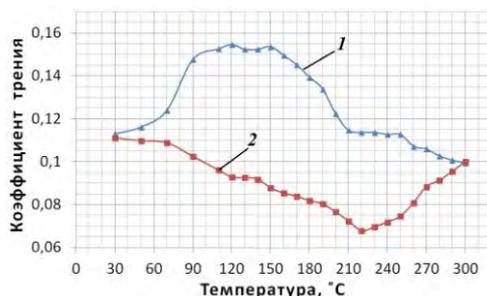


Рис.6. Изменение $f_{тр}$ для равнощелочных растворов детергентов. 1 - 1%-ный раствор среднещелочного сульфоната (150 мгКОН/г); 2 - 0,4%-ный раствор высокощелочного сульфоната (370 мгКОН/г).

Вместе с тем особенности строения детергентов не сказываются на их трибологической способности, в случае, если они не влияют на подвижность карбоната в мицеллах присадки. Это, в частности, подтверждается на примере близости $f_{тр}$ для фенолятов, один из которых получен на основе формальдегида, в то время как другой - на основе осерненного алкилфенола.

Известно, что сукцинимиды присутствуя в масле способствуют "разрыхлению" защитного слоя детергентов и снижению степени заэкранированности карбоната кальция[1]. Это облегчает взаимодействия последнего с кислотами, обеспечивая, тем самым, дополнительный нейтрализующий эффект. Вследствие этого, представлялось целесообразным проверить проявляется ли данная особенность при формировании граничных слоев смесями присадок. Для этого были определены температурная стойкость 1%-ного раствора сукцинимида, а также сочетания 1%-ного раствора сукцинимида с 0,2%-ным раствором среднещелочного сульфоната кальция.

Сукцинимид, как известно, обладает высокой поверхностной активностью, проявляющейся на границе раздела "металл-масло" и "дисперсная фаза - масло". Это подтверждается результатами, представленными на рис.7. Однако, граничный слой, формируемый сукцинимидом вследствие физической адсорбции, не обладает достаточной прочностью или температурной стойкостью и начинает активно разрушаться при 200°C.

В случае сочетания сукцинимида с детергентом температурная стойкость граничных смазочных слоев повышается. Одновременно наблюдается появление экстремального значения $f_{тр}$, типичного исключительно для детергента. Поскольку величина экстремума предположительно пропорциональна

прочности стабилизированной оболочки, окружающей карбонат кальция. Можно допустить, что в присутствии детергента структура защитного слоя несколько разупрочняется. По-видимому это связано с его участием в процессе разрушения слоя. Кроме того, наличие экстремума является доказательством конкурентной адсорбции дисперсанта и детергента в формировании граничного слоя.

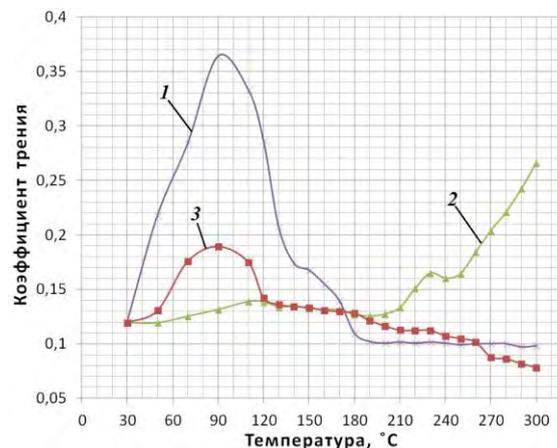


Рис.7. Изменение $f_{тр}$ от температуры для дисперсанта, детергента и их смеси. 1 - 0,2%-ным раствором среднещелочного сульфоната кальция; 2 - 1%-ный раствор сукцинимида; 3 - 1%-ный раствор сукцинимида с 0,2%-ным раствором среднещелочного сульфоната.

В целом полученные результаты свидетельствуют также о том, что процессы, протекающие в объеме масла, адекватно отражаются на особенностях поведения адсорбата на границе раздела с металлом в его силовом поле.

Таким образом исследования температурной стойкости граничных смазочных слоев, образуемых детергентами на металле, показывают, что в их формировании активное участие принимает карбонат кальция. Следствием этого является также тот факт, что в этом случае поведение граничных слоев зависит от строения детергента, определяемого степенью заэкранированности карбоната в мицелле. С повышением заэкранированности снижается антифрикционная способность граничного слоя и, наоборот, повышение подвижности карбоната улучшает трибологические характеристики. Иными словами, на трибологическую способность детергентов основное влияние оказывает карбонат кальция и особенно степень его подвижности в мицелле, зависящая от строения последней.

1. Чудиновских А.Л., Лашхи В.Л. Химотологические аспекты действия детергентов в моторных маслах. - М:Недра. 2015-156с
2. Бакунин В.Н., Золотов В.А. Трибологические характеристики детергентов // Трение и смазка в машинах и механизмах. - 2007. - №11.
3. Topolovec-Miklozic K, Forbus T, Spikes H. Film forming and friction properties of overbased calcium sulphonate detergents. // Tribology Letters. - 2008. - №29(1).
4. Главати О.Л. Физико-химия диспергирующих присадок к маслам. - Киев:НауковаДумка. 1989. -184с.
5. Матвеевский Р.М., Лашхи В.Л., Буяновский И.А. и др. Смазочные материалы. Антифрикционные и противозносные свойства. Методы испытаний. - М.:Машиностроение, 1989 - 192 с.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ АЛМАЗОПОДОБНЫХ ПОКРЫТИЙ ПРИ ЛЕГИРОВАНИИ ХРОМОМ

И.С. Левин^{1,2}, М.М. Хрущов¹, В.М. Авдюхина², С.А. Шальнов^{1,2}, А.А. Постникова²

¹Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия

²Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия; is.levin@physics.msu

Представлены результаты исследования структуры и фазового состава алмазоподобных покрытий, легированных хромом, полученные в ходе рентгенодифракционного эксперимента.

Ключевые слова: алмазоподобные покрытия, аморфный углерод, легирование, рентгеновская дифракция, нанокompозитная структура, фазовый состав, функция радиального распределения атомов.

В настоящее время активно ведутся исследования по повышению механических свойств покрытий за счет их легирования металлическими и металлоидными компонентами и создания на этой основе, в том числе алмазоподобных и нанокompозитных структур [1]. Известно [2-3], что путем легирования алмазоподобных структур атомами переходных металлов руппы можно получить покрытия, которые помимо достаточного малого коэффициента трения обладают высокой износостойкостью, что делает их перспективными для использования в высоконагруженных узлах трения различных машин и механизмов. В то же время, влияние атомной структуры и фазового состава таких покрытий на их свойства изучено недостаточно. В данной работе была поставлена задача изучить особенности тонкой атомной структуры алмазоподобных нанокompозитных покрытий, легированных хромом.

Образцы покрытий, легированных хромом, наносили реактивным магнетронным распылением на сталь марки ХН35ВТ в смеси ацетилена и азота на напылительной установке, оснащенной источником ионов и двумя магнетронами.

Образцы покрытий и исходные заготовки исследовались с помощью рентгеновского дифрактометра ARL X'TRA с вертикальным гониометром и энергодисперсионным детектором Пельтье на медном K_{α} -излучении. Вклад подложки в дифракционную картину вычитался по методике, описанной в [4]. Функции радиального распределения атомов строились в программе PDFgetX3 [5].

В табл. 1 указан фазовый состав покрытий, легированных хромом, полученных в активных атмосферах, представлявших собой смесь ацетилена и азота в долях, указанных в соответствующем столбце.

Во всех образцах были найдены наноразмерные включения чистого хрома и аморфизированного гидрогенизированного углерода. Из таблицы видно, как мере увеличения доли азота в составе активной атмосферы распыления меняется состав хромовых карбидов, содержащихся в покрытии, а также появляется фаза нитрида хрома.

Изменение структуры и фазового состава хромсодержащих покрытий в зависимости от состава

активной атмосферы их напыления также влечет за собой изменение формы функций радиального распределения атомов (ФРРА) в покрытиях, представленных на рисунке.

Таблица. Зависимость фазового состава легированных хромом покрытий а-С:Н:Cr:N от соотношения объемных долей ацетилена и азота в активной атмосфере

C_2H_2/N_2	Фазовый состав
100/0	$Cr_{23}C_6 + Cr + a-C:H$
80/20	$Cr_7C_3 + Cr + a-C:H$
60/40	$Cr_7C_3 + CrN + Cr + a-C:H$
40/60	$Cr_3C_2 + Cr_2N + Cr + a-C:H$
80/20	$Cr_3C + Cr_2N$ (искаж.) + $Cr + a-C:H$

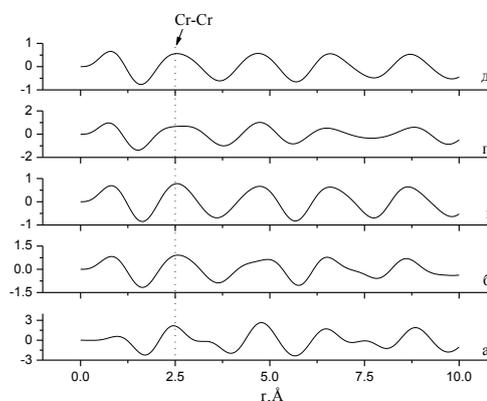


Рис. Вид функций радиального распределения для покрытий, полученных при различном содержании ацетилена в смеси ацетилен-азот: а – 100, б – 80, в – 60 об. %, г – 40 об. %, д – 20 об. %.

Видно, что расположение пика ФРРА в области $\sim 2.5 \text{ \AA}$, соответствующего связи nbgf Cr-Cr в чистом хrome, остается неизменным, тогда как форма и положение других пиков, соответствующих межатомным расстояниям Cr-C и Cr-N в структуре карбидных и нитридных фаз хрома, меняется, что свидетельствует о влиянии условий напыления и состава активной атмосферы на тонкую атомную структуру покрытий.

Обсуждаются особенности ФРРА исследованных покрытий и возможные корреляции между ФРРА и фазовым составом конкретных покрытий.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 15-08-05264).

Список литературы

1. Хрущов М.М. // Современные технологии модифицирования поверхностей деталей машин / Под ред. Г.В.Москвитина. М.: УРСС / ЛЕНАНД. 2013. С.78.
2. Jansson U., Lewin E. Sputter deposition of transition-metal carbide films – A critical review from a chemical perspective // *Thin Solid Films*. 2013. V.536. P. 1—24.
3. Khrushchov M.M., Atamanov M.V., Marchenko E.A., Petrzhik M.I., Levin I.S. Diamondlike nanocomposite a-C:H:Cr coatings: structure, mechanical, and tribological properties // *Bulletin of the Russian Academy of Sciences. Physics*. 2014. V. 78, №10. P. 1007-1014.
4. Хрущов М.М., Свешников С.В. К методике рентгеновского исследования диффузного фона тонких аморфных и наноструктурированных покрытий, конденсированных на подложки // *Наноинженерия*. 2012, № 8, с. 37.
5. Juhás P., Davis T., Farrow C. L., Billinge S. J. L. PDFgetX3: A rapid and highly automatable program for processing powder diffraction data into total scattering pair distribution functions // *J. Appl. Cryst.* 2013. V. 46. P. 560-566.

ПРИМЕНЕНИЕ ДИНАМИЧЕСКОЙ МЕТАЛЛИЗАЦИИ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ПЛУНЖЕРОВ ЭЛЕКТРОНАСОСНЫХ ДОЗИРОВОЧНЫХ АГРЕГАТОВ

В.А.Левченко¹, И.А.Калугин², И.А.Буяновский³

¹ Химический факультет МГУ им. М.В.Ломоносова, Москва, Россия

² ООО «Газпром добыча Ямбург», Москва, Россия

³ Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия; buyan37@mail.ru

Экспериментальное исследование, проведённое непосредственно на электронасосных дозировочных агрегатах, показали, что оптимальным методом повышения ресурса работы плунжеров является нанесение на их рабочие поверхности металлокерамических покрытий на установке динамической металлизации.

Ключевые слова: установка динамической металлизации, трёхплунжерный агрегат, промышленные стоки, абразивный износ, металлокерамическое покрытие

Введение

Наиболее быстроизнашиваемыми деталями насосно-компрессорного оборудования цехов регенерации установки комплексной подготовки газа Заполярного нефтегазоконденсатного месторождения являются плунжера дозировочных агрегатов, перекачивающих промышленные стоки, содержащие как взвешенные частицы (песок, глина, окислы железа, карбонаты), так и конденсат и растворённые в нем смазки, соли, пластовая вода и т.д. Как показал осмотр вышедших из строя плунжеров, их рабочие поверхности подверглись абразивному изнашиванию, осложнённого пребыванием в агрессивной среде [1]. Плунжеры работают в контакте с уплотнением, которое осуществляется за счёт набивки сальниковых колец из калавра в количестве до 6 штук.

Исследуемое трибосопряжение «плунжер-уплотнение» после окончания цикла испытаний представлено на рис. 1. Удалённый фланец на грумбуксе позволяет видеть обе контактирующие детали.



Рисунок 1. Узел трения «плунжер-уплотнение» электронасосного дозировочного агрегата. Фланец на грумбуксе снят

Плунжеры, поставляемые на промыслы, изготовлены из стали 30X13, подвергнутой закалке ТВЧ до 45...50 HRC. Толщина упрочнённого слоя составляет 1,0...1,5 мм. После износа упрочнённого

слоя начинается катастрофический износ плунжера, что вызывает необходимость его замены. Плунжер, согласно инструкции, считается непригодным для дальнейшей эксплуатации, если диаметр его рабочей части уменьшается в результате изнашивания более, чем на 5%. В результате практическая наработка плунжера заводского изготовления в рабочих условиях до его замены на новый составляет всего 1440 часов [2]. Естественно стремление увеличить работоспособность плунжеров, поскольку его замена требует определённой затраты времени, т.е. ведёт к дорогостоящим простоям всего агрегата. Предварительные эксперименты авторов [3] показали, что нанесённые на рабочие поверхности плунжера металлокерамические покрытия на базе порошкообразного алюминия и смеси порошков алюминия с некоторыми другими металлами обладают прекрасной адгезией к подложке, высокой твёрдостью и стойкостью к коррозии и заметно повышают долговечность этих деталей, что ведёт к сокращению простоев оборудования.

В предлагаемой работе приводятся результаты натурных испытаний плунжеров с покрытием, нанесённым из смеси порошков алюминия и цинка методом динамической металлизации.

Метод исследования и исследуемые материалы

В представленной работе для формирования на рабочих поверхностях плунжеров износостойких металлокерамических покрытий авторы использовали газофазный метод их нанесения в открытой атмосфере на установке Димет-404 (рис. 2) по методике ООО «Монокарбон».

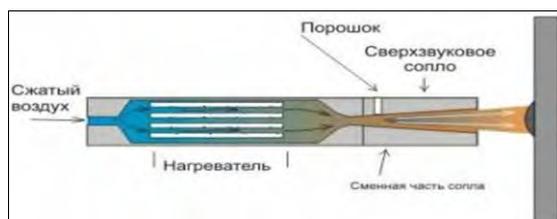


Рисунок 2. Схема рабочего узла установки Димет-404 [4]

Нанесение керамического покрытия производили в открытой атмосфере путем нагрева сжатого газа (воздуха), подачи его в сверхзвуковое сопло и формирования в этом сопле сверхзвукового воздушного потока, подачу в этот поток порошкового материала, ускорения этого материала в сопле сверхзвуковым потоком воздуха и направления его на обрабатываемую поверхность. Высокая скорость напыления обеспечивало пластическое деформирование как материала обрабатываемой поверхности, так и напыляемых частиц, что способствовало прекрасной адгезии напыляемого покрытия к подложке. Порошковый материал представлял собой механическую смесь порошков алюминия и цинка дисперсностью 0,8- 1,2 мкм.

Нагрев и пластические деформации напыляемых частиц способствует их окислению. Методами атомно-силовой микроскопии (АСМ) и комбинационного рассеяния (КРС или Рамановской спектроскопией) проведено исследование нанокomпозиционного покрытия, полученного по технологии ООО «Монокарбон» на металлическом образце, как модели поверхности промышленного плунжера (рис. 3, 4).

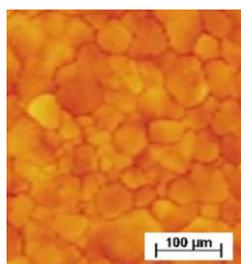


Рисунок 3. АСМ –изображение поверхности покрытия

Полученные основные яркие пики металлокерамического покрытия, проявляемые на Рамановском спектре (см. рис.4) свидетельствуют о химическом составе нанокomпозиционного покрытия. Так яркий выделенный пик в районе 550 см⁻¹ соответствует оксиду алюминия и тем самым подчеркивает его основное содержание в составе полученного нанокomпозиционного металлокерамического покрытия перед легирующими элементами текущего покрытия (в данном случае – цинка).

Таким образом, по спектру КРС установлено, что исследуемое нанокomпозиционное покрытие,

полученное по технологии ООО «Монокарбон», является металлокерамическим.

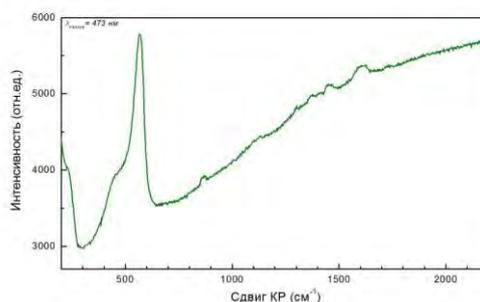


Рисунок 4. Спектр КРС металлокерамического покрытия, полученного по технологии «Монокарбон» (длина волны лазера 473 нм, мощность лазерного излучения 17,5 мВт)

Результаты эксперимента и обсуждение

Оценка оптимального состава и технологии модификации материала плунжера производится путем сравнительных испытаний плунжеров, упрочнённых по указанной выше технологии, непосредственно на натуральных объектах в процессе эксплуатации оборудования. Оценку ресурса модифицированных плунжеров, как уже указано выше, проводили в составе насосов 1,3Т-12,5/10Д1-А3-У3 и ДП-100/250 в рабочей среде – промышленные стоки (см. рис. 1). Плунжер считался непригодным для дальнейшей эксплуатации, если диаметр его рабочей части уменьшается в результате изнашивания более, чем на 5%. Для сравнения в аналогичных условиях испытывали плунжеры из стали 30Х13, подвергнутые закалке ТВЧ по технологии завода-изготовителя, и из той же стали с покрытием, полученным нанесением порошка типа Т-Термо №50 (материал системы Ni-Cr-B-Si).

Результаты оценки долговечности плунжеров упрочнённых по заводской технологии и приведёнными выше методами сведены в таблицу 1.

Таблица 1..Влияние модифицирования рабочих поверхностей на долговечность плунжеров из стали 3Х13 насоса 1,3Т-12,5/10Д1-А3-У3, рабочая среда - промышленные стоки

№	Метод модифицирования рабочих поверхностей	HRC	Долговечность, часы
1	Закалка ТВЧ (заводской)	38 - 43	1440
2	Покрытие Т-Термо № 50	43 - 48	4020
3	Металлокерамическое покрытие	52-57	9628

Как видно из таблицы, наиболее низкий ресурс был получен при эксплуатации плунжера с заводской технологией упрочнения его рабочих поверхностей (закалка ТВЧ). Сравнение фотографий рабочих поверхностей нового плунжера (рис. 5,а) и того же плунжера после наработки 1440 часов (рис. 5,б) свидетельствует о том, что износ поверхностного слоя плунжера носит явно абразивный характер, хо

тя не исключено определённое влияние коррозионно-активной среды на процесс изнашивания.

В

Выводы.

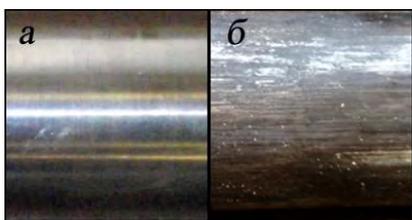


Рисунок 5. Плунжер (заводской технологии) до начала эксплуатации (а) и после отработки 1440 часов (б). Хорошо видны последствия абразивного изнашивания

Поверхности плунжеров с покрытиями значительно отличаются от поверхностей, приведённых на рис. 5. На рис. 6 приведены поверхности плунжера с композиционным покрытием на основе алюминия до начала испытаний (а) и после наработки 96528 час.(б). Отметим, что плунжер был извлечён во вполне работоспособном состоянии, и после осмотра вновь установлен в насосе (см. рис. 1).

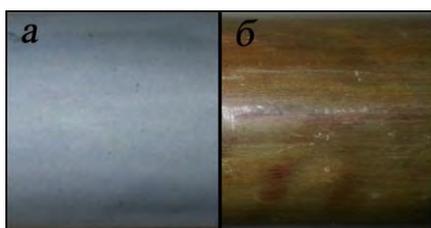


Рисунок 6. Плунжер (покрытие методом ООО «Монокарбон» до начала эксплуатации (а) и после отработки 9628 часов (б)

Как видно из табл. 1 и рис. 5 и , нанесение обоих исследуемых покрытий на рабочие поверхности плунжеров, работающих в среде промышленных стоков, обеспечивают большую долговечность плунжерной паре, чем плунжер, упрочнённый по заводской технологии.

1. Непосредственно в процессе эксплуатации электронасосных дозировочных агрегатов, перекачивающих промышленные стоки, опробован ряд методов повышения износостойкости стальных плунжеров.
2. Предложен новый метод повышения ресурса работы плунжеров электронасосных дозировочных агрегатов, перекачивающих промышленные стоки, заключающийся в нанесении на рабочие поверхности плунжеров износостойких покрытий, включая покрытия на основе алюминия методом ООО «Монокарбон», как разновидности метода динамической металлизации на установке Димет- 404.
3. Разработан состав металлокерамического покрытия на базе порошков алюминия и цинка, обеспечивающий значительное (более чем в 6 раз) повышение (по сравнению с применяемой в настоящее время закалкой ТВЧ) износостойкости стальных плунжеров электронасосных дозировочных агрегатов.

1. Калугин И.А., Буяновский И.А. Метод паспортизации трибосопряжений насосно-компрессорного оборудования цеха регенерации установки комплексной подготовки газа Заполярного нефтегазоконденсатного месторождения//Трение и смазка в машинах и механизмах, 2013, №9, с. 45-48.
2. Сафонов Б.П. Инженерная трибология. Оценка износостойкости и ресурса трибосопряжений. – Новомосковск: 2004, 66 с.
3. Буяновский И.А., Левченко В.А., Калугин И.А. Повышение износостойкости плунжеров насосов, перекачивающих промышленные стоки//Механизация строительства, 2015, № 8 (в печати)
4. Димет. Применение технологии и оборудования: [электронный ресурс]. Режим доступа: www.dimet-r.narod.ru

УТОЧНЁННЫЙ РАСЧЁТ ДЕФОРМАЦИЙ ШПИНДЕЛЬНОГО УЗЛА С ЗАГОТОВКОЙ, УСТАНОВЛЕННОЙ В ПАТРОНЕ И ЗАДНЕМ ЦЕНТРЕ И ИХ ВЛИЯНИЕ НА ТОЧНОСТЬ ОБРАБОТКИ С РАЗНЫМ РАСПОЛОЖЕНИЕМ ПРИВОДА ВРАЩЕНИЯ ШПИНДЕЛЯ

Лизогуб В.А.

Московский Государственный университет приборостроения и информатики

В работе рассматривается уточненный метод расчетной оценки выбора элементов режимов резания исходя из допустимой по точности обработки силы резания при разработке технологического процесса обработки деталей и их регулирование в процессе обработки на станках с ЧПУ исходя из допуска на обработанную поверхность.

Ключевые слова; точность обработки; шпиндельный узел; упругие перемещения; станки с ЧПУ; коррекция программ.

In work the specified method of a settlement estimation of a choice of elements of modes of cutting proceeding from admissible on accuracy of processing of force of cutting is considered by working out of technological process of processing of details and their regulation in the course of processing on tanks with numerical programmed control descending from the admission on the processed surface.

Keywords; accuracy of processing; a spindle block; elastic conveyances; machine tools with numerical programmed control; correction of programs.

В работе рассматривается расчетный метод оценки влияния деформаций шпиндельного узла с опорами (ШУ), приспособления и заготовки, установленной в патроне и заднем центре (токарные станки), на погрешность обработки с разным приводом шпинделя.

Радиальное упругое перемещение U_c точки приложения силы резания на заготовке можно выразить при установке заготовки в патроне и заднем центре

с приводом шпинделя от разгруженного шкива или электрошпинделя

$$U_c = U_{шп}(F) + U_{оп}(F) + U_{пц} + U_{заг}; \quad (1)$$

с приводом шпинделя, расположенным между опорами

$$U_c = U_{шп}(F) + U_{шп}(Q) + U_{оп}(F) + U_{оп}(Q) + U_{пц} + U_{заг}; \quad (2)$$

с приводом, расположенным на заднем конце шпинделя

$$U_c = U_{шп}(F) + U_{шп}(Q') + U_{оп}(F) + U_{оп}(Q') + U_{пц} + U_{заг}; \quad (3)$$

где $U_{шп}(F)$ - упругое перемещение вследствие податливости шпинделя от действия силы резания F_{zy} ;

$U_{шп}(Q)$ - упругое перемещение вследствие податливости шпинделя от действия силы Q от приводного зубчатого колеса, расположенного между опорами;

$U_{оп}(F)$ - упругое перемещение шпинделя от действия силы резания F_{zy} вследствие податливости опор;

$U_{оп}(Q)$ - упругое перемещение шпинделя от действия силы Q от приводного зубчатого колеса, расположенного между опорами, вследствие податливости опор;

$U_{шп}(Q')$ - упругое перемещение вследствие податливости шпинделя от действия силы Q' от приводного шкива или зубчатого колеса, расположенного на заднем конце шпинделя;

$U_{оп}(Q')$ - упругое перемещение шпинделя от действия силы Q' от приводного шкива или зубчатого

колеса, расположенного на заднем конце шпинделя, вследствие податливости опор.

$U_{пц}$ - упругое перемещение вследствие податливости патрона и заднего центра;

$U_{заг}$ - упругое перемещение вследствие податливости заготовки.

Перемещение $U_{шп}(F)$ находим согласно [1,2] приняв $Z = 0$ считая, что опоры абсолютно жёсткие, а перемещение происходит только за счет изгиба шпинделя решением интеграла Мора по правилу Верещагина перемножением эпюр изгибающих моментов M_F и M_1 с учётом защемляющего момента в передней опоре $M = \varepsilon Fa$

$$Y_{шп}(F) = F \left[\frac{a^3}{3EI_2} + \frac{[a(1-\varepsilon)]^2 l}{3EI_1} \right]; \quad (4)$$

$$\text{или} \quad Y_{шп}(F) = F \cdot A$$

где $F = F_{Z,Y} = \sqrt{F_Z^2 + F_Y^2}$ - силы резания;

E - модуль упругости материала шпинделя;

a - длина переднего конца шпинделя;

l - расстояние между опорами шпинделя;

I_1, I_2 - приведенные осевые моменты инерции межопорной части и переднего конца шпинделя;

ε - коэффициент, учитывающий действие защемляющего момента в передней опоре шпинделя [1,3];

Перемещение переднего конца шпинделя $U_{шп}(Q)$ от силы Q , приложенной между опорами от привода, находим согласно [2] считая, что опоры абсолютно жёсткие, а перемещение происходит только за счет изгиба шпинделя также решением интеграла Мора перемножением эпюр M_Q и M_1 с учётом защемляющего момента в передней опоре

$$Y_{шп}(Q) = \mp \frac{Q(l-b)ba(1-\varepsilon)}{l^2 EI_1} \cdot \left[\frac{(l-b)b}{2} + \frac{b^2}{6} + \frac{(l-b)^2}{3} \right]; \quad (5)$$

или $Y_{\text{шп}(Q)} = \mp F \cdot B$;

где $Q \approx \frac{1,09F \cdot d_{\text{заг}}}{d_0}$ – сила, действующая от

приводного зубчатого колеса на шпиндель;

b – расстояние от передней опоры до приводного зубчатого колеса;

$d_{\text{заг}}$ – диаметр обрабатываемой поверхности или диаметр фрезы;

d_0 – делительный диаметр приводного зубчатого колеса или расчётный диаметр шкива.

В формуле (5) принимаем верхний знак если силы Q и F приведены к одной плоскости и направлены в одну сторону и нижний – если они направлены в разные стороны.

Перемещение переднего конца шпинделя $U_{\text{оп}}(F)$ находим считая, что шпиндель абсолютно жёсткий, а перемещение происходит только за счёт податливости опор.

Для нахождения перемещения находим реакции опор, перемещения в опорах, переносим наклонную ось шпинделя параллельно самой себе вниз на величину y_2 , из подобия большого и малого треугольников перемещений записываем соотношение, из которого находим $U_{\text{оп}}(F)$.

$U_{\text{оп}}(F) =$

$$F \left\{ (C_{r1})^{-1} \frac{(a+l)[a(1-\varepsilon)+l]}{l^2} + (C_{r2})^{-1} (1-\varepsilon) \left(\frac{a}{l} \right)^2 \right\} \quad (6)$$

или $Y_{\text{оп}(F)} = F \cdot D$.

где C_{r1}, C_{r2} – радиальная жёсткость передней и задней опор ШУ.

Перемещение $U_{\text{оп}}(Q)$ находим считая, что шпиндель абсолютно жёсткий, а перемещения происходят только за счёт податливости опор.

Для нахождения перемещения находим реакции опор и перемещения в опорах y_1, y_2 , проводим через точку y_2 горизонтальную линию и из подобия большого и малого треугольников перемещений записываем соотношение, из которого находим $U_{\text{оп}}(Q)$.

$U_{\text{оп}}(Q) =$

$$\frac{Q}{C_{r1} \cdot C_{r2} \cdot l^2} \{ C_{r1} \cdot l \cdot b + [C_{r2}(l-b) - C_{r1} \cdot b](l+a) \} \quad (7)$$

или $Y_{\text{оп}(Q)} = F \cdot E$.

Перемещение переднего конца шпинделя от силы Q' , действующей от привода (ремённой или зубчатой передачи), расположенного на заднем конце шпинделя, находим согласно [2,4] также решением интеграла Мора по правилу Верещагина перемножением эпюр MQ' и $M1$ с учётом защемляющего момента в передней опоре

$$Y_{\text{шп}}(Q') = \pm \frac{Q' b' a (1-\varepsilon) l}{6EI_1} \quad (8)$$

или $Y_{\text{шп}(Q')} = \pm F \cdot C$,

где $Q' \approx \frac{1,09F \cdot d_{\text{заг}}}{d_0}$ – сила, действующая от

привода, расположенного на заднем конце шпинделя;

b' – расстояние от задней опоры до привода.

В формуле (8) принимаем верхний знак если силы Q' и F приведены к одной плоскости и направлены в одну сторону и нижний – если они направлены в разные стороны. Перемещение $U_{\text{оп}}(Q')$ находим согласно [4] считая, что шпиндель абсолютно жёсткий, а перемещение переднего конца шпинделя происходит только за счёт податливости опор.

Для нахождения перемещения $U_{\text{оп}}(Q')$ находим реакции опор, перемещения в опорах y_1' и y_2' , проводим прямую линию по точкам этих перемещений, переносим эту прямую вниз параллельно на величину y_1' и из подобия треугольников записываем соотношение преобразуя которое находим $U_{\text{оп}}(Q')$

$$U_{\text{оп}}(Q') = \mp Q' \left[(C_{r1})^{-1} \frac{(b'+l)a}{l^2} + (C_{r2})^{-1} \frac{b'(a+l)}{l^2} \right] \quad (9)$$

или $Y_{\text{оп}(Q')} = \mp F \cdot G$.

В формуле (9) принимаем верхний знак если силы Q' и F приведены к одной плоскости и направлены в одну сторону и нижний – если они направлены в разные стороны. Упругое перемещение заготовки вследствие податливости патрона и заднего центра $U_{\text{пц}}$ находится из геометрических соотношений из условия, что заготовка абсолютно жесткая, а перемещения вдоль ее длины происходят только вследствие податливости патрона и заднего центра и выражается зависимостью

$$y_{\text{пц}} = \frac{F \left[(L-z)^2 \cdot (C_{r3})^{-1} + z^2 (C_{r4})^{-1} \right]}{L^2} \quad (10)$$

или $Y_{\text{пц}} = F \cdot H_z$,

где L – длина заготовки;

z – текущее расстояние от левого центра (переднего конца шпинделя) до точки приложения силы резания;

C_{r3} – радиальная жёсткость патрона;

C_{r4} – радиальная жёсткость правого центра и задней бабки.

Упругое перемещение заготовки $y_{\text{заг}}$ вдоль ее длины вследствие ее податливости определяется как для балки переменного сечения, защемленной одним концом в патроне (так как кулачки зажимают заготовку с силой во много раз больше силы резания), а другим ее концом установленной в заднем центре, представляющем подвижную шарнирную опору.

Следовательно, заготовку, закрепленную в патроне и заднем центре, можно представить как систему один раз статически неопределимую. Для такой системы составляется одно каноническое уравнение [2]. Строим “расслоенную” эпюру действительных изгибающих моментов в заданной статически неопределимой системе.

Строим эпюру изгибающих моментов от единичной силы, приложенной в основной системе в сечении приложения силы резания F .

Определяем величину искомого перемещения в сечении приложения силы F путем вычисления интеграла Мора по правилу Верещагина.

$$Y_{zar} = F \cdot \left\{ \frac{\left[\frac{z^3}{3E_1I_3} + \frac{z^2(L-z)}{2E_1I_3} \right]^2}{\left[\frac{(L-z)^3}{3E_1I_4} + \frac{z^3}{3E_1I_3} + \frac{z^2(L-z)}{E_1I_3} + \frac{z(L-z)^2}{E_1I_3} \right]} - \frac{z^3}{3E_1I_3} \right\} \quad (11)$$

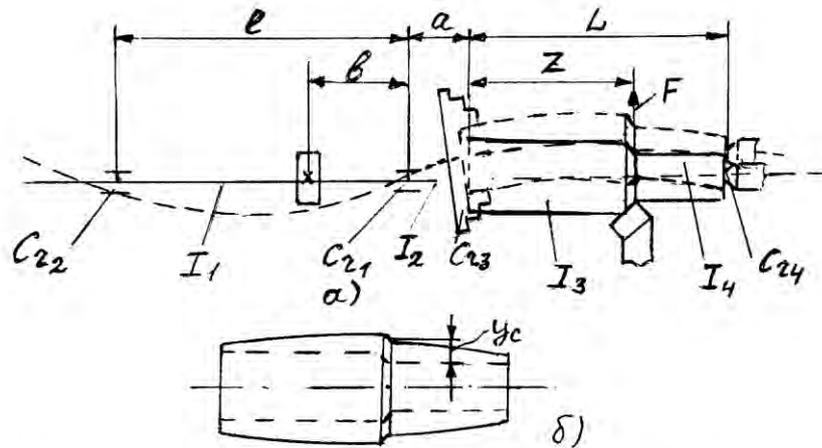


Рис. 1. Схема деформации шпиндельного узла и заготовки, закрепленной в патроне и заднем центре (а) и схема образования погрешности (б).

Погрешность обработки должна быть меньше допуска δ на обработку, следовательно, подставляя его в формулу (12), получим

$$y_c < \frac{\delta}{2k}, \quad (13)$$

где k – коэффициент, учитывающий деформации других элементов ТС (инструмента, приспособления, суппортной группы, направляющих...).

Если шпиндель приводится во вращение от разгруженного шкива или он является электрошпинделем тогда силы от привода Q и Q' равны нулю и подставляя (4), (6), (10), (11) в (1), получим

$$Y_{C1} = F \left[\frac{a^3}{3EI_2} + \frac{[a(1-\varepsilon)]^2 l}{3EI_1} \right] + F \left\{ (C_{r1})^{-1} \frac{(a+l)[a(1-\varepsilon)+l]}{l^2} + (C_{r2})^{-1} (1-\varepsilon) \left(\frac{a}{l} \right)^2 \right\} + \frac{F \left[(L-z)^2 \cdot (C_{r3})^{-1} + z^2 (C_{r4})^{-1} \right]}{L^2} + F \left\{ \frac{\left[\frac{z^3}{3E_1I_3} + \frac{z^2(L-z)}{2E_1I_3} \right]^2}{\left[\frac{(L-z)^3}{3E_1I_4} + \frac{z^3}{3E_1I_3} + \frac{z^2(L-z)}{E_1I_3} + \frac{z(L-z)^2}{E_1I_3} \right]} - \frac{z^3}{3E_1I_3} \right\}. \quad (14)$$

С учётом выше принятых обозначений

$$\text{или } Y_{zar} = F \cdot I_Z.$$

На рис.1 представлена схема деформации ШУ и заготовки, закрепленной в патроне и заднем центре (а) и схема образования погрешности обработки заготовки (б) при продольном точении. Согласно рис.1б погрешность обработки, внесенная деформацией ШУ и заготовки с патроном и задним центром (отклонение от цилиндричности) Δ_{y1} можно записать в следующем виде

$$\Delta_{y1} \approx 2y_c. \quad (12)$$

$$Y_{C1} = F(A + D + Hz + Iz).$$

Если шпиндель приводится во вращение от зубчатого колеса, расположенного между опорами, тогда на шпиндель между опорами действует сила Q и перемещение точки, лежащей на заготовке находим подставляя (4), (5), (6), (7), (10), (11), в (2) получим

$$Y_{C2} = F \left[\frac{a^3}{3EI_2} + \frac{[a(1-\varepsilon)]^2 l}{3EI_1} \right] + \frac{Q(l-b)ba(1-\varepsilon)}{l^2 EI_1} \cdot \left[\frac{(l-b)b}{2} + \frac{b^2}{6} + \frac{(l-b)^2}{3} \right] + F \left\{ (C_{r1})^{-1} \frac{(a+l)[a(1-\varepsilon)+l]}{l^2} + (C_{r2})^{-1} (1-\varepsilon) \left(\frac{a}{l} \right)^2 \right\} + \frac{Q}{C_{r1} \cdot C_{r2} \cdot l^2} \{ C_{r1} \cdot l \cdot b + [C_{r2}(l-b) - C_{r1} \cdot b](l+a) \} + \frac{F \left[(L-z)^2 \cdot (C_{r3})^{-1} + z^2 (C_{r4})^{-1} \right]}{L^2} + F \left\{ \frac{\left[\frac{z^3}{3E_1I_3} + \frac{z^2(L-z)}{2E_1I_3} \right]^2}{\left[\frac{(L-z)^3}{3E_1I_4} + \frac{z^3}{3E_1I_3} + \frac{z^2(L-z)}{E_1I_3} + \frac{z(L-z)^2}{E_1I_3} \right]} - \frac{z^3}{3E_1I_3} \right\} \quad (15)$$

С учётом выше приведённых обозначений

$$Y_{C2} = F(A \mp B + D + E + H_Z + I_Z)$$

В формуле (15) принимают верхние знаки если силы F и Q приведены к одной плоскости и направлены в одну сторону и нижние – если они направлены в разные стороны.

Если шпиндель приводится во вращение от зубчатого колеса или ремня, расположенного на заднем конце, то на шпиндель будет действовать сила Q' и перемещение точки, лежащей на заготовке находим подставляя (4), (6), (8), (9), (10), (11) в (3)

$$Y_{C3} = F \left[\frac{a^3}{3EI_2} + \frac{[a(1-\varepsilon)]^2 l}{3EI_1} \right] \mp \frac{Q'b'a(1-\varepsilon)l}{6EI_1} +$$

$$+$$

$$F \left\{ (C_{r1})^{-1} \frac{(a+l)[a(1-\varepsilon)+l]}{l^2} + (C_{r2})^{-1} (1-\varepsilon) \left(\frac{a}{l} \right)^2 \right\} \mp$$

$$\mp Q' \left[(C_{r1})^{-1} \frac{(b'+l)a}{l^2} + (C_{r2})^{-1} \frac{b'(a+l)}{l^2} \right] +$$

$$+ \frac{F \left[(L-z)^2 \cdot (C_{r3})^{-1} + z^2 (C_{r4})^{-1} \right]}{L^2} +$$

$$+ F \left\{ \frac{\left[\frac{z^3}{3EI_3} + \frac{z^2(L-z)}{2EI_3} \right]^2}{\left[\frac{(L-z)^3}{3EI_4} + \frac{z^3}{3EI_3} + \frac{z^2(L-z)}{EI_3} + \frac{z(L-z)^2}{EI_3} \right]} - \frac{z^3}{3EI_3} \right\}. \quad (16)$$

С учётом выше приведённых обозначений $Y_{C3} = F(A \mp C + D \mp G + H_Z + I_Z)$.

В формуле (16) принимают верхние знаки если силы F и Q' приведены к одной плоскости и направлены в одну сторону и нижние – если они направлены в разные стороны.

Для шпинделя, приводимого во вращение от разгруженного шкива или если он является электрошпинделем подставляя (14) в (13) и решая относительно F , получим

$$F < \delta : [2k(A + D + H_Z + I_Z)] \quad (17)$$

Для шпинделя, приводимого во вращение от зубчатого колеса, расположенного между опорами подставляя (15) в (13) и решая относительно F , получим

$$F < \delta : [2k(A \mp B + D + E + H_Z + I_Z)] \quad (18)$$

Для шпинделя, приводимого во вращение от зубчатого колеса или шкива, расположенного на заднем конце шпинделя подставляя (16) в (13) и решая относительно F , получим

$$F < \delta : [2k(A \mp C + D \mp G + H_Z + I_Z)] \quad (19)$$

В формулах (17), (18), (19) принимают верхние знаки если силы F , Q и Q' приведены к одной плоскости и направлены в одну сторону и нижние – если они направлены в разные стороны.

Используя зависимости (17), (18), (19) на стадии разработки технологического процесса обработки детали можно выбрать элементы режимов резания, обеспечивающие получение размеров детали в пределах поля допуска по допустимой силе резания F , проводить коррекцию управляющих программ станков с ЧПУ, а также регулировать величину подачи в процессе обработки по реально измеренной силе резания с применением адаптивного управления.

Список литературы

- 1 Лизогуб В.А. Уточнённый расчёт деформаций мехатронного шпиндельного узла с борштангой (заготовкой, установленной в патроне) и их влияние на точность обработки. В сб. Всероссийской научно-технической интернет-конференции Мехатроника, робототехника, автоматизация вып. №2, М., МГУПИ, 2007.-С.82-88.
- 2 Глушков Г. С., Синдеев В. А. Курс сопротивления материалов. - М.: «Высшая школа», 1965.-768с.
- 3 Лизогуб В.А. Научные основы конструирования и технологии шпиндельных узлов металлорежущих станков. - М.: Научтехлитиздат, 2002. -127с.
- 4 Лизогуб В.А. Уточнённый расчёт деформаций шпиндельного узла с заготовкой, установленной в патроне, или с борштангой и их влияние на точность обработки с разным расположением привода вращения шпинделя. В сб. Информатика и технология. М.: МГУПИ, 2011.- С.71-79.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ ТЕЧЕНИЯ ГАЗОВ В ДЕФЕКТАХ ИЗДЕЛИЙ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОГИДРАВЛИЧЕСКОЙ АНАЛОГИИ.

В.А. Макаров¹, Ю.С. Асадова², Р.Е. Тютяев³

^{1,2}Московский государственный университет информационных технологий, радиотехники и электроники, Москва, Россия; kunaka@bk.ru

³Группа Компаний "Русский Свет"

В статье приводится методика расчета параметров течения газа при контроле герметичности с помощью теории линейных электрических цепей, основанной на аналогии между электрическими и герметологическими параметрами. Рассмотрена молекулярная модель истечения газа через дефекты изделий. Определены погрешности этой модели, образованные реальными термодинамическими процессами. Ключевые слова: Герметичность, течь, течейсание, герметологические параметры.

Условием применения методики расчета параметров течения газа при контроле герметичности с помощью теории линейных электрических цепей является корректная аналогия между электрическими и герметологическими параметрами.

Наиболее целесообразным в технике течейсания является описание процессов истечения газов с помощью молекулярной электрогидравлической аналогии. Во-первых, показания, выраженные в единицах молекулярной модели, инвариантны к составу газа. Во-вторых, сопротивления при малых утечках и, соответственно, небольших изменениях плотности газовой среды, соизмеряемых с подобными изменениями несжимаемой жидкости, линейны.

При наличии перепада давления, парциально-го или общего, на течи возникает направленное движение молекул в сторону меньшего потенциала. Хаотическое или тепловое движение молекул при этом процессе можно считать в среднем равным нулю. Направленное движение молекул обусловлено молекулярным расходом Q , равным количеству молекул в единицу времени $Q = \frac{dN}{dT}$.

Давление P определяется через плотность молекул n в единице объема V по формуле $P = nkT$ [1], где kT – вероятная энергия молекулы; k – постоянная Больцмана, T – абсолютная температура.

Течь оказывает сопротивление R молекулярному расходу. По аналогии с линейной электрической цепью можно записать соотношение между молекулярным расходом Q и перепадом давлений $\Delta P = P_1 - P_2$:

$$Q = \frac{\Delta P}{R} = \frac{P_1 - P_2}{R},$$

или

$$\frac{dN}{dT} = \frac{\Delta nkT}{R} = \frac{(n_1 - n_2)kT}{R}, \quad (1)$$

Определим значения параметров истечения во взаимосвязанных камерах через течь в тонкой стенке без учёта изменения давления по длине

течи. Изменение плотности Δn за время t определяется выражением [2]:

$$\Delta n = \Delta n_0 e^{-\frac{t}{\tau}}, \quad (2)$$

где Δn_0 – начальная разность плотностей молекул; τ – постоянная времени процесса истечения, равная:

$$\tau = \frac{V_0}{S_{t\Box} \vartheta}, \quad (3)$$

где V_0 – приведённый объём взаимосвязанных камер с объёмами V_1 и V_2 , равный $V_0 = \frac{V_1 V_2}{V_1 + V_2}$, $S_{t\Box}$ – площадь течи; ϑ – скорость распространения волн сжатия в газе, связанная со скоростью направленного движения молекул соотношением:

$$(4)$$

Процесс перемещения молекул можно отразить с помощью уравнения (1):

$$\Delta nkT = R \frac{dn}{dt} = RV_0 \frac{d(\Delta n)}{dt},$$

$$\frac{d(\Delta n)}{\Delta n} = \frac{kT}{RV_0} dt. \quad (5)$$

Проинтегрировав и определив постоянную интегрирования с помощью начальных условий, получим выражение (3), в котором постоянная времени τ равна:

$$\tau = \frac{RV_0}{kT}. \quad (6)$$

Из равенства уравнений (3) и (6) можно заключить, что

$$R = \frac{kT}{S_{t\Box} \vartheta}, \quad (7)$$

т.е. сопротивление течи в тонкой стенке прямо пропорционально вероятной энергии молекулы kT и обратно пропорционально площади дефекта $S_{t\Box}$ и скорости ϑ распространения волны сжатия.

Представленная модель процесса истечения газов через дефекты изделий является идеализированной моделью, основанной на линейности гидравлических сопротивлений. В реальных гермето-

логических схемах эта линейность может быть нарушена в силу следующих причин:

1. Не были учтены термодинамические процессы, обусловленные контактом с окружающей средой;

2. Не учитывалось влияние сил межмолекулярного взаимодействия, характерного для области высокого давления при совместном испытании на прочность и герметичность;

С целью определения погрешностей, вызванных неучтенными факторами, были проведены исследования, по которым можно судить о граничных условиях применения линейной теории герметологических цепей.

Вывод формул по определению параметров герметологической цепи основывался на предположении изотермического режима, т.е. идеального контакта с окружающей средой. Как известно [3], условием изотермического процесса является равенство $PV = const$, при котором сопротивления герметологической цепи линейны. Реальные условия относятся к политропическим процессам, при которых необходимо оценить величину нелинейности формулы (1), которая может внести погрешность при рассмотрении данного термодинамического процесса.

Для определения этой погрешности рассмотрим динамику процесса изменения давлений во взаимосвязанных камерах при критериальных режимах: изотермическом и адиабатическом.

Динамический процесс при опустошении и наполнении камеры можно рассматривать как изменение молекулярной плотности n_{i0} газа, равную отношению количества молекул N_{i0} в определенном объеме к величине этого объема:

$$n_{i0} = \frac{N_{i0}}{V_{i0}} \quad (8)$$

Политропический процесс описывается уравнением [4]:

$$P_i V_i^\gamma = P_{i0} V_{i0}^\gamma, \quad (9)$$

где P - давление; V - объем камер в начальный и текущий момент времени; γ - коэффициент политропы.

С учётом (8) при постоянной температуре:

$$n_i V_i^\gamma = n_{i0} V_{i0}^\gamma, \quad (10)$$

$$V_{i0} = V_i \left(\frac{n_i}{n_{i0}} \right)^{\frac{1}{\gamma}}. \quad (11)$$

Подставляя (11) в (9) получим:

$$N_{i0} = n_{i0} V_i \left(\frac{n_i}{n_{i0}} \right)^{\frac{1}{\gamma}}, \quad (12)$$

Рассмотрим изменение количеств молекул в двух взаимосвязанных камерах 1 и 2 при наличии утечки согласно условию:

$$dN_1 = -dN_2. \quad (13)$$

С учетом (12) запишем:

$$dN_1 = -dN_2, \quad (13)$$

$$\frac{V_1 \left(\frac{n_{10}}{n_1} \right)^{\frac{\gamma-1}{\gamma}}}{\gamma} dn_1 = -\frac{V_2 \left(\frac{n_{20}}{n_2} \right)^{\frac{\gamma-1}{\gamma}}}{\gamma} dn_2 \quad (14)$$

Отсюда величина n_1 плотности в камере 1 равна:

$$n_1 = \left[n_{10}^{\frac{1}{\gamma}} + \frac{V_2}{V_1} \left(\frac{n_{20}}{n_{10}} \right)^{\frac{\gamma-1}{\gamma}} - \frac{n_{20}}{n_{10}} n_2^{\frac{1}{\gamma}} \right]^\gamma. \quad (15)$$

При замене отношения объемов $\frac{V_2}{V_1}$ отношением соответствующих ёмкостей $\frac{C_2}{C_1}$ уравнение (15) имеет вид:

$$n_1 = \left[n_{10}^{\frac{1}{\gamma}} + \frac{C_2}{C_1} \left(\frac{n_{20}}{n_{10}} \right)^{\frac{\gamma-1}{\gamma}} - \frac{n_{20}}{n_{10}} n_2^{\frac{1}{\gamma}} \right]^\gamma. \quad (16)$$

Для определения текущего значения плотности n_2 продифференцируем формулу (12), т.е.

$$(17)$$

Решая совместно уравнения (2) и (17), получим:

$$n_2^{\frac{\gamma-1}{\gamma}} \left\{ \left[n_{10}^{\frac{1}{\gamma}} + \frac{C_2}{C_1} \left(\frac{n_{20}}{n_{10}} \right)^{\frac{\gamma-1}{\gamma}} - \frac{n_{20}}{n_{10}} n_2^{\frac{1}{\gamma}} \right]^\gamma - n_2 \right\} \frac{dn_2}{n_2} \quad (18)$$

Проинтегрируем выражение (18) при $\gamma = 1$ изотермического режима и $\gamma = 2$ - для режимов близких к адиабатическому.

При $\gamma = 1$:

$$n_2 = \frac{1}{v+1} \left[(n_{10} - n_{20}) - (n_{10} - n_{20}) e^{-\frac{(v+1)t}{\tau_2}} \right], \quad (19)$$

где $v = \frac{C_2}{C_1}$, $\tau_1 = RC_1$ - постоянная времени.

Значение n_1 при изотермическом режиме определяется подстановкой значения n_2 в формулу (16):

$$n_1 = n_{10} + v (n_{20} - n_2). \quad (20)$$

При $\gamma = 2$ выражения (18) и (16) после интегрирования и замены постоянной имеют соответственно вид:

$$\frac{a_{\frac{1}{2}} - \frac{a_0}{b_0 - 1}}{a_{\frac{1}{2}} - \frac{a_0}{b_0 - 1}} = \frac{n_{20}^{\frac{1}{2}} - \frac{a_0}{b_0 - 1}}{n_2^{\frac{1}{2}} - \frac{a_0}{b_0 - 1}} \cdot e^{\frac{2a_0 t}{n_{20}^{\frac{1}{2}} \tau_2}} \quad (21)$$

$$a_0 = n_{10}^{\frac{1}{2}} + v \frac{n_{20}}{n_{10}^{\frac{1}{2}}}, \quad b_0 = v \left(\frac{n_{20}}{n_{10}} \right)^{\frac{1}{2}}$$

где:

$$n_1 = \left\{ n_{10}^{\frac{1}{2}} + v \left[\frac{n_{20}}{n_{10}^{\frac{1}{2}}} - \left(\frac{n_{20}}{n_{10}} \right)^{\frac{1}{2}} n_2^{\frac{1}{2}} \right] \right\}^2 \quad (22)$$

Результаты численных расчетов, проведенные по формуле (19)...(22), приведены на графиках (рис. 1). Кривые 1,2 рассчитаны по формулам (19) и (21) для изотермического режима, а 3,4 – для адиабатического. Значения молекулярных плотностей следующие: кривые 1,3: $n_{10} = 268,83 \cdot 10^{23} \text{ м}^{-3}$ (0,1 МПа); $n_{20} = 53,77 \cdot 10^{23} \text{ м}^{-3}$ (0,02 МПа); кривые 2,4: $n_{10} = 268,83 \cdot 10^{23} \text{ м}^{-3}$ (0,1 МПа); $n_{20} = 567,66 \cdot 10^{23} \text{ м}^{-3}$ (0,2 МПа).

Численный расчет относительной погрешности плотности при изотермическом и адиабатическом процессах приводит к выводу, что для диапазона изменения давлений от 0,02 до 0,2 МПа эта погрешность не превышает 10% и ею при анализе герметологической цепи можно пренебречь.

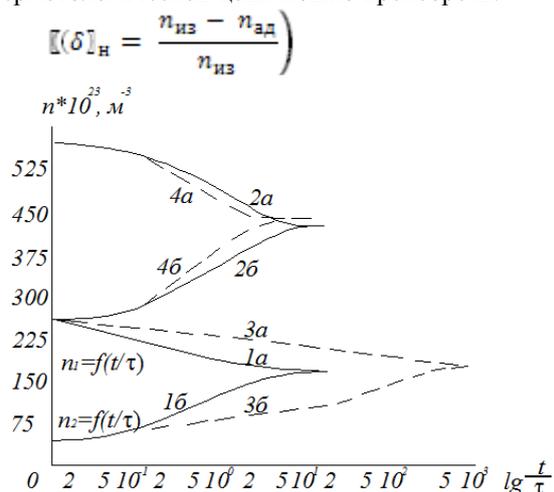


Рис. 1. Изменение молекулярной плотности n_1 и n_2 во взаимосвязанных камерах при изотермическом (кривые 1а, 1б, 2а, 2б) и адиабатическом (кривые 3а, 3б, 4а, 4б) режимах

Аналогичные уравнения были получены при постоянной плотности в одной из камер, т.е. $n_1 = n_{10}$. Тогда при этом условии уравнение (18) имеет вид:

$$\frac{dn_2}{n_2^{\gamma} (n_{10} - n_2)} = \frac{\gamma}{RC_2 n_{20}^{\gamma}} dt \quad (23)$$

При $\gamma = 1$ (изотермический режим):

$$\frac{dn_2}{n_2 (n_{10} - n_2)} = \frac{\gamma}{RC_2 n_{20}^{\gamma}} dt \quad (23)$$

$$n_2 = n_{10} - (n_{10} - n_{20}) e^{\left| \frac{t}{\tau_2} \right|} \quad (24)$$

Уравнение (24) описывает динамику процесса наполнения камеры при изотермическом режиме.

При $\gamma = 2$ (режим близкий к адиабатическому) уравнение (16) видоизменяется следующим образом:

$$\frac{dn_2}{n_2^{\frac{1}{2}} (n_{10} - n_2)} = \frac{2}{RC_2 n_{10}^{\frac{1}{2}}} dt$$

Интегрируя это выражение и заменяя постоянную, получим:

$$\frac{n_{10}^{\frac{1}{2}} + n_2^{\frac{1}{2}}}{n_{10}^{\frac{1}{2}} - n_2^{\frac{1}{2}}} = \frac{n_{10}^{\frac{1}{2}} + n_{20}^{\frac{1}{2}}}{n_{10}^{\frac{1}{2}} - n_{20}^{\frac{1}{2}}} e^{\left| \frac{t}{\tau_2} \right|} \quad (25)$$

$$\text{где } \tau_2 = \frac{RC_2}{2} \left(\frac{n_{20}}{n_{10}} \right)^{\frac{1}{2}}$$

Рассчитывая относительную погрешность при наполнении камеры при изотермическом и адиабатическом процессах для вышеуказанного диапазона, приходим к результату δ_H , не превышающего 8%. Аналогичные результаты получены при анализе динамики опустошения камеры.

Отклонения реальных газов от идеального при высоком давлении можно выразить относительной погрешностью уравнений Ван-дер-Ваальса и Бойля-Мариотта [5]:

$$\sigma_P = \frac{\left(P + \frac{a_P}{V^2} \right) (V - b_V)}{PV} \approx \frac{a_P - PVb_V}{PV^2} \quad (26)$$

где $\frac{a_P}{V^2}$ – поправка давления, зависящая от сил межмолекулярного притяжения, b_V – поправка объема, зависящая от сил межмолекулярного отталкивания.

Значения a_P и b_V обычно вычисляются по значениям критических постоянных, которые определяются экспериментально:

где t_c и P_c – критические температура и давление. Подстановка их в уравнение (26) приводит к следующему виду:

$$(27)$$

где критический объем.

Из уравнения (27) следует, что относительная погрешность отклонения реальных газов от идеальных зависит от давления испытания при постоянной температуре.

Расчёты по формуле (27) показывают, что отклонения реальных газов от идеальных в диапазоне 0,2 ... 10 МПа и нормальной температуре невелики и равны, например, для азота следующим значениям: при 0,2 МПа $\sigma_P = 0,08\%$, при 10 МПа $\sigma_P = 4,22\%$.

Выводы: Для определения параметров истечения газов через дефекты изделий было решено воспользоваться электрогидравлической молекулярной аналогией, согласно которой основные параметры электрической цепи заменены их меха-

ническими параметрами. Определены погрешности линеаризации, вызванных влиянием термодинамических процессов, сил межмолекулярного взаимодействия при высоком давлении.

1. Евлампиев А.И., Попов Е.Д., Сажин С.Г., Сумкин П.С. Течеискание. - М.: Спектр, 2011. –С. 208.
2. Неразрушающий контроль: Справочник. Под общей редакцией В.В. Клюева. Том 2.-М.: Машиностроение, 2003.- С.181.
3. Квасников И.А. Молекулярная физика.- М.: Изд-во «Лаброком», 2013.- С.304.
4. Залманзон Л.А. Проточные элементы пневматических приборов контроля и управления.- М.: Изд-во АН СССР, 1961.- С. 247.
5. Кикоин А.К., Кикоин И.К. Молекулярная физика. – М.: Наука, 1976. –С.480

ПОВЫШЕНИЕ ТЕХНИЧЕСКОГО УРОВНЯ ГОРНЫХ МАШИН НА ОСНОВЕ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ НОВЫХ ИНФОРМАЦИОННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

С.И. Малафеев

ООО Компания «Объединенная Энергия», Москва, Россия; sim_vl@nm.ru

Рассматриваются направления совершенствования технических средств и систем управления для горных машин на основе использования информационных компонентов с высоким уровнем организации процессов управления. Приводятся результаты проектирования, промышленного производства и эксплуатации новых мехатронных комплексов для одноковшовых карьерных экскаваторов, буровых станков и земснарядов.

Ключевые слова: мехатроника, экскаватор, буровой станок, гидромеханизация, автоматика, информационные технологии, электропривод, управление

Введение

Перспективным направлением развития горной промышленности является организация интеллектуальных предприятий. «Интеллектуальный карьер» – технология будущего, реализующая роботизированную добычу полезных ископаемых. Ее применение особенно актуально в труднодоступных местах и в регионах с тяжелыми климатическими условиями. Прогнозируется, что применение роботизированной горной техники позволит не только повысить производительность труда за счет эффективного использования оборудования, но и приведет к сокращению нетехнологических простоев машин и снижению затрат на проведение внеплановых ремонтных работ карьерной техники.

В настоящей работе представлены результаты проектирования, производства и эксплуатации комплектного нового электрооборудования для горных машин с использованием современных информационных систем, выполненных в ООО Компания «Объединенная Энергия», г. Москва.

Основные задачи совершенствования электрооборудования и систем управления горных машин

К важнейшим задачам совершенствования электрооборудования горных машин можно отнести следующие:

1. Создание мехатронного комплекса машины с качественно новыми характеристиками на основе синергетического объединения различных подсистем с компьютерным управлением. Это возможно только при высоком уровне конструктивной, информационной и электромагнитной совместимости механических, электронных и информационно-управляющих элементов и совершенствования всех технических средств мехатронного комплекса.

2. Повышение энергетической эффективности мехатронных комплексов горных машин.

3. Совершенствование человеко-машинного интерфейса. Современные экскаваторы и другие горные машины – эргатические мехатронные системы. Увеличение объемов горных работ приводит

к возрастанию психологической нагрузки и ответственности за решения, принимаемые оператором в процессе работы. Снижение нагрузки на оператора достигается применением средств автоматизации обработки данных [1].

4. Работа экскаватора, бурового станка, земснаряда как технологического агрегата оценивается различными показателями, учитывающими производительность, затраты, износ и ресурс оборудования и др. Создание мехатронной системы предусматривает разработку и использование новых систем контроля параметров технологических процессов, нагрузок и состояния электрооборудования.

5. Организация информационного взаимодействия всех подсистем с использованием средств телекоммуникаций с целью обеспечения качественно новых возможностей дистанционного контроля, управления и диагностики.

Реализация средств управления для мехатронных комплексов экскаваторов, отвечающих сформулированным требованиям, основана на использовании следующих основных технических решений [2]:

- расширенный информационный ресурс системы управления за счет использования компьютерных средств обработки информации;

- новые технические средства управления, обеспечивающие эффективное использование потребляемой электроэнергии;

- алгоритмы управления, использующие технологии искусственного интеллекта.

- расширенная диагностика системы и ее компонентов на основе интеллектуальных средств измерения и обработки данных;

- специализированный человеко-машинный интерфейс, использующий эффективные средства обработки и представления информации о состоянии системы;

- удаленный мониторинг и дистанционное управление.

Интеллектуализация управления для горных машин

Интеллектуальная горная машина (экскаватор, буровой станок и др.) – это машина с высоким уровнем организации процессов управления, контроля и диагностики, эффективным человеко-машинным и телекоммуникационным интерфейсами, адаптивная к изменяющимся условиям горных работ и гармонично взаимодействующая с системами энергоснабжения, транспорта и автоматизированного управления предприятием [3]. Основные компоненты такой машины:

- мехатронные комплексы с усовершенствованными алгоритмами управления;
- системы интеллектуальной защиты оборудования и персонала;
- информационно-диагностические системы;
- средства и системы телекоммуникаций;
- эффективный человеко-машинный интерфейс;
- программные комплексы обработки, представления и хранения данных.

Все локальные подсистемы экскаватора объединены в рамках единого информационного пространства. Это позволяет устройствам управления различного уровня выполнять свои функции с учетом событий, происходящих в других подсистемах. Одновременно с этим, предполагается наращивание функциональных возможностей каждой локальной подсистемы в отдельности. Атрибутом интеллектуальной горной машины является взаимодействие с единым информационным пространством предприятия, в котором находятся другие машины горно-транспортного комплекса и персонал [4].

Мехатронные комплексы горных машин

Первый признак «умной» машины – электроприводы главного движения с высоким уровнем организации процессов управления. Это подразумевает реализацию принципов управления, обеспечивающих наилучшее взаимодействие всех компонентов системы, применение адаптивных регуляторов и алгоритмов самонастройки в мехатронных системах; коррекцию и предупреждение ошибочных действий машиниста, защиту от ударов ковша и переподъема, эффективное электропотребление (минимальные потери энергии во всех компонентах, высокий уровень электромагнитной совместимости оборудования, контроль внешней электромагнитной среды).

Электроприводы главного движения новых карьерных экскаваторов реализованы с использованием двигателей постоянного или переменного тока с управлением с помощью транзисторных преобразователей энергии [5]. Эффективная работа мехатронного комплекса интеллектуального экскаватора в условиях электрической сети разреза обеспечивается рациональным использованием энергетического ресурса, высокой электромагнитной совместимостью всех компонентов, полным контролем электроэнергетических процессов и применением многофункциональных устройств защиты.

Новый элемент электрической сети – активный выпрямитель, представляет собой регули-

руемый источник напряжения, питающий локальную сеть постоянного тока экскаватора. Напряжение в звене постоянного тока поддерживается постоянным и практически не зависит от напряжения в сети, как при потреблении, так и в режиме рекупации. Управление компонентами вектора тока, потребляемого из сети или отдаваемого в сеть, обеспечивает практически синусоидальную форму тока, благодаря чему достигаются наилучшие условия электромагнитной совместимости оборудования. Использование алгоритмов векторного управления позволяет регулировать коэффициент мощности и компенсировать, таким образом, реактивную мощность во всех режимах [5].

Современный подход к промышленной безопасности состоит в формировании автоматизированных систем управления и защиты как главного элемента единой системы безопасности. Все электрооборудование экскаватора оснащается встроенными приборами защиты, полностью отвечающими двум основным критериям: надежное срабатывание защиты при наступлении опасного события и отсутствие немотивированных остановов оборудования по вине защиты (ложных срабатываний) [6].

Информационные системы

Традиционные системы мониторинга электрооборудования горных машин обеспечивают сбор и обработку данных с датчиков, отображение на операторской панели основных параметров основных параметров технологического процесса и состояние электрического и механического оборудования и регистрацию всех отображаемых параметров в энергонезависимой памяти. Организация технологических экранов страниц предусматривает как параллельное представление всех процессов, так и детальное отображение процессов в отдельных подсистемах с графическими формами данных и параметрами компонентов системы [4].

Анализ данных оператором или другими специалистами, в том числе с помощью удаленного мониторинга, не обеспечивает желаемой эффективности из-за большого объема информации. Интеллектуальная обработка данных и представление результатов в виде решений и заключений позволяет автоматизировать процессы контроля и диагностики и организовать эксплуатацию машины при минимальных затратах на поиск и обнаружение неисправностей, ремонты и восстановление.

Обработка данных о состоянии, нарушениях и прогнозе дальнейшей работы и остаточном ресурсе опирается на физические и математические модели рабочих процессов [6]. Разработка адекватных моделей для разных компонентов машины с учетом специфики их работы в конкретных условиях составляет основную задачу при построении интеллектуальной диагностической системы.

Всё основное и вспомогательное оборудование горной машины оснащается подсистемами расширенного мониторинга с полным набором пер-

вичных датчиков, программных и технических средств сбора данных и интеграции в информационно-диагностическую систему (ИДС). Локальные подсистемы расширенного мониторинга для разных компонентов комплектуются вместе с оборудованием и используют подстанционные средства визуализации, архивирования и документирования.

Программно-аппаратный комплекс «Электронный машинист» - это аналитический наблюдатель за работой экскаватора и его подсистем в течение всего жизненного цикла, выполняет обработку сигналов из информационной системы и анализ процессов, состояния оборудования и действий машиниста, на основе анализа формирует объективные данные об эффективности работы машины, формирует базу данных эксплуатации, отражающую историю, состояние и ресурс.

Телекоммуникационная система включает три уровня: мониторинг и сбор данных на реальной системе; сервер Internet-мониторинга на базе Microsoft IIS и систему удаленного мониторинга [7].

Организация исследования машины в процессе работы

При проектировании оборудования требуется учет всех этих воздействий и особенностей работы. Традиционные методики предполагают всестороннее исследование объекта при специально организованных лабораторных и промышленных испытаниях. Получаемые при этом данные, несмотря на их объективность, во-первых, имеют частный характер, во-вторых, быстро теряют актуальность в силу постоянных изменений характеристик процессов и оборудования, и, в-третьих, требуют больших затрат времени и средств для их получения. Современные технические средства измерений и обработки данных позволяют организовать обратную связь от эксплуатации к проектированию, при этом сбор данных осуществляется средствами информационно-диагностических систем (ИДС) промышленных автоматизированных объектов, после чего производится передача данных ИДС на предприятие – изготовитель, и их автоматизированный анализ. При этом реализуется технология получения проектных данных непосредственно с действующего объекта.

При исследованиях обычно необходимо накопить достаточный для анализа объем данных, который зависит от специфики системы. Хранение данных возможно в реляционной базе данных, или другом программном продукте, предоставляющем средства обработки больших объемов информации.

В случаях отсутствия постоянной связи с объектом предусмотрено архивирование параметров, для последующей передачи. Для получения доступа к архиву данных предусмотрен интерфейс, который не требует специального оборудования. Возможна организация шлюза для передачи данных на сервер, если объекты управления объединены в группу.

Для оценки работы информация запоминается в

программных модулях и обрабатывается с целью анализа эффективности работы экскаватора, оценивания его надежности. В процессе работы производится регистрация основных процессов, изменения состояния оборудования, протоколов аварий и др. Данные хранятся на сервере и передаются в центр. Срок хранения записей зависит от вида процесса и типа оборудования. Данные, получаемые с машины, используются разработчиком оборудования для уточнения моделей при проектировании новых машин и коррекции параметров существующих.

Заключение

Горные машины нового поколения, использующие современные интеллектуальные управляющие системы, обеспечивают повышение эффективности горных работ на основе использования достижений информационных технологий, мехатроники и телекоммуникаций. Успешное применение мехатронных комплексов главного движения, компьютерных информационно-диагностических систем, интеллектуальных средств защиты, аппаратных и программных средств передачи, обработки и анализа данных и др., на экскаваторах ООО «ИЗ-КАРТЭКС» и ОАО «Уралмашзавод» позволило повысить технический уровень отечественных машин, снизить затраты на наладку и ремонты, снизить в 1,5...2 раза удельную энергоемкость эксплуатации. Дальнейшее развитие интеллектуальных систем управления горной техникой с учетом достижений в смежных отраслях позволит дать новое решение задач управления промышленным оборудованием со значительной экономией времени и средств.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 14-08-00455).

1. Малафеев С.И., Малафеева А.А. Человек и автоматика: конкуренция или взаимодействие? / Автоматизация в промышленности, 2014, № 12. – С. 8 – 10.
2. Малафеев С.И., Серебренников Н.А. Создание электрооборудования и систем управления для экскаваторов на основе мехатронной технологии // Горное оборудование и электромеханика. 2007. № 12. – С. 29 – 34.
3. Малафеев С.И., Тихонов Ю.В. Компоненты интеллектуального управления для карьерных экскаваторов / Автоматизация в промышленности, 2013, № 10, С. 33 – 37.
4. Malafeev S.I., Tikhonov Y.V. Intellectualization of a career excavator / Reports of the XXIII International Scientific Symposium «Miner's week – 2015». 26 – 30 January, 2015. Moscow. – P. 619 – 626.
5. Малафеев С.И., Новгородов А.А., Серебренников Н.А. Новый экскаватор ЭКГ-18Р: система приводов постоянного тока с широтно-импульсной модуляцией / Горное оборудование и электромеханика, 2012, № 6. – С. 21 – 25.
6. Малафеев С.И., Копейкин А.И. Надежность технических систем. Примеры и задачи. СПб., М., Краснодар. Лань. 2012. – 320 с.
7. Малафеев С.И., Афанасьев П.М., Студеникин В.А. Информационно-диагностическая система бурового станка // Автоматизация в промышленности. 2012. № 9. С. 51 - 53.

КОЛЕБАТЕЛЬНЫЕ СИСТЕМЫ ДЛЯ ИДЕНТИФИКАЦИИ ПАРАМЕТРОВ МЕХАНИЧЕСКИХ КОМПОНЕНТОВ ПРИВОДОВ

С.И. Малафеев¹, А.И. Копейкин²

¹ООО Компания «Объединенная Энергия», г. Москва, Россия, e-mail: sim_vl@nm.ru

²Владимирский государственный университет имени А.Г. и Н.Г. Столетовых, Владимир, Россия

Рассматривается колебательный метод идентификации параметров механических подсистем приводов системах. Метод основан на использовании электромеханической колебательной системы с управляемой «электрической пружиной» и позволяют определять основные характеристики механической части приводной системы по измеренным параметрам электрических и механических колебаний

Ключевые слова: электропривод, измерение, момент инерции, трение, колебания, управление

Введение

При проектировании и расчетах мехатронных систем, диагностике машин и механизмов, настройке электроприводов, уравнивании и балансировке элементов, конструкций и др., требуется определение количественных оценок характеристик механических подсистем, определяющие их динамические и энергетические свойства. Наибольший интерес при этом имеют задачи определения моментов инерции и диссипативных характеристик вращающихся элементов различных устройств автоматики.

В работе рассматриваются колебательные системы на основе синхронных машин с постоянными магнитами и их применение для идентификации параметров механических и электромеханических устройств.

Электромеханические колебательные системы

Колебательная электромеханическая система (ЭМС) содержит синхронную электрическую машину переменного тока с активным ротором и систему управления, которая включает регулируемые генератор переменного тока и источник постоянного тока, а также элементы коррекции [1]. Одна из обмоток (А) статора электрической машины подключена к выходу регулируемого источника постоянного тока, другая (В) - к выходу усилителя гармонических колебаний, регулируемых задающим устройством. При таком включении обмоток электрической машины переменного тока в зазоре статор - ротор возникает качающееся магнитное поле. Активный ротор создает постоянное магнитное поле. Взаимодействие качающегося и постоянного полей приводит к образованию знакопеременного момента, вызывающего колебательное движение ротора.

Обмотка статора, подключенная к источнику постоянного тока, выполняет функцию «электрической пружины», устанавливающей активный ротор в начальное положение при отсутствии переменного тока в другой обмотке статора. «Жесткость» электрической пружины определяется величиной постоянного тока в обмотке, который создает пропорциональный синхронизирующий момент, возвра-

щающий ротор в начальное положение.

Таким образом, параметры колебательного движения ротора определяются амплитудой и частотой задающего генератора ЗУ и величиной постоянного тока в первой обмотке (жесткостью электрической пружины). Регулирование постоянного тока дает возможность простым способом управлять жесткостью электрической пружины и, следовательно, параметрами колебаний.

Измерение моментов инерции тел вращения

Обмотка фазы А двигателя подключена к источнику постоянного тока I_{A0} , благодаря чему при отсутствии тока в обмотке фазы В ротор устанавливается в начальное положение $\varphi=0$. Обмотка фазы В подключена к выходу усилителя, вход которого подключен к дополнительной обмотке D, ось которой геометрически совпадает с осью обмотки В. При таком включении обмоток в электромеханической системе действует положительная обратная связь по скорости ротора. При малых амплитудах колебаний θ_0 можно использовать приближенное уравнение для частоты колебаний

$$\Omega = \sqrt{\frac{k_A \Phi I_{A0}}{J} \left(1 - \frac{\theta_0^2}{16}\right)},$$

где k_A - конструктивный коэффициент двигателя; Φ - магнитный поток; I_{A0} - постоянный ток в обмотке А.

Приведенная формула, устанавливающая зависимость частоты незатухающих колебаний в электромеханической системе от момента инерции J колеблющейся части, служит теоретической основой способа измерения момента инерции. На рис. 1 приведена экспериментальная зависимость частоты колебаний $f = \Omega/2\pi$ от момента инерции J , полученная на лабораторной установке с синхронной машиной при значениях параметров системы $k_A \Phi = 0,427$ В·с, $I_{A0} = 0,15$ А.

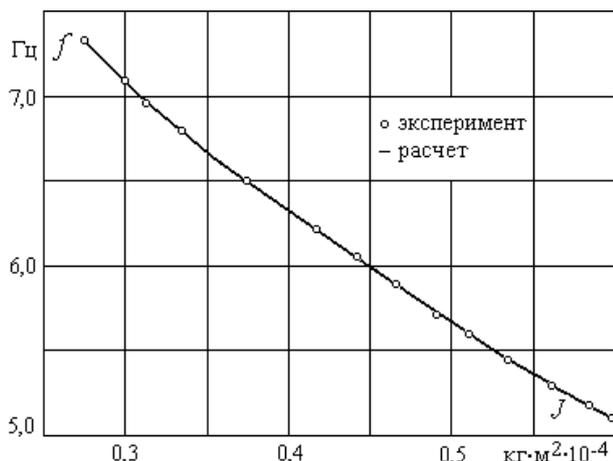


Рис. 1. Экспериментальная зависимость частоты колебаний f от момента инерции J

Экспериментальные исследования опытных установок показали, что при измерении моментов инерции тел в диапазоне от 2% до 300% от собственного момента инерции двигателя, основная приведенная погрешность не превышает 1%. Важные достоинства метода - инвариантность результатов измерений относительно времени, что не достигается при методе крутильных колебаний, малая чувствительность к внешним механическим возмущениям, простота измерений и обработки экспериментальных данных, а так же возможность измерения моментов инерции роторов электрических машин без их разборки.

Измерение диссипативных характеристик подшипников

Эквивалентный диссипативный коэффициент подшипникового узла при колебаниях определяется

$$\text{по формуле: } \beta_3 = \frac{\int_0^T i \dot{\varphi} dt}{\int_0^T \dot{\varphi}^2 dt},$$

где i - мгновенное значение переменного тока; φ - угол поворота ротора; T - период колебаний.

Вычисление эквивалентного диссипативного коэффициента β_3 по приведенной формуле производится в микроконтроллерном вычислительном устройстве.

Таким образом, для определения эквивалентного диссипативного коэффициента используются результаты измерений только двух переменных - тока и скорости, а вычислительная процедура осуществляется по точной формуле с использованием помехоустойчивой операции интегрирования. При этих условиях обеспечивается высокая точность определения эквивалентного диссипативного коэффициента.

Опытная проверка предлагаемого способа для определения диссипативных характеристик под-

шипников качения № 27 с наружным диаметром внешнего кольца 22 мм и посадочным диаметром внутреннего кольца 7 мм показала, что погрешность измерений не превышает 0,5%.

Экспериментальное исследование ресурса пар трения

Для оценивания ресурса приводных узлов трения, в частности подшипниковых узлов, используется метод, основанный на измерении моментов сил трения в режиме колебаний. Параметры колебательного движения определяются величиной и частотой сигнала задающего генератора и значением постоянного тока в обмотке статора, подключаемой к источнику постоянного тока - регулятору жесткости электрической пружины [2].

В качестве информативных параметров для расчета момента сил трения используются управляющее напряжение U_A с частотой f и ток I_A усилителя мощности, ток I_B регулятора жесткости, угол поворота θ и угловая скорость вращения ω_M ротора, а также углы сдвига фаз между этими переменными. С помощью описанной установки снимаются экспериментальные осциллограммы U_A , I_A , θ , ω_M в вынужденном режиме ее работы при различных угловых частотах ω_M и амплитудах θ_M качания ротора. Обработка зависимостей производится через интервал времени Δt , зависящий от частоты колебаний.

Момент синхронного двигателя определяется по формуле:

$$M_c = M_A \cos(\omega t + \varphi_A) - M_d \sin(\omega t + \varphi_A), \quad (1)$$

где $M_A = (k_{\Pi} - J\omega^2)\theta_M$ - амплитуда основной составляющей момента синхронного двигателя; $M_d = k_3\omega\theta_M$ - добавочная составляющая момента сил трения; φ_A - фаза механических динамических переменных; ω - угловая частота питающего напряжения; J - момент инерции; k_{Π} - коэффициент позиционной нагрузки; k_3 - эквивалентный диссипативный коэффициент.

В уравнении (1) амплитуда θ_M колебаний ротора двигателя определяется экспериментально, либо по амплитудной частотной характеристике привода на основе решения уравнения:

$$a_0\alpha^4 + a_1\alpha^3 + a_2\alpha^2 + a_3\alpha - M_3^2 = 0,$$

$$\text{где } a_0 = -\frac{M_M^2}{24}; \quad a_1 = \frac{1}{3} \left[M_M \left(M_M - \frac{1}{4} J\omega^2 \right) \right];$$

$$a_2 = -M_M (M_M - J\omega^2);$$

$$a_3 = (M_M - J\omega^2)^2 + 4h^2 J^2 \omega^2; \quad M_M - \text{максимальный синхронизирующий момент двигателя; } M_3 - \text{элек-}$$

тромагнитный момент синхронного двигателя;

$$h = \frac{k_{\Pi}}{2J} - \text{коэффициент демпфирования; } \alpha = \theta^2.$$

Пример экспериментальной характеристики динамического трения представлен на рис. 2. Отрицательные значения ω_m и M_c соответствуют изменению направления вращения и, соответственно, силы трения.

Механизм трения сопряжен с необратимыми потерями энергии и, соответственно, температурой. Поэтому используется гипотеза линейного исчерпания ресурса, интерпретируемая зависимостью [2]

$$\frac{T}{T_n} = f\left(\frac{\theta_{\Pi}}{\theta_{\Pi n}}\right),$$

где T и T_n – сроки службы фактический и нормального подшипника, работающего при номинальной температуре узла трения; θ_{Π} и $\theta_{\Pi n}$ – соответственно действительный и номинальный перегревы.

Срок службы фактический определяется в соответствии с ГОСТом 18855-94 «Динамическая расчетная грузоподъемность и расчетный ресурс (долговечность)» по формуле

$$T = \left(\frac{C_r}{P_r}\right)^3,$$

где C_r , P_r – соответственно базовая динамическая расчетная радиальная грузоподъемность и эквивалентная динамическая радиальная нагрузка, рассчитываемые по методике, изложенной в указанном ГОСТе. Для создания нагрузок на подшипник эксперименты проводятся при различных частотах и амплитудах колебаний ротора двигателя, а статическая нагрузка изменяется величиной тарировочных грузов ленточного тормоза. На основе полученных результатов расчета нагрузок, моментов сил трения рассчитывается график ресурсной кривой для двигателя (рис. 3).

Температура перегрева θ_{Π} аппроксимирована зависимостью:

$$\theta_{\Pi} = a + bx^2,$$

где $a = 0,2$; $b = 0,83$; $x = \frac{\Delta P}{\Delta P_n}$; ΔP – текущее значение мощности потерь; ΔP_n – мощность потерь при номинальной нагрузке.

Текущее значение мощности потерь ΔP рассчитывается по экспериментальным характеристикам в соответствии с уравнением

$$\Delta P = 2 \int_{-\omega_{\max}}^{\omega_{\max}} M_c(\omega) d\omega,$$

где $M_c(\omega)$ – характеристика узла трения, определяемая по замеренным динамическим переменным

КЭМС в соответствующем режиме.

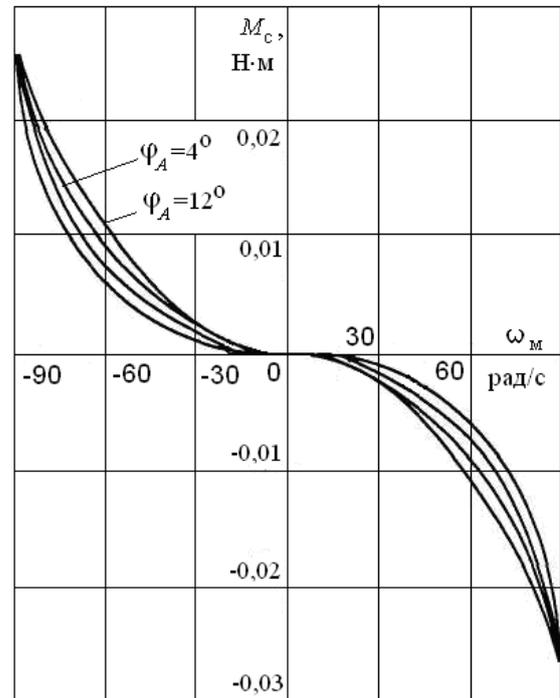


Рис. 2. Характеристики трения подшипников двигателя И6615: $U_A = 15$ В; $I_A = 100$ мА; $I_B = 0,4$ А; $\theta_m = 78^\circ$; $f = 9,28$ Гц

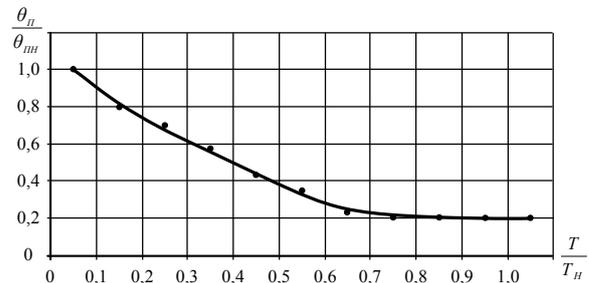


Рис. 3. Ресурсная зависимость подшипниковых узлов

Заключение

Применение колебательного метода идентификации позволяет оценивать ресурс узлов трения на всех этапах жизненного цикла изделий и может служить основой оперативной диагностики машин и механизмов.

1. Копейкин А.И., Малафеев С.И. Управляемые электромеханические колебательные системы. – Владимир, ПОСАД, 2000. – 128 с.
2. Малафеев С.И., Копейкин А.И. Надежность технических систем. Примеры и задачи. СПб., М., Краснодар. Лань. 2012. – 320 с.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИФФУЗИОННЫХ ПРОЦЕССОВ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКОТРИРОВАННЫХ ТЕПЛОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ ПРИ ТРЕНИИ СКОЛЬЖЕНИЯ С РЕСУРСНЫМ СМАЗЫВАНИЕМ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ

П.И. Маленко, А.Ю. Леонов, К.Д. Релмасира

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Тульский государственный университет», Тула, Россия; malenko@tsu.tula.ru

Рассмотрены особенности механизмов диффузии под действием термического удара применительно к фазам поверхностного слоя, образующихся в поверхностных слоях никотрированных теплоустойчивых сталей в процессе трения скольжения с ресурсным смазыванием с использованием метода молекулярной динамики.

Peculiarities of diffusion mechanisms under thermal shock in relation to the phases of the surface layer formed in the surface layers nitriding heat-resistant steels in the process of sliding friction with the resource lubrication using the method of molecular dynamics.

Ключевые слова: диффузионный процесс, никотрированные теплоустойчивые стали, процесс трения скольжения, режим ресурсного смазывания, метод молекулярной динамики.

Введение

Экспериментально установлено, что в процессе трения в поверхностных слоях сталей образуются вторичные структуры (ВС), фазовый состав которых отличается от исходного. Определены причины трансформации фазового состава – это диффузионные процессы и полиморфные превращения, происходящие в поверхностных слоях.

К особенностям кинетики структурно-фазовых превращений следует отнести смещение кинетических кривых в сторону пониженных температур относительно стандартных диаграмм состояния и аномально высокую скорость диффузионного переноса в направлении к поверхности трения [1]. В результате моделирования нестационарного температурного процесса, происходящего в поверхностных слоях, установлено возникновение пульсирующих термических ударов (ТУ), определенной морфологией трещащих поверхностей и вызывающих высокие давления ($p \leq 2 \cdot 10^{10}$ ГПа) [2]. Расчеты показали, что ТУ является причиной отмеченных аномалий кинетики структурно-фазовых превращений [2].

Цель

Экспериментальные методы исследования диффузионных процессов и полиморфных превращений в поверхностной зоне трения – сфероидная микроскопия (ЕМ) и сканирующий туннельный микроскоп (СТМ) используются для проникновения в суть поверхностной диффузии, но доминирующий механизм диффузии с их помощью не может быть идентифицирован.

Металловедческие исследования, основанные на обработке экспериментальных данных и рассматривающих металлы в континуальном приближении, только подтверждают возможность наличия различных механизмов диффузии, но не доказывают их существование.

В этой связи весьма перспективным является анализ механизмов диффузии на атомном уровне, то есть на уровне кристаллических решеток, когда среда рассматривается дискретной. Для решения подобных задач используется метод молекулярной динамики (ММД). Реализация данного метода связана с наличием программного обеспечения, включающего и подпрограммы ввода кристаллических решеток, и разработки потенциалов парного взаимодействия (ППВ). Наибольшую точность дают расчеты ППВ “из первых принципов” (ab initio), в том числе и квантово-химические методы. Однако, вследствие больших временных затрат они базируются на ограниченном количестве атомов ($n < 1000$) и не могут быть перенесены на большие атомные системы. В этой связи в последние годы широко используются полуэмпирические методы, в частности, формализм метода “погруженного атома” (ЕАМ).

Цель данной работы состоит в изучении различных механизмов диффузии под действием ТУ, используя формализм ЕАМ, с последующей проверкой результатов моделирования путем сравнения с экспериментальными данными. Объектом исследования послужила теплоустойчивая сталь 25Х3М3НБЦА с низкотемпературным карбонитридным покрытием (процесс никотрирования). Данная сталь используется для изготовления узлов автоматики стрелково-пушечного вооружения, работающих в условиях трения скольжения с ресурсным смазыванием.

Результаты и их обсуждение

Молекулярно-динамические расчеты проводились с помощью стандартного пакета программ ХМД, основные характеристики которого описаны в работе [3]. Данный пакет программ позволяет проводить расчеты с циклическими или свободными граничными условиями в приближении многочастичного

потенциала ЕАМ. Исследовались механизмы диффузии исходных структур защитного нитрированного слоя α -Fe, Fe_3N , Fe_4N , Fe_3C , $\text{Fe}_3(\text{CN})$. Для выполнения исследований были построены новые ППВ – ЕАМ для указанных структур с использованием основополагающих принципов, изложенных в работе [4].

Рассмотрим методику применения ММД на примере распада фазы γ - Fe_4N и образования новой фазы γ - Fe_2O_3 . В этой фазе железо присутствует в полиморфном состоянии γ -Fe. Потенциальная энергия фазы записывается в виде

$$E_{\text{пот}} = \frac{1}{2} \sum_{i \neq j} \varphi(R_{ij}) + \sum_i F(\rho_i), \quad (1)$$

где $F(\rho_i)$ – потенциал погружения i -го атома, зависящий от эффективной электронной плотности ρ в месте нахождения центра атома; $\varphi(R_{ij})$ – парный потенциал между атомами i и j .

В свою очередь эффективная электронная плотность ρ в точке нахождения атома, создаваемая окружающими атомами, определяется по формуле

$$\rho_i = \sum_j \psi(R_{ij}), \quad (2)$$

где R_{ij} – расстояние между атомами i и j .

Для определения $E_{\text{пот}}$ фазы Fe_4N необходимо иметь семь подгоночных функций: две $\varphi(R_{ij})$, две $F(\rho_i)$, две $\psi(R_{ij})$ и один парный потенциал $\varphi_{\text{Fe}_4\text{N}}(R_{ij})$. Этим обстоятельством и объясняется сложность нахождения ППВ ЕАМ. Тем не менее, используя результаты работы [2] и других работ, удалось найти потенциалы для исходных структур нитрированного слоя. Подгоночные функции вводятся в программу ММД в табличной форме и с их помощью строится кристаллическая структура (кристаллит) фазы необходимого объема. В результате кристаллит приобретает необходимые физико-механические свойства: упругость в виде модулей упругости и объемного сжатия, упругих констант, скорость распространения звука, магнитные свойства, фононный спектр.

С помощью программы моделирования был сформирован кристаллит фазы γ - Fe_4N из 1000 атомов. При вводе в программу в результате воздействия на структуру в виде ТУ атомы вначале проходят фазу термического возбуждения, а затем происходит непосредственно диффузионный процесс. На рис. 1 представлены исходная структура фазы Fe_4N (рис. 1,а) и собственно диффузионные процессы (рис. 1,б,в) под действием ТУ.

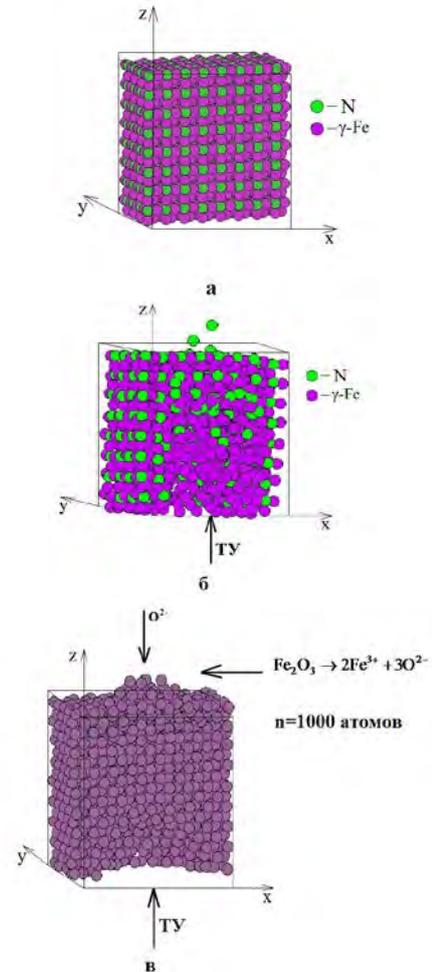


Рис. 1. Расположение атомов в кристалле ГЦК решетки фазы Fe_4N ($T=600$ К, $P=8,9$ ГПа, $n=10^3$ атомов): а – исходное состояние; б – диффузия N; в – диффузия γ -Fe

Первоначально атомы N перемещаются более активно, чем атомы Fe (рис. 1,б). При этом происходит как выход атомов N из кристаллита в окружающую среду, так и их скопление непосредственно у поверхности трения. В дальнейшем атомы N полностью покидают кристаллит и активизируется процесс диффузии γ -Fe (рис. 1,в). Атомы γ -Fe распределяются по поверхности кристалла в виде аморфной структуры. Учитывая высокую степень ионизации кислорода (средство к электрону), происходит процесс образования ВС – Fe_2O_3 .

Аналогичным образом происходит процесс диффузии в фазе защитного нитрированного слоя ϵ - Fe_3N . На рис. 2 представлены исходная структура фазы ϵ - Fe_3N (рис. 2,а) и собственно диффузионные процессы (рис. 2,б) под действием ТУ.

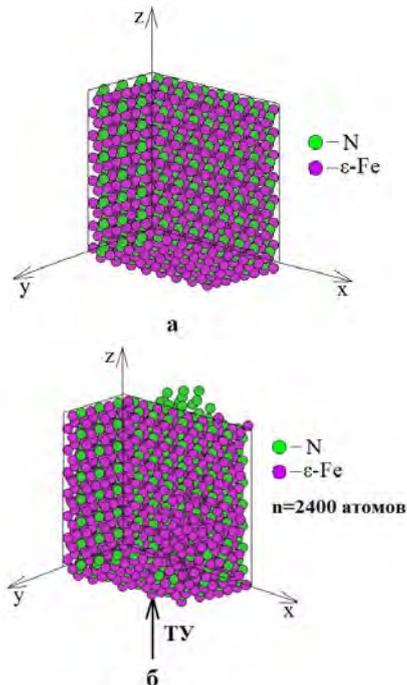


Рис. 2. Расположение атомов в кристалле ОЦК решетки фазы $\epsilon\text{-Fe}_3\text{N}$ ($T = 800$ К, $P = 8,9$ ГПа, $n = 2400$ атомов): а – исходное состояние; б – диффузия N

На рис. 3,а,б представлена иллюстрация процесса диффузии атомов в соединении $\text{Fe}_3(\text{CN})$, где атомы углерода и азота взаимодействуют в кристаллической решетке $\epsilon\text{-Fe}$. Количество атомов в решетке кристалла $\text{Fe}_3(\text{CN})$ – 5632 атома ($\epsilon\text{-Fe}$ – 4096 атомов; C – 1024 атомов и N – 512 атомов).

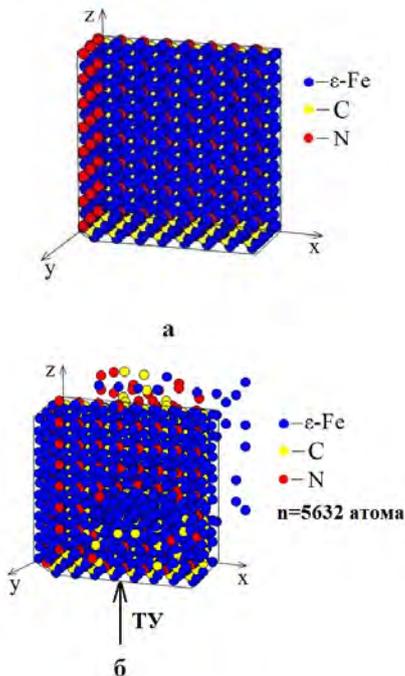


Рис. 3. Расположение атомов в кристалле решетки фазы $\text{Fe}_3(\text{CN})$ ($T = 800$ К, $P = 8,9$ ГПа, $n = 5632$ атома): а – исходное состояние; б – диффузия C и N

Из представленных схем очевидно, что механизм диффузии является кооперативным

(эстафетным), когда в нем одновременно участвует большое количество атомов, то есть отсутствует доминирующее влияние вакансионного механизма.

Дадим оценку коэффициентов диффузии D для $\gamma\text{-Fe}$ и N. При достаточно больших для рассматриваемого кристаллита (рис. 1) временах τ теория диффузии приводит к соотношению

$$D = \frac{\Delta r^2}{6\tau}, \quad (3)$$

где $\Delta r^2 = x^2 + y^2 + z^2$ – квадрат перемещения атома относительно координатных осей.

На рис. 4 показана зависимость $\overline{\Delta r^2}$ от номера шага по времени. Полученные зависимости нелинейные, причем перемещение атомов N по отношению к атомам $\gamma\text{-Fe}$ происходит ускоренно. В табл. 1 приведены коэффициенты D для различных временных шагов, рассчитанные по формуле (3).

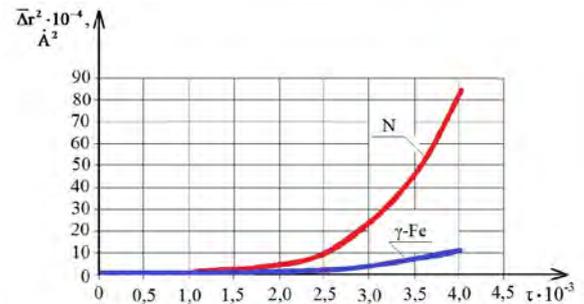


Рис. 4. Зависимость среднего квадрата смещений атомов от номера шага по времени для фазы Fe_4N ($T=600$ К, $P=8,9$ ГПа)

Таблица 1. Значения коэффициентов диффузии D для фазы Fe_4N при $T=600$ К и давлении $P=8,9$ ГПа

Время τ , с	$3 \cdot 10^{-13}$	$4 \cdot 10^{-13}$
$D_N, \text{м}^2/\text{с}$	$1,1 \cdot 10^{-4}$	$3,5 \cdot 10^{-4}$
$D_{\gamma\text{-Fe}}, \text{м}^2/\text{с}$	$2,8 \cdot 10^{-5}$	$4,6 \cdot 10^{-5}$

Полученные значения коэффициентов $D_{\gamma\text{-Fe}}$ несколько завышены от экспериментальных $D_{\text{эксп}} \approx 10^{-6} \dots 10^{-7} \text{ м}^2/\text{с}$. Однако расчетные значения D были получены для идеального кристалла без учета влияния дефектов решетки. В дальнейшем предполагается произвести расчеты D с учетом наличия дефектов.

1. Маленко П.И., Зеленко В.К., Левин Д.М. Температурные поля и эксплуатационные свойства пар трения скольжения со смазочным материалом / Под ред. Ю.Н. Дроздова. М.: Машиностроение. 2011. 239 с.
2. Дроздов Ю.Н., Маленко П.И. Структурно-фазовые превращения в поверхностных слоях сталей при трении скольжения // Трение и износ. 2014. Т.35. № 1. С.87–98.
3. Rifkin J. XMD Molecular Dynamics Program / University of Connecticut, Center for Materials Simulation, Storrs, CT, 2002. 104 P. <<http://xmd.SourceForge.net/>>
4. Baskes M.I. Modified embedded-atom potentials for cubic materials and impurities // Physical Review B. 1992. V.46. № 5. P.2727–2742.

КОНТРОЛЬ НДС КРИТИЧЕСКИ ВАЖНЫХ КОНСТРУКЦИЙ С ПРИМЕНЕНИЕМ РАСЧЁТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ АЛГОРИТМОВ, ОСНОВАННЫХ НА ИСПОЛЬЗОВАНИИ РЕЗУЛЬТАТОВ ТЕНЗО- И ТЕРМОМЕТРИИ

С.В. Маслов , А.Н. Салин

Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия; maslovsv@inbox.ru

Введение

Современные системы эксплуатационного контроля технических систем (энергоблоков АЭС и ГРЭС) не всегда позволяют осуществлять мониторинг НДС критически важных элементов конструкции, так как не фиксируют возникающие деформации для опасных точек, расположенных в зонах концентрации и на внутренних поверхностях контура теплоносителя. Для определения параметров НДС, в особенности для режимов с быстрыми изменениями температур, необходимо использовать комбинированные методы анализа с использованием результатов тензометрических измерений (полученных для доступных точек конструкции) и вычислительных алгоритмов, основанных на решении прямых и обратных задач экспериментальной механики. Алгоритм определения НДС, основанный на итерационном процессе решения обратной задачи теплопроводности с регуляризацией решений для функций изменения температуры теплоносителя, не всегда позволяет использовать весь объем экспериментальных данных по деформациям, получаемый методом натурной тензометрии. Альтернативным методом восстановления НДС в критических зонах является использование полученных экспериментально функций изменения напряжений на наружной поверхности теплопередающего контура в качестве исходных данных для решения обратной задачи термоупругости. Оба подхода позволяют восстановить условия теплопередачи к стенкам конструкции со стороны теплоносителя и решить прямую задачу термоупругости с учётом геометрических особенностей.

Использование результатов натурной тензометрии для регуляризации решений обратных задач термоупругости

В соответствии с разработанным алгоритмом, определение НДС в критически важных элементах производится из решения прямой задачи термоупругости, для которой в качестве исходных данных необходимо задание полей температур для выделенного фрагмента. В качестве исходных данных при решении задачи определения полей температур целесообразно использовать функции изменения во времени температуры теплоносителя и коэффициенты теплоотдачи, используемые при задании граничных условий теплообмена 3-го рода. Для восстановления параметров теплового потока, действующего на внутренней поверхности конструкции, возможно применение не-

скольких алгоритмов. Один из них основан на решении обратной задачи теплопроводности с использованием в качестве исходных данных измеренных функций изменения температуры наружной поверхности цилиндрических участков трубопроводов. Решаемое при таком подходе интегральное уравнение Вольтера 1-го рода является неустойчивым относительно погрешностей исходных данных, так как тепловые потоки с различными флуктуациями вызывают практически неотличимые температуры наружной поверхности. Кроме того, в результате эффекта теплового запаздывания возникает неопределённость в «привязке» процесса к шкале времени, используемой в системах контроля параметров нагружения энергоустановки. В связи с этим усложняется задача суммирования НДС, вызываемых различными нагружающими факторами (давлением, самокомпенсацией трубопроводов, градиентом температуры по толщине стенки). Альтернативным методом восстановления параметров теплового потока на внутренней поверхности является решение обратной задачи термоупругости, основанное на использовании в качестве исходных данных измеренных функций изменения напряжений на наружной поверхности теплоизолированного цилиндрического участка трубопровода. Требование теплоизоляции связано с невозможностью измерения потока тепла, отдаваемого в окружающую среду.

Постановка задачи в этом случае показана на рис. 1.

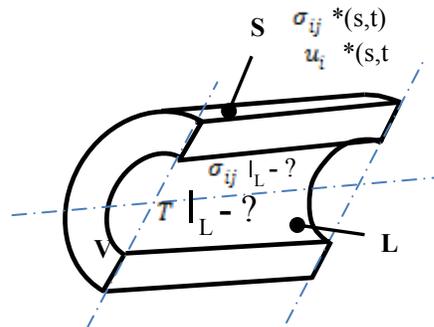


Рис.1. Постановка обратной задачи термоупругости для определения нагруженности внутренней поверхности по измеренным значениям напряжений на наружной поверхности трубопровода

Так как методами натурной тензометрии определяются компоненты тензора напряжений, а не перемещения, то решение записывается в виде:

$$\int_0^t d\tau \int_L G_{ij}^Q(s, x, t - \tau) T(x, \tau) dL(x) = \sigma_{ij}^*(s, t) - \sigma_{ij}^0(s, t), \quad (1)$$

где $G_{ij}^Q(s, x, t - \tau)$ - функции напряжений Грина, $\sigma^0(s, t)$ - решение задачи в предположении неизменности температуры внутренней поверхности.

Определение температурного поля из уравнений (1) возможно в случае, если компоненты тензора напряжений вызваны радиальным температурным полем, и не содержат дополнительных составляющих. Это означает, что из измеренных величин напряжений должны быть исключены составляющие, вызванные изменением внутреннего давления и эффектом самокомпенсации трубопроводов.

Учёт составляющих, связанных с давлением в контуре, не вызывает затруднений, если при рассматриваемом режиме давление не меняется. Для этого могут быть использованы данные, полученные методами тензометрии. Если внутреннее давление изменяется (что характерно для режимов со срабатыванием защитных систем), необходима синхронизация моментов измерений давления и напряжений или внесение поправок, связанных с этой несинхронностью.

Для исключения составляющих, вызванных эффектом самокомпенсации, можно использовать средства измерений, расположенные в нескольких сечениях трубопровода.

На рис. 2 приведена возможная схема экспериментального определения напряжений, вызываемых дополнительным нагружением трубопровода изгибающими моментами и осевыми нагрузками при переходных температурных режимах.

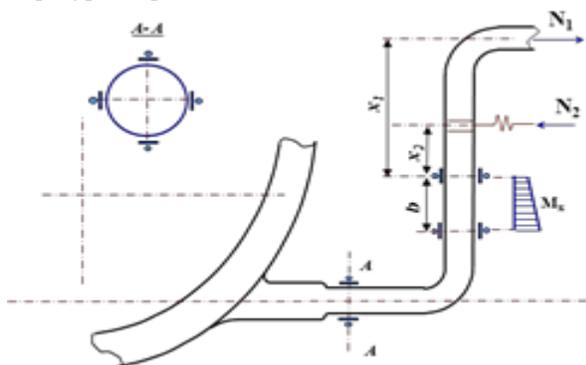


Рис.2. Схема расположения измерительных точек системы натурной тензометрии для оценки изгибающих моментов и нормальных усилий в сечении А – А патрубка трубопровода

Расположенные в сечении А – А тензопреобразователи позволяют определить величину и направление изгибающего момента и исключить из рассмотрения составляющие напряжений, связанные с изгибом трубопровода. Тензопреобразователи, расположенные на вертикальном участке ниже упругой опоры, позволяют

оценить осевую силу $(N_1 - N_2)$, действующую в сечении А – А :

$$N_1 x_1 - N_2 x_2 = M_{x1}; \quad N_1(x_1 + b) - N_2(x_2 + b) = M_{x2},$$

отсюда $(N_1 - N_2)b = (M_{x1} - M_{x2})$ (2)

Полученные в результате решения обратной задачи функции изменения температуры внутренней поверхности относятся только к регулярному участку трубопровода, но не ко всему исследуемому элементу (на рис. 2 – патрубку), имеющему сложную геометрию и неравномерное распределение температур по внутренней поверхности. Поэтому необходимо по функциям изменения температуры внутренней поверхности цилиндрического участка определить тепловые параметры теплоносителя – температуру и коэффициент теплоотдачи к стенкам корпуса.

Для решения этой задачи временной отрезок разбивается на малые временные интервалы и определяются отдельные кусочно-линейные решения для температуры теплоносителя на каждом временном отрезке; решение в конце предыдущего интервала является начальным условием для следующего. На нулевом шаге принимается минимальная величина диапазона значений коэффициента теплоотдачи (для потока воды в контурах АЭС можно принять $5000 \text{ Дж/м}^2\cdot\text{с}$), в качестве начальных условий принимается равномерное поле температур. В качестве контрольного параметра на каждом временном шаге используются показания тензорезисторов и решения прямой задачи термоупругости для цилиндрической части. Процедура повторяется, находят параметры потока теплоносителя, дающие наилучшее приближение температуры внутренней поверхности цилиндрической части к температуре, полученной из решения обратной задачи термоупругости. Рассмотренный алгоритм содержит ряд допущений, связанных с предположением постоянства теплофизических параметров в объёме материала и неизменности граничных условий теплообмена на внутренней поверхности.

Критерием корректности принятых допущений может являться соответствие полученных расчётных результатов экспериментальным данным, полученным методом тензометрии для измерительных точек, расположенных наиболее близко к зонам максимальных напряжений.

Результаты применения алгоритма для типового элемента - патрубка ввода теплоносителя

Предложенный алгоритм применён для характерного по геометрии и условиям нагружения элемента – патрубка ввода теплоносителя парогенератора.

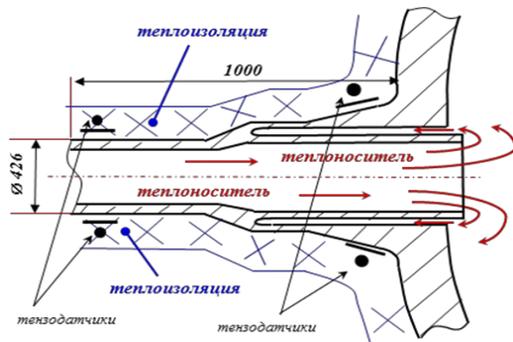


Рис.3. Типичная геометрия патрубка подвода теплоносителя к корпусному элементу (на примере патрубка подпитки ПГВ-1000)

На рис. 3 показаны геометрия и схема теплообмена исследуемого элемента с окружающей средой.

Теплоноситель, протекающий по трубопроводу, частично попадает в щелевой зазор между внутренней трубой и узлом перехода патрубка в корпусной элемент, при этом скорость потока в зазоре ниже, чем в основной трубе. Это позволяет снизить напряжения в наиболее нагруженной зоне, но требует учёта при моделировании теплового процесса в конструкции. При оценке «сверху» можно принять параметры теплового потока в зазоре теми же, что в основном трубопроводе, но полученные значения напряжений в зонах концентрации оказываются выше действительно возникающих в конструкции. Задавая пониженные значения коэффициента теплоотдачи в зазоре, можно найти его значения, при которых получаемые расчётные напряжения соответствуют измеренным в контрольных точках, расположенных в зоне концентрации (с этой целью необходимо предусмотреть установку тензопреобразователей в подобных зонах).

Для оценки температурного состояния патрубка используется расчётное моделирование процессов теплообмена; принимается допущение осевой симметричности температурного поля патрубка. Рассматриваемая двумерная задача решается в программном комплексе ANSYS, конечноэлементная сетка составлена из элементов «plane 55».

Для восстановления температурного поля на внутренней поверхности патрубка использовались алгоритм, основанный на решении обратных задач термоупругости и теплопроводности [1,2,3] с использованием экспериментальных данных по напряжениям и температурам в измерительных точках, расположенных на наружной поверхности цилиндрической части (слева на рис. 3). Восстановленные функции изменения температур теплоносителя, наружных и внутренних поверхностей патрубка приведены на рис. 4.

В результате проведённого анализа рассчитывалось НДС для промежутка времени, при котором реализуется переходной тепловой режим, для которого характерно быстрое снижение температуры теплоносителя.

На рис. 5. показано НДС для момента времени, при котором суммарные напряжения, вызванные температурным полем и внутренним давлением, максимальны. Наибольшие напряжения возникают на внутренней поверхности а, в зоне сочленения внутренней и наружной обечеек.

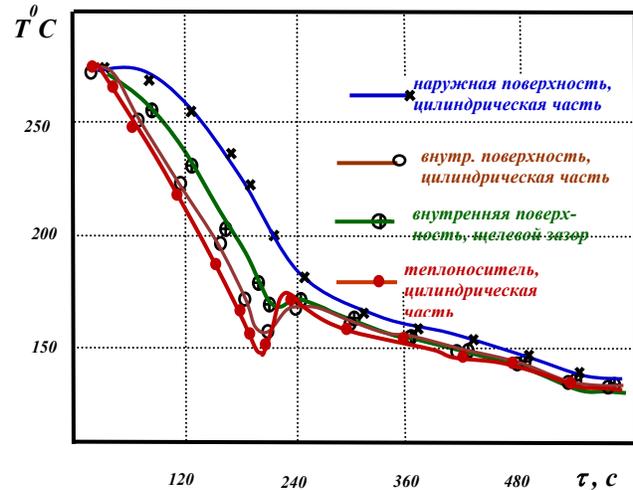


Рис. 4. Температуры наружной поверхности патрубка (измеренные), внутренней поверхности (из решения обратной задачи термоупругости) и температура теплоносителя (расчётная)

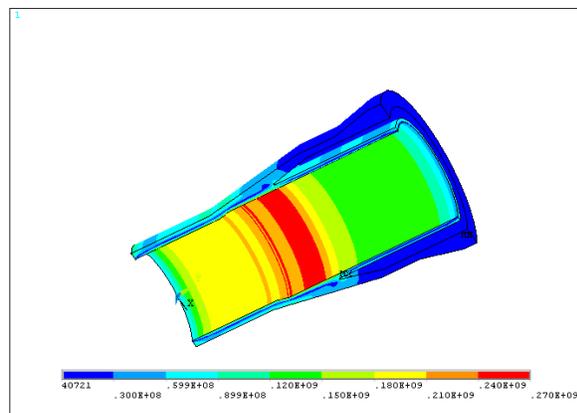


Рис.5. Напряжённо-деформированное состояние модель патрубка питательной воды с момент возникновения максимальных напряжений

Выполненный анализ позволяет рекомендовать следующий алгоритм расчётно-экспериментальных исследований конструкций.

1. Определение из решения обратной задачи термоупругости температур на внутренней поверхности (по экспериментальным данным).
2. Расчёт температур внутренней поверхности из решения прямой задачи теплопроводности при наличии погружных датчиков или обратной задачи – по поверх-

ностным датчикам, устранение источников расхождения.

3. Расчёт напряжений на внутренней поверхности по алгоритму решения обратной задачи теплопроводности.

4. Определение напряжений на внутренней поверхности решением обратной задачи термоупругости.

5. Сравнение полученных результатов и их использование для верификации алгоритмов и процедур.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (проект № 14-19-00383).

1. Махутов Н.А., Дайчик М.Л., Маслов С.В. и др. Методы и результаты исследований напряжённого состояния реакторной установки ВВЭР-1000 при эксплуатации/Международный центр научной и технической информации, Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН. М., 1992.

2. Михалёв Ю.К., Фомин А.В., Маслов С.В. Натурные тензотермометрические исследования напряжённо-деформированных состояний оборудования АЭС// Проблемы машиностроения и надёжности машин. 2008. №5. С. 121-126.

3. Разумовский И.А., Чернятин А.С., Фомин А.В. Развитие экспериментально-расчётных методов определения напряжённо-деформированного состояния элементов конструкций в ИМАШ РАН//Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2013, №10. С. 87-94.

СИСТЕМА КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ КОНСТРУКЦИИ И ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОСЕСИММЕТРИЧНЫХ ИЗДЕЛИЙ ДЛЯ ОБОСНОВАНИЯ РЕШЕНИЙ НА ПРОЕКТНО-ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ СТАДИЯХ ЖИЗНЕННОГО ЦИКЛА ИЗДЕЛИЯ

В.Б. Масыгин^{1,2}

¹Омский государственный технический университет, Омск, Россия; masaginvb@mail.ru

²Томский политехнический университет, Томск, Россия

В данной статье рассматривается проблема построения системы моделирования конструкции и технологии ее изготовления. Предложены пути ее решения на основе разработки математических, информационных и проблемно-ориентированных моделей и алгоритмов.

Ключевые слова: чертеж, деталь, заготовка, технологический процесс, механическая обработка, геометрическая, цифровая, модель, проектирование, автоматизация.

This article deals with the problem of building a system simulation design and production technology. The ways of solving it are based on the development of mathematical, information and problem-oriented models and algorithms.

Keywords: drawings, parts, workpiece, technological process, machining, geometric, digital, model, designing, automation.

Проблема

В настоящее время на проектно-производственных этапах жизненного цикла изделий широко применяются интегрированные системы компьютерного проектирования изделий и технологической подготовки их производства, что позволяет значительно повысить эффективность труда специалистов, автоматизируя рутинные операции проектирования и оформления документации.

Решена задача получения оптимальной конструкции изделия по прочности с применением систем инженерного анализа конструкций, но остается не решенной задача получения оптимального варианта конструкций и технологических процессов механической обработки и сборки.

Это связано с тем, что проектирование конструкции и технологических процессов механической обработки и сборки остается трудоемкой творческой задачей, во многом основанной на использовании опыта и интуиции разработчика и применении им научных основ проектирования и технологии, и это несмотря на то, что разработаны формализованные методы для решения отдельных задач проектирования и технологии на основе использования формализованного языка [1], системы кодирования [2], математической логики [3], теории графов [3,4], и других моделей и предложен способ объединения всех задач в единую систему [5], разработана методология конструкторско-технологического проектирования на основе научного анализа [3,5,6], имеются примеры автоматизированных систем моделирования технологии [3,7].

Нет определенности относительно структуры и функций алгоритмов и моделей для компьютерного моделирования конструкции и технологии. В основе построения современных систем лежит требование рассмотрения реальных объектов во всей сложности свойств, то есть разработчики пытались охватить все многообразие факторов и особенностей, которые необходимо учесть при проектировании. Процесс проектирования трудно формализуем, не ясно как увязать между собой разнородные виды информации, разработка систем пошла, главным образом, не по пути теоретических исследований с целью дальнейшей формализации и алгоритмизации, а по пути организации безбумажных технологий без принципиально новых решений в автоматизации рутинных и творческих операций.

В связи с этим, важной задачей в настоящее время является дальнейшая формализация и алгоритмизация процесса проектирования конструкций и технологий на основе создания специализированных алгоритмов анализа, синтеза и преобразования конструкторской и технологической информации с использованием научных основ проектирования, технологии, математического и компьютерного моделирования.

При этом существует с одной стороны проблема перехода от полного описания конструкции и технологии к описанию, содержащему только существенные, необходимые свойства, и создания совершенной системы кодирования информации, а с другой – проблема облегчения и ускорения процедуры кодирования. Существует проблема обработки

закодированной информации с целью получения точно определенных и оптимизированных данных, например, информации о технологическом маршруте, данных для размерного анализа технологии и конструкции. Появляется проблема кодирования и визуализации семантической информации.

Таким образом, является актуальной проблема создания системы компьютерного моделирования для инженерного анализа конструкций и технологических процессов на основе сквозной формализации и алгоритмизации процессов формирования и преобразования конструкторско-технологической информации.

Пути решения

Предлагаются следующие принципы создания комплексной системы компьютерного моделирования конструкции и технологии при инженерном анализе:

1) цель создания системы – анализ, синтез, моделирование конструкций и технологических процессов, оптимизация проектных решений;

2) объектами являются геометрические и информационные модели, которые сохраняют не все, а только основные свойства объектов – упрощенную геометрическую форму, размерные, точностные данные, качество поверхности, необходимые для достижения поставленной цели;

3) информационная связь моделей сборочной единицы, детали, заготовки, техпроцесса, размерного анализа, визуализации и других моделей;

4) хранение информации в виде текстовых и графических файлов, баз данных, с возможностью применения стандартных и специализированных средств их подготовки и обработки;

5) открытость системы для обеспечения возможности использования результатов ее работы системами CAD/CAM и другими системами;

6) возможность наращивания расчетными, аналитическими и другими моделями и программными модулями;

7) преемственность применяемых моделей и программных модулей при их уточнении и совершенствовании;

8) специализация системы моделирования по виду конструкций и деталей, например, роторные машины с осесимметричными деталями, и т.д.

Предполагаемая структура моделей и модулей программного обеспечения системы инженерного анализа в минимальном объеме, достаточном для построения системы, следующая:

1) информационные модели сборочной единицы, детали, заготовки, технологии механической обработки и сборки на конструкторско-технологическом языке и на проблемно-ориентированном языке;

2) математические, в том числе, геометрические, модели изделия, детали, заготовки, технологии процесса механической обработки и сборки для решения задач обеспечения точности на основе раз-

мерного анализа;

3) модули синтеза моделей технологии механической обработки и сборки по моделям детали и сборочной единицы;

4) модули размерного анализа сборочной единицы и технологии механической обработки;

5) модули визуализации моделей сборочной единицы, детали, заготовки, технологических процессов механической обработки и сборки.

Функционирование комплексной системы инженерного анализа технологии механической обработки и сборки предполагается осуществлять в следующем порядке:

1) подготовка исходных данных: формирование моделей всех деталей и модели изделия по чертежу; формирование модели технологии сборки по технологической документации; формирование модели заготовки и технологии механической обработки по технологической документации;

2) визуализация исходных данных с целью проверки адекватности построенных моделей;

3) формирование специализированных моделей по исходным моделям – моделей на проблемно-ориентированном языке для моделирования технологии механической обработки и сборки;

4) синтез, анализ, моделирование и оптимизация проектных решений, в том числе технологии механической обработки и сборки, размерный анализ конструкций и технологических процессов;

5) визуализация результатов инженерного анализа с помощью модуля визуализации.

Направления применения и дальнейшего развития предлагаемой системы инженерного анализа: решение задачи возможно более полного исключения ошибочных решений по точности в жизненном цикле изделий, включая метрологический анализ конструкторской и технологической документации, отработку на технологичность, обоснование выбора заготовки, выбора баз, дифференциации и концентрации операций, анализ точности обработки, оптимизацию допусков и припусков, размерный анализ отклонений расположения, анализ настроечных размеров, анализ технологической операции, анализ экономических показателей, формирование модулей связи с CAD/CAM, анализ и отработка технических требований к приспособлениям, моделирование и анализ работы цеха и т.д.

Новизна заключается в комплексном проблемно ориентированном подходе. Применяется метод математического моделирования с формализацией, алгоритмизацией и разработкой программного обеспечения; предполагается применение матрицы смежности графа, семантического проблемно-ориентированного языка описания объектов моделирования, математического программирования, автоматических методов синтеза и размерного анализа конструкций и технологий, модели изображения объектов моделирования, методики визуализации.

Список литературы

1. Цветков В.Д. Системно-структурное моделирование и автоматизация проектирования технологических процессов. Минск: Наука и техника, 1979. 260 с.
2. Корчак С.Н., Кошин А.А., Ракович А.Г., Сеницын Б.И. Системы автоматизированного проектирования технологических процессов, приспособлений и режущих инструментов. М.: Машиностроение, 1988. 352 с.
3. Челищев Б.Е., Боброва И.В., Гонсалес-Сабатер А. Автоматизированные проектирования технологии в машиностроении / Под ред. акад. Н.Г. Бруевича. М.: Машиностроение, 1987. 264 с.
4. Пасечник В.А., Кореньков В.Н. Математические модели и процедуры в задачах анализа сборочных единиц и синтеза процессов сборки // *Mechanika. Technika i technologia montazu maszyn. Zeszyty naukowe Politechniki Rzeszowskiej.* - NR279 (nr 1/2011). P.15-25.
5. Корсаков В.С., Капустин Н.М., Темпельгоф К.-Х., Лихтенберг Х. Автоматизация проектирования технологических процессов в машиностроении / Под общ. ред. Н.М. Капустина. М.: Машиностроение, 1985. 304 с.
6. Васильев А.С., Дальский А.М., Золотаревский Ю.М., Кондаков А.И. Направленное формирование свойств изделий машиностроения / Под ред. А. И. Кондакова. – М.: Машиностроение, 2005. – 352 с.
7. Шпур Г., Краузе Ф.-Л. Автоматизированное проектирование в машиностроении. Пер. с нем. / Под ред. Ю.М. Соломенцева. М: Машиностроение, 1988. 648 с.

РАННЯЯ ДИАГНОСТИКА ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ХРУПКИХ ТЕНЗОПОКРЫТИЙ И АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Матвиенко Ю.Г., Иванов В.И., Васильев И.Е., Елизаров С.В.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук (ИМАШ РАН), Москва,
Россия

В докладе рассмотрена методика комплексного использования методов хрупких тензопокрывтий и акустической эмиссии (АЭ) для ранней диагностики процессов деформирования конструкций и определения степени их деградации.

Хрупкие тензопокрывтия являются одним из эффективных методов и средств неразрушающего контроля (НК) объектов, позволяющим выявлять дефекты конструкций и оценивать их прочность [1]. Тензопокрывтия обеспечивают возможность произвести количественную оценку значений наибольших напряжений и деформаций, определить места наиболее вероятного разрушения и скорости роста трещин. В частности, оксидные тензоиндикаторы могут быть использованы для проведения исследований, как в области упругих, так и пластических деформаций (в интервале значений от 0,05 до 7 %), имеют достаточно широкий температурный диапазон от -200 до +200° С, а при температурах -50 ÷ 50° С обладают стабильными характеристиками, работают в воде, масле и их парах, имеют относительно не сложную технологию изготовления, и в течение 5 лет сохраняют тензочувствительные характеристики [2]. Ограничение применения метода хрупких покрывтий связано с локальностью установки, а также необходимостью оптико-визуальной регистрации процесса образования трещин в тензопокрывтии.

Метод АЭ позволяет регистрировать и контролировать протекание динамических процессов в твердых телах, которые сопровождаются излучением упругих колебаний. К таким процессам относятся акты пластической деформации в материалах, релаксация напряжений в областях неоднородности НДС, образование микро, мезо и макротрещин, а также развитие магистральных трещин при различных механизмах разрушения. Преобразователи АЭ, размещенные на объекте в определенных местах, позволяют контролировать не только поверхность объекта, но и весь объем материала, включая внутренние полости [3].

Сочетание упомянутых выше методов НК для диагностики предельных состояний и раннего предупреждения об опасности разрушения конструкций объединяет в себе достоинства, присущие каждому из комбинируемых методов, и в тоже время

лишено недостатков, свойственных этим методам в отдельности. Положительный результат достигается за счет установки в наиболее нагруженных высокорисковых зонах диагностируемого объекта хрупких тензоиндикаторов, настроенных на уровень пороговой деформации меньше или равный предельно допустимой для безопасной эксплуатации конструкции. Для дистанционного контроля за состоянием хрупких тензоиндикаторов (регистрацией и локацией образующихся трещин) используется АЭ система [4].

В докладе представлены результаты исследования комплексного применения хрупких покрывтий и АЭ при исследовании элементов авиационных конструкций из композиционных материалов. Отработка методики раннего обнаружения зон интенсивной деградации и разрушения композиционных материалов выполнялась в условиях воздействия растягивающих, сжимающих и сдвиговых циклических нагрузок.

Результаты проведенных экспериментов, свидетельствуют о том, что предлагаемый метод позволяет регистрировать процессы резкого изменения напряженно-деформированного состояния в потенциально опасных зонах конструкции задолго до начала необратимых изменений в материале конструкции и приближения конструкции к предельному состоянию [5].

Сигналы АЭ, вызываемые образованием трещин в тензопокрывтии, и возникающие при структурных изменениях и разрушении композиционного материала достаточно хорошо различаются в поле выбранных комплексных параметров, характеризующих скорость затухания сигнала и среднюю частоту выбросов от момента достижения импульсом максимальной амплитуды до ухода ниже порога дискриминации [2]. В основу алгоритма классификации сигналов АЭ положен кластерный подход, позволяющий в поле экспериментально установленных значений параметров (дескрипторов), характеризующих различные акустико-эмиссионные свойства регистрируемых импульсов, проводить их

классификацию. Сигналы, схожие друг с другом по ряду заранее выбранных признаков, относят к одному и тому же кластеру. При этом объектом кластеризации являются импульсы АЭ, а в качестве меры их схожести используются установленные при тестировании границы локализации их параметров на графике дескрипторов. Под термином дескрипторы (описатели) применительно к выбранным параметрам регистрируемых импульсов АЭ понимаются идентификаторы, позволяющие в границах заранее установленных параметров распознавать входящие сигналы, помещая их в кластеры, свойственные определенным источникам АЭ.

Список литературы

1. Махутов Н.А., Ушаков Б.Н., Васильев И.Е. Применение хрупких тензочувствительных покрытий для оценки прочности и выявления дефектов в сварных швах трубопроводов // Вестник машиностроения. 2011. № 2. С. 44-58.
2. Матвиенко Ю.Г., Васильев И.Е., Иванов В.И., Елизаров С.В. Акустико-эмиссионные свойства оксидных тензоиндикаторов и распознавание сигналов при образовании трещин в хрупком слое покрытия. //Дефектоскопия. – 2015. № 2. с. 48-60.
3. Иванов В.И., Власов И.Э. Метод акустической эмиссии. Неразрушающий контроль: Справочник; В 7 т. Под общ. ред. Клюева В.В. Т. 7. Кн. 1. М.: Машиностроение. 2005. 340 с.
4. Патент № 2403564 РФ: МПК G 01N 29/14. Устройство для диагностики предельного состояния и

Как показали проведенные исследования, предложенный подход позволяет во входном потоке данных выявлять наличие различных типов источников АЭ. Причем анализ регистрируемых сигналов возможен непосредственно в реальном времени и не требует предварительной фильтрации данных [2].

Совместное использование тензопокрываний и АЭ системы позволяет с высокой степенью надежности контролировать весь процесс нагружения конструкций, начиная от упругих деформаций порядка 0,05 % – образования первых трещин в хрупком покрытии, до значительных пластических деформаций [5, 6].

раннего предупреждения об опасности разрушения материалов и изделий/ Васильев И.Е., Иванов В.И., Махутов Н.А., Ушаков Б.Н.; заявитель и патентообладатель Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, № 2009100183/28. 10.11.10, Бюл. № 31.

5. Махутов Н.А., Фомин А.В. Иванов В.И., Пермяков В.Н. Васильев И.Е. Комплексная диагностика предельных состояний и раннего предупреждения аварийных состояний конструкций. //Проблемы машиностроения и надежности машин. – 2013. №2 с. 46-51.

6. Матвиенко Ю.Г., Фомин А.В., Иванов В.И., Северов П.Б., Васильев И.Е. Комплексное исследование дефектов в изделиях из композиционных материалов с применением хрупких тензопокрываний и акустической эмиссии//Заводская лаборатория. – 2014. № 2. с. 46-50.

ВЫБОР ФИЛЬТРОВ ДЛЯ СИСТЕМ АКТИВНОГО УПРАВЛЕНИЯ ВИБРОАКУСТИЧЕСКИМИ ПРОЦЕССАМИ

К.Д. Морозов⁽¹⁾ и О.Б. Скворцов^(1,2)

⁽¹⁾Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия; pravotorova@bk.ru

⁽²⁾«Научно-Технический Центр «Завод Балансировочных машин»

Аннотация. Рассмотрены возможности полосовой фильтрации случайных сигналов с нулевым или управляемым постоянным фазовым сдвигом в полосе пропускания. Рассматриваемые методы цифровой обработки оцениваются с точки зрения их применимости в системах активного управления вибрационными или акустическими процессами.

Ключевые слова: фильтрация, цифровая обработка сигналов, нулевой фазовый сдвиг, активные системы, вибрация, акустика

Введение

При создании систем активного воздействия на вибрационные и акустические поля формируемые широкополосными и узкополосными источниками излучения колебаний необходимы средства обработки сигналов, вносящие минимальные искажения в амплитудные и фазовые характеристики. Существующие средства аналоговой обработки, имеющие минимальные временные искажения при высоких избирательных свойствах, используют схемы с коммутируемыми конденсаторами [1]. К недостаткам таких решений следует отнести относительно высокие собственные шумы. Необходимость использования высокоточных и высокостабильных пассивных компонентов. В полосе пропускания они обеспечивают постоянное время запаздывания, но при достаточно широкой полосе, фазовый сдвиг хотя и линейно, но меняется, что может затруднить использование таких устройств в системах активного формирования полей. Величина задержки при этом значительна и, при случайном характере сигнала, может не обеспечивать эффективное управление. Существенно проще задача решается методами цифровой обработки сигналов с применением современных процессоров обработки сигналов (DSP). Один из самых распространенных методов основан на использовании прямого и обратного преобразований Фурье [2,3]. Многие современных микроконтроллеры высоко-го быстродействия содержат DSP ядро, обеспечивающее обработку с плавающей запятой 32/64 разрядных чисел в реальном времени. Это относится к прямому и обратному преобразованию Фурье. Обработка в частотной области позволяет скорректировать амплитудные и фазовые характеристики, формируемого управляющего сигнала. Если входной сигнал нестационарный или случайный, задержка может стать недопустимо большой. К недостаткам таких методов следует отнести необходимость работы с массивами достаточно большого размера для получения удовлетворительной частотной избирательности. Связанные с этим относительно большие затраты счетного времени и объемы выполняемых операций не являются критичными, но физическая

длина реализации ограничивает скорость отклика на изменения входного сигнала. Кроме того, требуется значительная производительность, ведущая к росту потребляемой мощности и тепловыделению, а это уже приводит к реальному ухудшению характеристик оборудования и снижению надежности. Кроме средств быстрого преобразования Фурье для таких целей широко применяют различные средства полосовой фильтрации на основе КИХ и БИХ фильтров [3].

Современные DSP средства обеспечивают достаточно высокую производительность. Например, в таблице 1 приведены данные о скорости выполнения типовых операций из [4].

Таблица 1

Операция	Время выполнения (мксек) при тактовой частоте процессора:	
	400 МГц	450 МГц
1024 точечное комплексное преобразование Фурье	23	20,44
Звено фильтра КИХ	0,00125	0,0011
Звено биквадратного фильтра БИХ	0,005	0,0043

В последнее время предложен ряд алгоритмов выделения составляющих в сигнале [5,6], например, адаптивный алгоритм мониторинга в реальном времени (ARTM), обеспечивающие улучшенные характеристики, как утверждают авторы [6]:

Таблица 2.

Алгоритм	Реальное время	Адаптивность	Память DSP	Точность	Спектр гармоник
ARTM	да	да	мало	Высокая	да
БПФ	нет	нет	много	Низкая	да
Герцеля	нет	нет	мало	Средняя	да
Полосовой фильтр	да	нет	мало	Средняя	нет

Тем не менее, при работе с нестационарными и случайными сигналами применение полочных фильтров остается значительным.

Фильтры с нулевым фазовым сдвигом

Имеется ряд технических решений по обеспечению линейной зависимости фазового сдвига от частоты в рабочей полосе частот. Среди таких решений можно отметить всепропускающие фильтры [7]. Такие фильтры удобны для управления фазой сигналов и могут быть реализованы как в цифровом, так и аналоговом виде. Для фильтров с нелинейной амплитудной характеристикой при аналоговой реализации линейность фазо-частотной зависимости реализовать достаточно сложно. Однако при необходимости сохранения постоянства фазы в полосе пропускания для цифровых фильтров известно решение обеспечивающее нулевые фазовые искажения [3], основанные на использовании инвертирования времени, как показано на рис. 1.

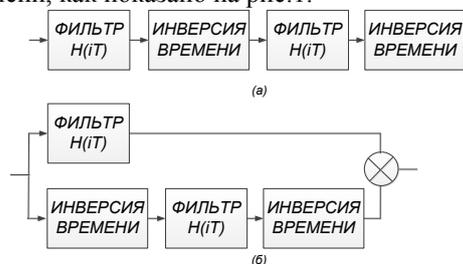


Рис. 1. Построение фильтров с нулевыми фазовыми искажениями с применением принципа инвертирования времени.

Для реализации данных алгоритмов необходима некоторая длительность реализации поскольку необходимо получение отклика как в прямом, так и в инверсном времени. Кроме того, при работе с конечными временными интервалами выходной сигнал меняется в зависимости от начальных условий расчета и поэтому фильтры с последовательной обработкой (а) обеспечивают меньшую зависимость от таких начальных условий. Если используются нулевые начальные условия структура (б) не обеспечивает получения нулевого фазового сдвига.

Из последовательности формируемых значений выходного сигнала получается выходной сигнал, причем каждый выходной отсчет формируется на основе независимого расчета по N точкам предыдущей входной последовательности отсчетов.

На рис. 2 показан пример активного воздействия на акустическое поле в области за акустически непрозрачным объектом. Поскольку скорость распространения механических колебаний намного ниже скорости электромагнитных процессов, при больших габаритах объекта задержка огибающей препятствия звуковой волны может быть достаточно большой и превышать не только время обработки в процессоре, но и несколько тактов (K), выборки входного сигнала. Это позволяет обрабатывать сигнал и управлять

такой задержкой для получения нужной фазы. Кроме того, использование не последней, а сдвинутой на K точки в выходном сигнале позволяет существенно снизить амплитудные и фазовые погрешности фильтрации.

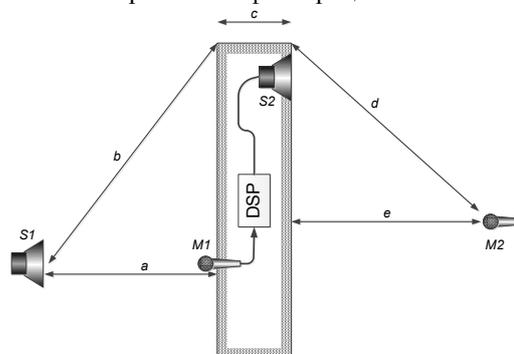


Рис. 2. Структура активной системы формирования акустического поля от источника S1 с помощью управляемого источника S2, на основании входного сигнала от микрофона M2 для контрольной точки приема M2 при наличии звукоизолирующей преграды в которой установлена активная система.

Если v - скорость распространения звука, то время распространения доот источника D1 до приемника M3 равно:

$$t_1 = \frac{b + c + d}{v}$$

Время распространения от источника S2 до приемника M2 рано:

$$t_2 = \frac{d}{v}$$

И время распространения от источника S1 до приемника M2 при отсутствии преграды равно:

$$t_3 = \frac{a + c + e}{v}$$

Для обеспечения возможного активного воздействия при заданной задержке аппаратной и алгоритмической задержки τ геометрические размеры L препятствия должны удовлетворять соотношению:

$$\frac{L}{v} > \tau$$

Например, при задержке 2 мсек и скорости звука 330 м/сек габариты объекта должны в линейном размере превышать 0,6 метра.

Желательно иметь возможность получения выходного сигнала вообще без задержки относительно входного или даже ранее чем «входного» на момент прихода его в контролируемую точку. Это связано с тем, что входные устройства преобразования механических колебаний в электрические сигналы и схемы обработки электрических сигналов, также как и обратный преобразователь активного управляющего сигнала в меха-

нические колебания вносят задержки. Это можно обеспечить при использовании фильтров с экстраполяции выходного сигнала. Для случайных процессов получить результат раньше причины невозможно. Реально имеется конечная аппаратная задержка. Требуется также некоторое время на выполнение вычислений при цифровой реализации для следующей точки временной выходной последовательности, но благодаря высокому быстродействию современных DSP это время может быть существенно меньше времени между дискретными отсчетами. Еще одно ограничение связано с тем, что алгоритмы цифровой обработки ориентированы на работу с некоторыми кусками реализации не единичной длины. Представляет интерес использовать алгоритмы поточечной обработки, аналогичные использованным в блоках обработки типа "point-to-point" программы Labview [8]. Такие алгоритмы позволяют получать значение выходного отсчета непосредственно сразу после получения входного с задержкой на аппаратные задержки и время счета. Представляет интерес возможность совмещения алгоритмов поточечной обработки и принципов построения фильтров с нулевым фазовым сдвигом, что на первый взгляд позволяет получать без задержек и без фазовых искажений фильтрованные сигналы для реализации систем активного управления вибрационными и акустическими полями в виде виртуальных приборов.

Для оценки возможности реализации таких фильтров было проведено моделирование с исследованием зависимости характеристик от свойств фильтров, вариаций алгоритмов, различных сигналов и при различных длительностях рабочих отрезков реализаций. В качестве входного сигнала рассматривался широкополосный белый шум. Для визуализации временных сигналов, в качестве входного сигнала также рассматривался узкополосный сигнал. Его формировали из белого шума полосовой фильтрацией с нижней и верхней частотой пропускания на 50 Гц ниже соответственно верхней и выше нижней соответствующих частот для моделируемого фильтра. Предварительная фильтрация выполнялась фильтром Баттерворта 10 порядка. Для моделируемого фильтра нижняя граничная частота задавалась равной 400 Гц, а верхняя 800 Гц. Для такого сигнала моделируемый фильтр должен обеспечить пропускание без амплитудных искажений и с нулевым фазовым сдвигом. Количественная оценка качества моделируемого фильтра выполнялась по величине максимального и минимального значений амплитудной передаточной характеристики в полосе пропускания и, а также по величине среднего квадратичного отклонения АЧХ в полосе пропускания. Для фазового сдвига оценивались в полосе пропускания минимальное и максимальное значения, среднее и среднее квадратичное отклонение в градусах.

Выводы

1. Использование фильтрации с нулевым фазовым сдвигом за счет применения фильтров обрабатывающих сигналы в прямом и инвертированном времени для формирования сигналов активного воздействия на вибрационные и акустические поля может приводить к значительным фазовым погрешностям поскольку именно для последнего отсчета, соответствующего реальному времени погрешности фильтрованных сигналов имеют большую величину.

2. Получить сигнал с нулевой фазовой погрешностью на выходе возможно при использовании задержки для выходной последовательности отсчетов относительно входной с аналогичной задержкой.

3. Используя различные задержки для входной и выходной последовательности можно получить фильтрацию с управляемым постоянным фазовым сдвигом. Для получения достаточно малой дискретности перестройки фазы необходимо обеспечить повышение частоты дискретизации, что потребует повышения требований к производительности аппаратуры используемой при цифровой обработке сигналов.

4. При использовании рассматриваемого алгоритма фильтрации для формирования активного управляющего воздействия, задержка может быть скомпенсирована разностью между временем задержки распространения вибрационного или акустического сигнала в месте приема и в месте измерения входного сигнала для системы активного воздействия, поскольку такая задержка может быть достаточно большой из-за сравнительно медленного распространения механических колебаний.

1. LTC1067/LTC1067-50. Rail-to-Rail, Very Low Noise Universal Dual Filter Building Block. Linear Technology Corporation, p.18
2. С.Лазарев, Е.Рогожкин, Ф. Захарук. Быстрое преобразование Фурье для обработки сигналов в устройствах автоматизации. СТА, №1, 1999, с.64-66.
3. Рабинер Л., Гоулд Б. Теория и применение цифровой обработки сигналов, М., Мир, 1978, 848 с.
4. ADSP-21483/ADSP-21486/ADSP-21487/ADSP-21488/ADSP-21489. SHARC Processor. One Technology Way, P.O. Box 9106, Norwood, MA 02062-9106 U.S.A. Tel: 781.329.4700 ©2013 Analog Devices, Inc. All rights reserved. Technical Support www.analog.com. 68 p
5. ADSP-CM40x Mixed-Signal Control Processor with ARM Cortex-M4 Hardware Reference. Preliminary Revision 0.2, September 2013, Part Number 82-100120-01, Analog Devices, Inc., p.1627-1658.
6. Mincunescu P. and Antonesei G., Novel Harmonic Analysis Method Improves Accuracy, Reduces Computation Overhead in Smart Meters. Technical Article MS-2223, Analog Devices, Inc., 2011, 4p.
7. Джонсон Д., Джонсон Дж., Мур Г. Справочник по активным фильтрам. /Энергоатомиздат 1983, 128 с.
8. Федосов В.П. Цифровая обработка звуковых и вибросигналов в LabView. Справочник функций системы NI Sound and Vibration LabVIEW. М., ДМК Пресс, 2010, 1296 с.
9. Бобровницкий Ю.И. «Модели и общие волновые свойства двумерных акустических метаматериалов и сред» Акустический журнал, 61, № 3, с. 283-294 (2015)

РАСЧЕТ И ПРОЕКТИРОВАНИЕ СИСТЕМ ОХЛАЖДЕНИЯ ОСНОВНЫХ УЗЛОВ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ ДЛЯ ФОРМООБРАЗОВАНИЯ В УСЛОВИЯХ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ ОТВЕТСТВЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ (ДИСКОВ, ПОЛЫХ ВАЛОВ И Т.Д.)

С.В. Морозов, Р.Ю. Сухоруков

Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия;

Рассмотрена проблема охлаждения раскатного инструмента, применяемого при горячей ротационной обработке давлением, определены методы расчета и проведения моделирования систем охлаждения, предложены конструктивные решения.

The problem of cooling the tool used in hot rotary pressure processing, determined methods of calculation and simulation of the cooling systems, offered constructive solutions.

В авиационном двигателестроении широко используются сложнелегированные, в том числе порошковые (гранульные), стали и жаропрочные сплавы на никелевой и титановой основе. Для формообразования из них заготовок дисков и валов газотурбинных двигателей требуется разработка новых технологических процессов. Наиболее перспективными являются ротационные методы обработки давлением, основанные на локальном формообразовании: технологии ротационной вытяжки (раскатки) полых валов и раскатки заготовок дисков. ИПСМ РАН, АО «НПЦ Газотурбостроения «Салют» филиал НИИД, ИМАШ РАН накоплен опыт фундаментальных и прикладных исследований в создании технологии и оборудования для раскатки дисков из жаропрочных сплавов в условиях сверхпластичности стан СРД-800, АЛРД-800, СРЖД-800.[1], [2].

Для всех разработанных опытных образцов оборудования раскатка в условиях сверхпластичности (900 – 1100°C) заготовок из жаропрочных сплавов осуществляется в печи. Поэтому решение задачи охлаждения инструментального узла – раскатных роликов, пинолей, в которых крепится заготовка и т.д., является актуальной при проектировании оборудования.

Температура деформации при ротационной обработке жаропрочных никелевых сплавов достигает 1100 °С. Для осуществления процесса раскатки инструмент - раскатный ролик, изготавливаемый из жаропрочных сталей (например, ЖС6У и т.д.), должен иметь температуру на 100-120°C ниже температуры деформации. Несущественное различие в механических свойствах при температуре деформации материалов заготовки и инструмента приводит к интенсивному износу раскатных роликов, изготовленных из сплава ЖС6У в процессе раскатки дисков и валов из жаропрочных никелевых и титановых сплавов. Изменение геометрии инструмента приводит к повышенным затратам на ремонт-

но-восстановительные работы. Проектирование и изготовление охлаждаемого инструмента позволяет снизить рабочую температуру наиболее нагруженных элементов инструмента, увеличив тем самым стойкость его рабочей поверхности. Таким образом, при раскатке заготовок дисков, например, из никелевых сплавов температура рабочей части роликов должна быть на 80 – 100 °С ниже температуры печи. Указанные условия определяют требования к системе охлаждения раскатного инструмента, и других основных узлов.

При проектировании системы охлаждения необходимо учитывать, что чрезмерное охлаждение повышает стойкость роликов, но приводит к изменению структуры поверхностного слоя раскатываемой заготовки, а недостаточное охлаждение существенно снижает стойкость инструмента. Конструкция должна обеспечивать наиболее интенсивное охлаждение формообразующей поверхности роликов, воспринимающих наибольшие механические и температурные нагрузки.

Так, например, для линии АЛРД-800 была разработана адаптивная система охлаждения роликов. Принцип работы системы заключается в непрерывном измерении температуры воздуха, охлаждающего ролик на выходе и при превышении заданной температуры увеличения расхода воздуха, при помощи регулятора давления (рисунок 1).

Для создания технологии ротационной вытяжки полых валов из жаропрочных никелевых сплавов ИПСМ РАН совместно с ИМАШ РАН проводятся прикладные исследования. Для проведения экспериментальных исследований разработан макет стана для раскатки полых валов с нагревательной камерой и системой охлаждения инструментальной головки. Особенностью конструкции данной раскатной головки является необходимость охлаждения также подшипникового узла. Для оценки эффективности системы охлаждения была разработана ком-

пьютерная модель раскатной головки. Результаты моделирования приведены на рисунке 2.

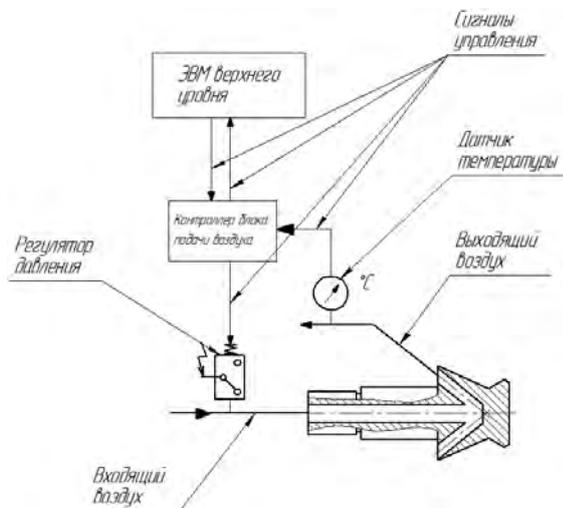


Рис. 1 – Схема адаптивной системы охлаждения роликов на линии АЛРД-800.

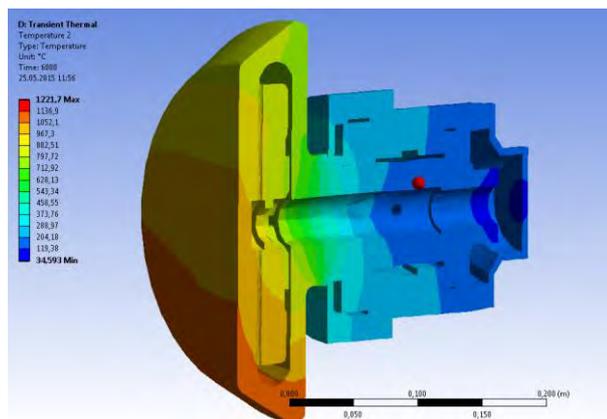


Рис. 2 – Поле распределения температур в роликовой головке

По результатам моделирования были разработаны конструкторско-технологические решения по совершенствованию системы охлаждения.

Выводы:

1. Определены требования к системам охлаждения инструмента для горячей ротационной обработке металлов давлением.
2. Разработан метод расчета и проектирования систем охлаждения инструментального узла для ротационной обработки давлением заготовок из жаропрочных сплавов в условиях сверхпластичности.
3. Предложены конструктивно-технологические решения для создания оборудования для раскатки заготовок из жаропрочных сплавов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки России, в рамках реализации федеральной целевой программы «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014 - 2020 годы» (соглашение № 14.604.21.0091 от 08 июля 2014 г., уникальный идентификатор проекта RFMEFI60414X0091).

Список литературы:

1. Бурлаков И. А., Морозов В. В., Морозов С. В. Автоматическая линия для изотермической раскатки заготовок дисков газотурбинных двигателей// Заготовительные производства в машиностроении, 2012. № 5 с. 26 - 28.
2. Кайбышев О.А., Утяшев Ф.З. Сверхпластичность, измельченные структуры и обработка труднодеформируемых сплавов. -М.: Наука, - 2002. - 438 с.

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЬ-ЖЕЛЕЗНОГО СПЛАВА

Ш.Х. Мухтаров¹, Р.В. Шахов¹, М.И. Нагимов¹, Ф.З. Утяшев¹

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия; shamil@anrb.ru

Приведены результаты сравнительных исследований структуры, механических свойств и поверхности изломов никель-железного сплава Inconel 718 с различной структурой, полученной всесторонней ковкой и термической обработкой. Показано, что измельчение структуры приводит к повышению прочности сплава. Усталостные испытания при комнатной температуре показали повышенное количество циклов ультрамелкозернистого сплава по сравнению с крупнозернистым.

Цель

Исследование структуры и механических свойств сплава ультрамелкозернистого сплава Inconel 718 подвергнутого всесторонней ковкой (ВК) и упрочняющей термической обработке.

Материалы и методы

В качестве материала исследования был выбран никель-железный сплав Inconel 718 (средний размер зерен γ фазы $d=20$ мкм).

Материал для исследований был получен методом ВК с поэтапным понижением температуры с 950 до 575°C. Кованые заготовки термообработаны по режиму: отжиг при 980°C/1 час выдержки, старение при 720°C/8 часов, охлаждение с печью до 620°C, выдержка при 620°C при суммарной продолжительности старения 18 часов.

Механические свойства на растяжение определяли при 650°C и комнатной температуре с использованием плоских образцов, с размером рабочей части 5 мм \times 2 мм \times 15 мм. Длительную прочность определяли при испытании образцов с размерами рабочей части $\varnothing 3$ мм \times 18 мм на машине 2147 П-30/1000. Усталостную прочность определяли на установке Schenck Hydropuls PSA10 при испытании образцов с размерами рабочей части $\varnothing 4$ мм \times 25 мм по схеме растяжение-растяжение. Испытания образцов проводили при частоте 10 Гц и напряжениях 910 и 696 МПа для сравнения с известными результатами [1] на сплаве с крупнозернистой (КЗ) структурой.

Микроструктурные исследования проведены с использованием сканирующих микроскопов (СЭМ) JXA-6400, Tescan Vega 3SBH и просвечивающего микроскопа (ПЭМ) JEM-2000EX.

Результаты и их обсуждение

В результате ВК при высоких температурах γ' фаза преобразуется в орторомбическую δ фазу. После такой обработки при 950°C и с понижением температуры до 575°C формируется дуплексная $\gamma+\delta$ микроструктура. Средний размер зерен γ фазы был 0,1 мкм (рис. 1). Пластины δ фазы с некогерентными границами равномерно распределены в структуре.

Механические свойства сплава подвергнутого всесторонней ковке с различным размером зерен γ и δ фаз показаны в табл. 1. Свойства исследуемого

дуплексного сплава приведены в сравнение с КЗ сплавом, подвергнутому упрочняющей термической обработке. УМЗ сплав ($d=0,1$ мкм) показал повышение прочности $\geq 1,5$ раза по сравнению со стандартными требованиями при снижении пластичности.

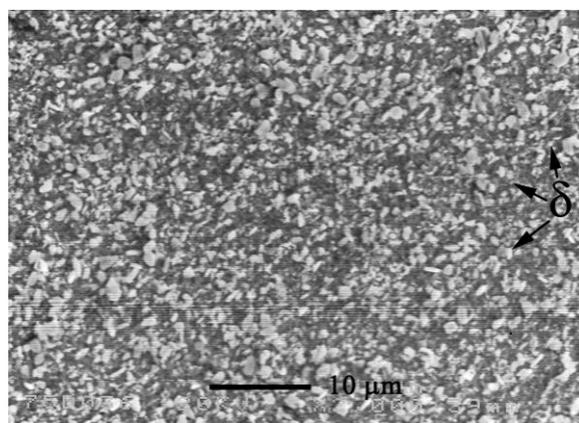


Рис. 1. Микроструктура УМЗ сплава Inconel 718, СЭМ

Таблица 1. Механические свойства при комнатной температуре сплава Inconel 718 подвергнутого ВК

d, мкм	σ_b , МПа	σ_0 , МПа	δ , %	ψ , %
-	≥ 1034	≥ 1276	≥ 12	≥ 15
1 [2]	920	1184	21,9	22,2
0,3 [2]	1300	1560	5,1	11,0
0,1 [2]	1845	1920	4,8	6,1
0,12 [2]	1800	2024	2,5	4,6

Примечание. ^a После упрочняющей термической обработки по Аэрокосмической спецификации на материал AMS5662 [1]. ^b После отжига при температуре 600°C.

Исследование поверхности изломов растянутых образцов показало (рис. 2), что при малом увеличении поверхность излома имеет зоны сдвигового разрушения, характерные хрупкому материалу [3], а при большом увеличении излом ямочный, субмикрометрического масштаба, характерный для наноструктурных материалов [4].

При ВК в сплаве Inconel 718 выделяется большое количество мелких частиц δ фазы, которые сдерживают рост γ зерен при сверхпластической деформации [5].

Исследование образцов с УМЗ структурой после стандартной термической обработки показало, что в формируется однородная структура со средним

размером γ зерен около 4,5 мкм. В структуре видна не растворившаяся глобулярная зернограничная δ фаза (рис. 3), объемная доля которой составляет около 3%.

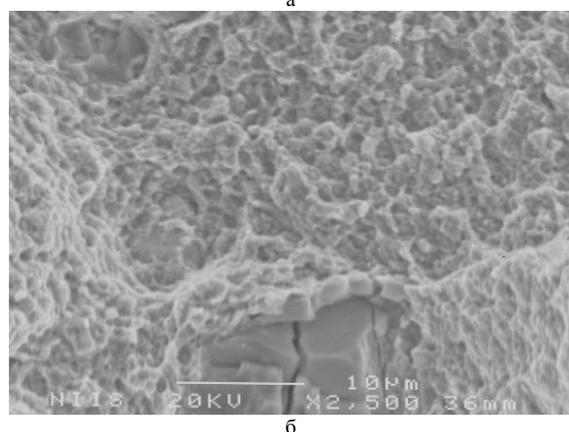
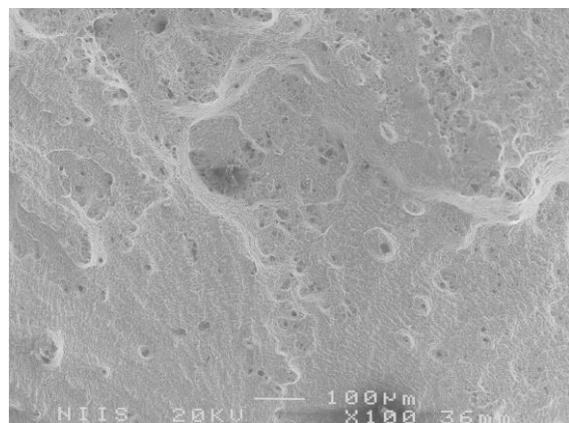


Рис. 2. Фотографии поверхности изломов УМЗ сплава при различных увеличениях, СЭМ

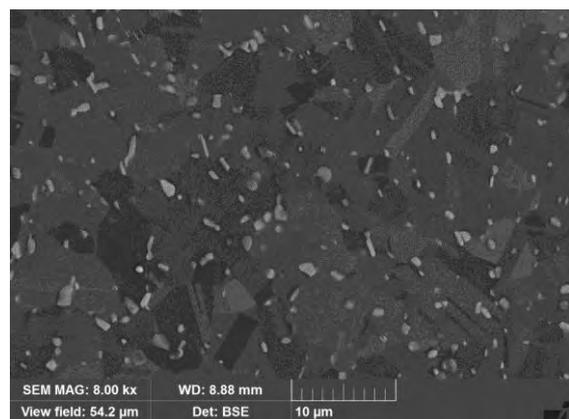


Рис. 3. Микроструктура сплава Inconel 718 после ВК и термической обработки, СЭМ

Механические свойства при комнатной температуре сплавов после ВК и термической обработки, представлены в табл. 2. Уменьшение среднего размера зерен γ фазы до 4,5 мкм и присутствие δ фазы приводит к увеличению временного сопротивления разрыву на 15% и условного предела текучести на

5% при комнатной температуре с тем же уровнем пластических свойств. Сравнительные усталостные испытания при комнатной температуре образцов из УМЗ сплава после ТО, представленные в табл. 3. показали, что на базе 10^6 и 10^5 циклов превышают свойства КЗ сплава [1] более чем в 1,5 и 1,7 раза, соответственно. Исследование разрушенных образцов после усталостных испытаний показало, что поверхность излома имеет ямочный вид, характерный для пластичных материалов.

Таблица 2. Механические свойства сплава Inconel 718 после ВК и термической обработки (ТО)

Состояние	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	d, мкм
AMS 5662 [1]	≥ 1034 / 862 ^a	≥ 1276 / 1000	≥ 12 / 12	≥ 15 / 15	-
КЗ+ТО [6]	1180/ 976	1428/ 1176	19/ 18	20/ 32	11-22
УМЗ+ТО	1244/ 994	1505/ 1165	18/ 22	28/ 43	4,5

^a При комнатной температуре / 650°C.

Результаты исследования на длительную прочность (табл. 4) показали, что при температуре 650°C с уменьшением среднего размера зерен γ фазы уменьшается длительная прочность и повышается пластичность, но остается в пределах требований на материал. Причем указанные свойства получены при напряжении 710 МПа, что несколько выше, чем указано в спецификации на материал (689 МПа) [1].

Таблица 3. Усталостная прочность сплава Inconel 718 после ВК и ТО

Состояние	d, мкм	σ , МПа	Количество циклов до разрушения, %
КЗ+ТО [6]	20	910	10^5
		696	10^6
УМЗ+ТО	4,5	910	$>1,7 \cdot 10^5$
		696	$>1,5 \cdot 10^6$

Таблица 4. Длительная прочность при 650°C сплава Inconel 718 после ВК и ТО

Состояние	d, мкм	σ , МПа	Время, час	δ , %	ψ , %
AMS 5662	-	689	≥ 23	≥ 4	-
КЗ+ТО	11-22	710	48,5	17,7	23,4
УМЗ+ТО	4,5		$>27,0$	23,2	65,0

В исследуемом сплаве при проведении ВК выделяется большое количество зернограничной δ фазы, причем при понижении температуры деформации ее объемная доля увеличивается. После проведения высокотемпературного отжига при температуре 980°C по стандартному режиму в структуре осталось некоторое количество не растворившейся зернограничной δ фазы, которая сдерживала рост γ зерен. Исследование механических свойств сплава после термической обработки показало, что при уменьшении среднего размера зерен γ фазы наблю-

далось повышение временного сопротивления разрыву и условного предела текучести при комнатной температуре и некоторого снижении длительной прочности. Исследования по усталости показали, что при комнатной температуре количество циклов до разрушения более чем в 1,5 раза выше для УМЗ сплава.

Температура полного растворения δ фазы в зависимости от плавки сплава колеблется от 980 до 1010°C. Таким образом, с одной стороны формирование в сплаве УМЗ структуры, посредством ВК, способствует сверхпластической деформации сплава при низких температурах. С другой стороны, варьируя температурой в пределах стандартной термической обработки, растворяя δ фазу и затем, выделяя γ'' фазу, можно получить из УМЗ структуры различные размеры зерен γ фазы с наличием или без выделений δ фазы. Причем большее растворение δ фазы будет приводить к большему размеру γ зерен и большему объему упрочняющих выделений γ'' фазы при старении. Это, несомненно, повлечет за собой изменение свойств сплава.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки России в рамках реализации федеральной целевой программы «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014 - 2020 годы» (соглашение №14.604.21.0091 от 08.07.2014, уникальный идентификатор проекта прикладных научных исследований - RFMEFI60414X0091).

Выводы

1. Показано, что с уменьшением размера зерен γ фазы до 4,5 мкм термически обработанного сплава Inconel 718 временное сопротивление разрыву при комнатной температуре повышается на 15% с сохранением уровня длительной прочности.
2. Испытания на усталость при комнатной температуре термообработанных образцов из УМЗ сплава Inconel 718 показали, что он на базе 10^6 и 10^5 циклов более чем в 1,5 раза превышает свойства КЗ сплава.

1. INCONEL® alloy 718 [Электронный ресурс]: Special metals. URL: <http://www.specialmetals.com/documents/Inconel%20alloy%20718.pdf>.
2. Mukhtarov Sh. Effect of grain size on the superplastic behavior of a nanostructured nickel-based superalloy. // Mater. Sci. Forum. 2010. V. 633-634, P. 569-575.
3. Rabinovich M.Kh., Markushev M.V. Influence of fine-grained structure and superplastic deformation on the strength of aluminium alloys // J. Mater. Sci. 1996. V. 31. P. 4997-5001.
4. Kumar K.S., Suresh S., Chisholm M.F., Horton J.A., Wang P. Deformation of electrodeposited nanocrystalline nickel. // Acta Mater. 2003. P. 387-405.
5. Valitov V.A., Kaibyshev O.A., Mukhtarov Sh.Kh., Bewlay B.P., Gigliotti M.F.X. Low temperature and high strain-rate superplasticity of nickel base alloys. // Mater. Sci. Forum. 2001. V. 357-359. P. 417-424.
6. Бернштейн Л.М., Матевосьян А.П., Сандлер В.С. Деформация и свойства материалов для авиационной и космической техники. М.: Металлургия, 1982. 376 с.

РОТАЦИОННАЯ ВЫТЯЖКА КОНИЧЕСКИХ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ЛИСТОВОЙ СТАЛИ

М.И. Нагимов¹, Ш.Х. Мухтаров¹, Ф.З. Утяшев¹, Р.Ю. Сухоруков²

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия; [n_marsel@mail.ru](mailto:marsel@mail.ru)

²Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия

Приведены результаты исследований образцов из хромистой стали 11X11H2B2MФ-Ш после испытаний на одноосное растяжение при температурах в диапазоне 700-1100°C и при скоростях деформации 10^{-3} - 10^{-1} с⁻¹. Определены механические свойства стали в условиях одноосного растяжения. Показано, что максимальная пластичность проявляется в диапазоне температур 800 - 1000°C и скорости деформации 10^{-3} с⁻¹ и составляет от 115 до 103%, соответственно. Показано, что понижение температуры и скорости деформации приводит к формированию мелких зерен.

Введение

Хромистая сталь 11X11H2B2MФ-Ш (ЭИ962-Ш) широко используется для изготовления дисков компрессоров, лопаток и других нагруженных деталей ответственного назначения, длительно работающих при температурах до 600°C. Температура начала интенсивного окалинообразования при эксплуатации в воздушной среде у этой стали составляет 750°C [1].

При разработке технологического процесса и выборе рациональной скорости деформирования (скорости перемещения деформирующего инструмента), необходимо знать поведение материала в условиях, близких к реальному технологическому процессу. Это, в свою очередь, качественно и количественно показывают механические испытания.

В работе [2] были проведены исследования структуры и механических свойств хромистой стали при сжатии в диапазоне температур 700-1100°C и скоростей деформации 10^{-3} - 10^{-1} с⁻¹. Была показана принципиальная возможность изготовления из толстолистового листового материала осесимметричных конических заготовок методом раскатки в диапазоне температур 900-1100°C. Однако при таких температурах происходило интенсивное окалинообразование и растрескивание поверхностного слоя, что приводило к снижению количества годных деталей. При раскатке в заготовке действуют не только радиальные сжимающие, но и тангенциальные растягивающие и касательные напряжения, происходит увеличение поверхности заготовок. Поэтому проведение механических испытаний только на сжатие недостаточно для определения пластических свойств данного материала при раскатке в исследуемом диапазоне температур и скоростей деформации, что может затруднить выбор как определяющих соотношений при математическом моделировании, так и оптимальных температурно-скоростных режимов процесса раскатки. В этой связи, изучение механических свойств при растяжении, а также проведение структурных исследований, является актуальным.

Цель

Определение механических, прежде всего, пластических свойств стали ЭИ962-Ш в условиях одноосного растяжения в широком диапазоне тем-

ператур и скоростей деформации, а также изменения структуры стали в процессе деформации.

Материалы и методы

В качестве материала исследования использовали листовую хромистую сталь 11X11H2B2MФ-Ш (ЭИ962-Ш) толщиной 12 мм.

Механические свойства на растяжение определяли в диапазоне температур 700-1100°C и скоростей деформации 10^{-3} с⁻¹ – 10^{-1} с⁻¹ на универсальном динамометре INSTRON 5982 с использованием плоских образцов с размером рабочей части 4,5 мм × 2 мм × 20 мм. По результатам испытаний были построены зависимости «истинное напряжение - деформация».

Микроструктурные исследования проводили с использованием оптического микроскопа Olympus GX51 и сканирующего электронного микроскопа Tescan Vega 3 SBH.

Результаты и их обсуждение

Микроструктурные исследования стали показали, что в исходном состоянии наблюдается мартенситная структура со средним размером зерен γ фазы 10 мкм [2].

Как показали результаты механических испытаний во всем диапазоне температур и скоростей деформации, минимальное значение истинного напряжения течения (40 МПа) наблюдается при температуре 1100°C и скорости деформации 10^{-3} с⁻¹ (рис. 1), а максимальное значение напряжения (287 МПа) при температуре 700°C и скорости деформации 10^{-1} с⁻¹ (рис. 2). Зависимости истинного напряжения течения от деформации при температуре 700°C в исследуемом диапазоне скоростей деформации, характеризуется разупрочнением при степени деформации более 0,05, что не наблюдается при других условиях. Наибольшие относительные удлинения δ проявляются при температурах 800°C ($\delta=115\%$) и 1000°C ($\delta=103\%$) при скорости деформации 10^{-3} с⁻¹. Но при 1000°C поверхность образца была подвержена интенсивному образованию окалины и, как следствие, зарождению микротрещин, что может крайне отрицательно сказаться на процессе раскатки. При других условиях деформации в исследуемом интервале температур и скоростей, относительные удлинения δ варьируются в диапа-

зоне 65-85%, а относительные сужения Ψ - в диапазоне 77-99%.

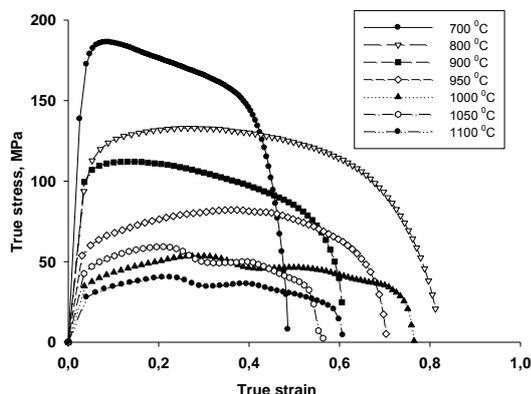


Рис. 1. Зависимости истинного напряжения течения от степени деформации стали ЭИ962-III при различных температурах и скорости деформации 10^{-3} с^{-1}

Анализ зависимостей истинного напряжения от деформации стали ЭИ962-III показал, что при скорости деформации 10^{-3} с^{-1} (рис. 1) в исследованном интервале температур стадия упрочнения наблюдается до степени деформации 0,1-0,2. Установившаяся стадия течения практически отсутствует. Стадия разупрочнения находится в интервале от степени деформации 0,1-0,2 до разрушения образца.

При скорости деформации 10^{-2} с^{-1} и температурах 800-900°C (рис. 3) установившаяся стадия течения наиболее протяженная (степень деформации 0,05-0,4), что не наблюдается во всех других случаях. Повышение температуры с 1000 до 1100°C во всем диапазоне скоростей деформаций, приводит к интенсивному образованию окалины и резкому снижению напряжения течения.

Наглядно показано (рис. 4), что, с одной стороны, увеличение скорости деформации во всем исследованном температурном диапазоне приводит к увеличению предела текучести, а с другой, при температуре 950°C, происходит резкое падение предела текучести при всех скоростях деформации. С увеличением температуры и снижением скорости деформации (рис. 5), значения относительного удлинения повышаются, однако каждая зависимость имеет свои особенности. С температуры 700°C до 800°C, значения относительного удлинения резко возрастают во всем диапазоне скоростей деформаций. При скорости деформации $\dot{\epsilon} = 10^{-1} \text{ с}^{-1}$ дальнейшее повышение температуры до 1100°C приводит к плавному повышению значений относительного удлинения и преимущественно стабильным значениям относительного удлинения, а при скорости деформации $\dot{\epsilon} = 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ и повышение температуры до 1000°C практически не влияет на значение относительного удлинения.

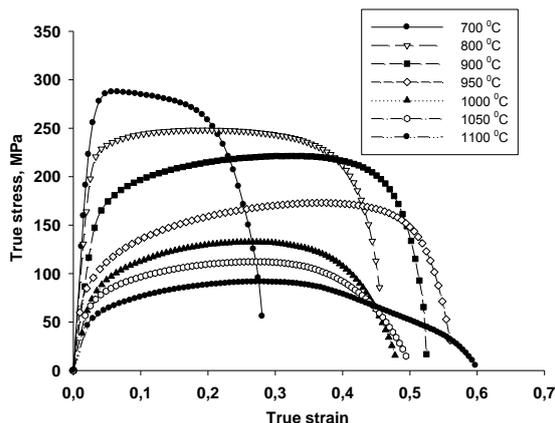


Рис. 2. Зависимости истинного напряжения течения от степени деформации при различных температурах и скорости деформации 10^{-1} с^{-1}

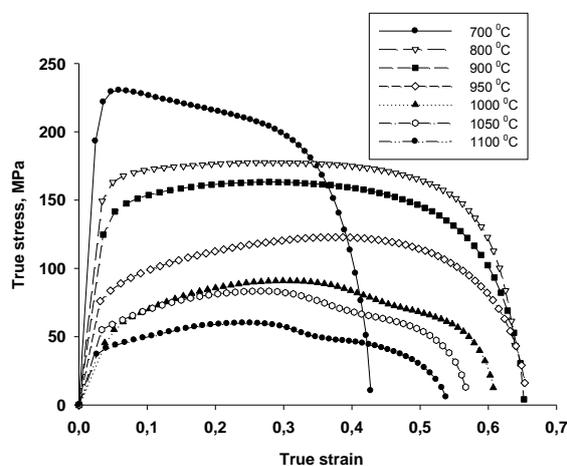


Рис. 3. Зависимости истинного напряжения течения от степени деформации

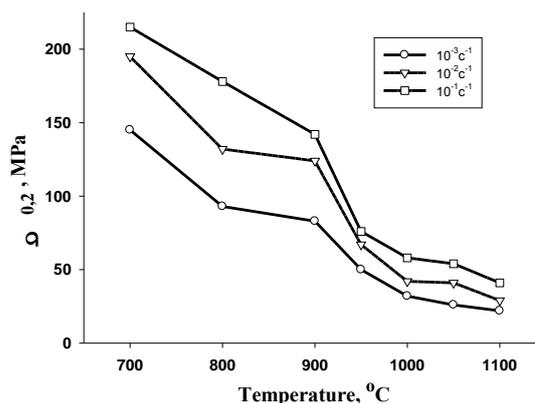


Рис. 4. Зависимости предела текучести стали ЭИ962-III от температуры и скорости деформации

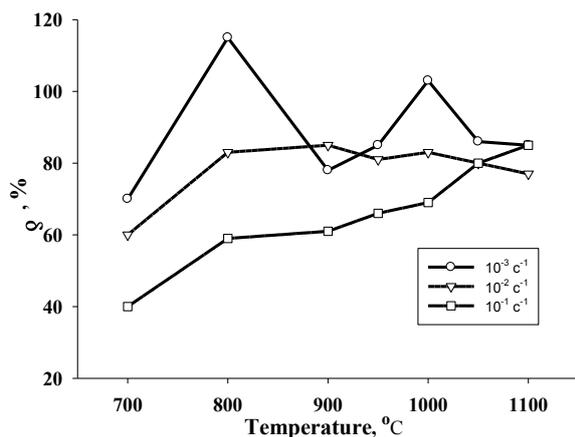


Рис. 5. Зависимости относительного удлинения стали ЭИ962-Ш от температуры и скорости деформации

Анализ микроструктуры образцов показал, что понижение температуры и скорости деформации приводит к формированию мелких зерен. Так, например, после растяжения образца при $T=800^\circ\text{C}$ и $\dot{\epsilon}=10^{-3} \text{ c}^{-1}$ на $\delta=115\%$ происходило формирование глобулярных γ зерен со средним размером 3 мкм (рис. 6).

Формирование γ зерен со средним размером 5 мкм наблюдалось у образца после растяжения при температуре 900°C и скорости деформации 10^{-1} c^{-1} ($\delta=61\%$). При температуре 950°C и скорости деформации 10^{-2} c^{-1} ($\delta=81\%$), средний размер γ зерен остается около 10 мкм. Исследование микроструктуры образца после растяжения при температуре 1000°C и скорости деформации 10^{-3} c^{-1} ($\delta=103\%$) показало, что средний размер γ зерен увеличился до 25 мкм.

Таким образом, анализ микроструктурных исследований показал, что изотермическую деформацию, при которой средний размер γ зерен не превышает 25 мкм, следует проводить в интервале температур от 800 до 1000°C .

Низкая скорость деформации и высокая температура, при которой интенсивно образуется окалина, не всегда способствует повышению пластичности, и это наглядно демонстрирует зависимость относительного удлинения от температуры при скорости деформации 10^{-3} c^{-1} (рис. 5).

При скоростях деформаций 10^{-2} - 10^{-1} c^{-1} наблюдаются наиболее протяженные стадии установившегося течения, что существенно увеличивает степень деформации без проявления эффекта локализации, который может способствовать преждевременному разрушению.

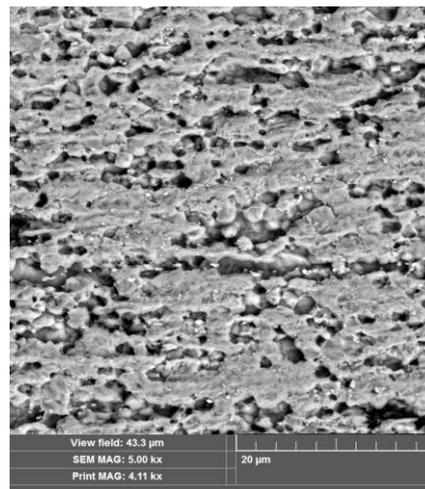


Рис. 6. Микроструктура шейки образца близкой к зоне разрыва после растяжения при температуре 800°C и скорости деформации 10^{-3} c^{-1}

Выводы

При скоростях деформации в интервале 10^{-3} - 10^{-1} c^{-1} напряжение течения понижается с увеличением температуры деформации. При этом наиболее резкое снижение напряжения течения наблюдается при температуре 950°C . Повышение температуры деформации и формирование в структуре мелких глобулярных зерен приводит к повышению пластичности. Рациональный режим для изотермической деформации следующий: $T=800$ - 1000°C , $\dot{\epsilon}=10^{-2}$ - 10^{-1} c^{-1} .

Работа была выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках реализации федеральной целевой программы «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014 - 2020 годы» (соглашение №14.604.21.0091 от 08.07.2014, уникальный идентификатор проекта прикладных научных исследований - RFMEFI60414X0091).

- ГОСТ 5632—72. Стали высоколегированные и сплавы коррозионно-стойкие, жаростойкие и жаропрочные. Марки. Министерство черной металлургии СССР. 1975. 37 с.
- Мухтаров Ш.Х., Нагимов М.И., Закирова А.А., Классман П.А., Утяшев Ф.З. Разработка процесса ротационной вытяжки конических деталей из листового материала // Перспективные материалы. 2013. №15. С.92—96.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ КЛЕЕВЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ ЭЛАСТОМЕРНОГО ГЕРМЕТИКА

В.И. Неповинных¹, А.М. Думанский², М.Ю. Русин¹

¹»ОНПП «Технология», Обнинск, Калужская обл., Россия, info@technologiya.ru

²Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия; alduman@rambler.ru

Цель

Выявление закономерностей в морфологии поверхности разрушения, деформирование и разрыв клевого соединения (КС) с применением эластомерных герметиков.

Ключевые слова: клеевой слой, сдвиг, периодичность волны разрушения

Описание эксперимента

Целью настоящей работы является анализ и исследование морфологии поверхности разрушения и закономерностей деформирования и разрушения клево-герметиков типа ВИКСИНТ в связи с контролем качества клевого соединения на их основе. Анализ поверхностей разрушения клевых соединений металла и керамики на основе эластомерных герметиков показывает наличие регулярно повторяющихся волнообразных областей когезионного разрушения, рис.1. Можно отметить, что длина волны периодичности зависит от толщины клевого слоя, это видно по рис. 1а.

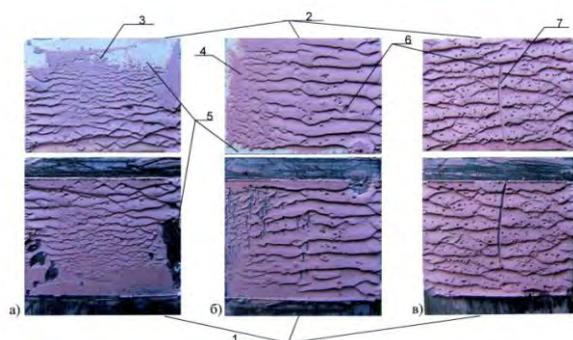


Рис. 1. Фотографии поверхностей разрушения образцов а, б, в на сдвиг.

Форма образцов и их размеры при испытании на сдвиг и одноосное растяжение приведены на рис. 2.

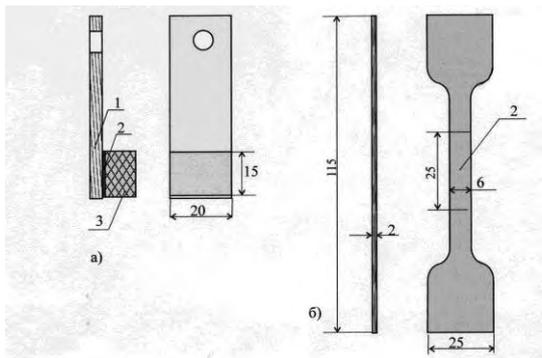


Рис. 2.

Следует отметить качественное отличие диаграмм деформирования образцов при растяжении и сдвиге, рис. 3,4.

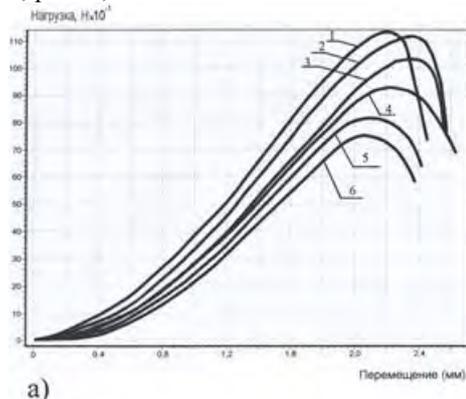


Рис.3. Кривые нагрузка – перемещение при сдвиге.

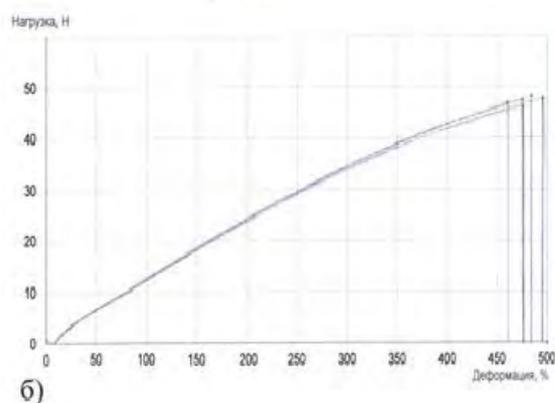


Рис. 4. Кривые нагрузка-деформации при растяжении.

Ниспадающие ветки кривых нагрузка – перемещение при сдвиге показывают сохранение остаточной прочности после достижения пика нагрузки, что можно объяснить более сложным механизмом процессов деформирования и разрушения при сдвиге по сравнению с растяжением. Подробный анализ этих процессов в рамках данной работы не проводится.

Описание модели

В работе [1] проведен анализ напряженно-деформированного состояния клевого соединения, основанного на схеме простого сдвига. Согласно предложенной схеме прямоугольное сечение КС в процессе сдвига, представляющего собой аффинное преобразование в параллелограмм, рис. 5.

Преобразование координат исходной конфигурации, соответствующей схеме простого

сдвига может быть описано с помощью следующих соотношений [3]

$$\begin{aligned} x'_1 &= x_1 + kx_2 \\ x'_2 &= x_2 \\ x'_3 &= x_3, \end{aligned} \quad (1)$$

Градиент тензора деформации определяется из соотношений (1) следующим образом и равен

$$F = \begin{pmatrix} \frac{\partial x'_1}{\partial x_j} \\ \frac{\partial x'_2}{\partial x_j} \\ \frac{\partial x'_3}{\partial x_j} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} 1 & k & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}. \quad (2)$$

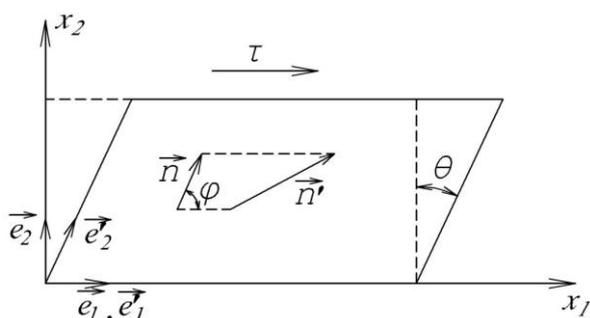


Рис. 5. Схема деформирования КС при простом сдвиге.

Сдвиговая нагрузка движется параллельно основанию и площадь исходного прямоугольника конгруэнтна площади параллелограмма, что соответствует принятой гипотезе о несжимаемости герметика. В соответствии с рис. 5 единичный вектор $\vec{n} = \cos \varphi \sin \varphi \ 0^T$ при сдвиге переходит в вектор \vec{n}' , с помощью тензора градиента деформации [1], представляющего связь исходной и текущей систем координат

$$\vec{n}' = F \cdot \vec{n} = \begin{pmatrix} \cos \varphi + k \sin \varphi \\ \sin \varphi \\ 0 \end{pmatrix}, \quad (3)$$

где тензор градиента деформации $F = \begin{pmatrix} \frac{\partial x'_1}{\partial x_j} \\ \frac{\partial x'_2}{\partial x_j} \\ \frac{\partial x'_3}{\partial x_j} \end{pmatrix}$,

$k = \operatorname{tg} \theta$ - величина сдвига. Отметим, что при простом сдвиге осуществляется поворот и удлинение исходного вектора. Соотношение (3) также может быть использовано для пересчета координат точки при простом сдвиге.

Характер деформации в сечении КС может быть описан с помощью эллипсов. В частности, т.н. С-эллипс может быть вычислен с помощью правого тензора Коши-Грина, равного $C = F^T F$

$$C = F^T F = \begin{pmatrix} 1 & k & 0 \\ k & k^2 + 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}$$

Тогда уравнение С-эллипса представляет собой квадратичную форму определяемую следую-

щим соотношением $c_{ij} x_i x_j = p^2$, где c_{ij} -элементы матрицы C , p - бесконечно малая величина.

Поскольку изменения геометрии КС происходят в плоскости Ox_1x_2 , будем рассматривать двумерную задачу. Окружность в ненапряженном слое при простом сдвиге переходит в эллипсы, главные оси которых являются собственными векторами правого тензора Коши-Грина. Следует отметить, что величины собственных значений взаимно обратны, что определяет вытягивание эллипса в направлении большего по величине собственного вектора и сжатие в направлении малого. Деформирование происходит по схеме, приведенной на рис. 6, исходная окружность вписана в толщину слоя.

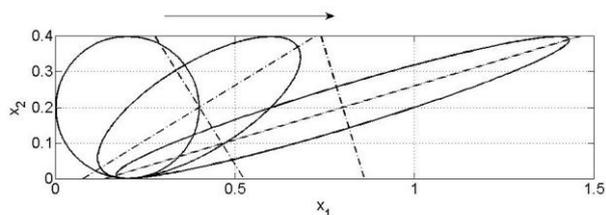


Рис. 6. Схема преобразования окружности в эллипс при простом сдвиге последовательно для значений $k = 0, 1, 3$.

Из рис. 6 видно, что центр эллипса смещается вправо параллельно оси Ox_1 в середине клевого слоя с ростом величины сдвига. Центр эллипса имеет следующие координаты $x_0 = \left(\frac{h}{2} \frac{h}{2} 1+k \right)$. При увеличении величины сдвига эллипс вытягивается в направлении большей оси и решающую роль в разрушении начинают играть усилия, производящие такие перемещения.

Уравнение С-эллипса после преобразований принимает следующий вид: $x_1 + kx_2^2 + x_2^2 = p^2$.

С помощью известных преобразований поворота осей найдем ориентацию осей С-эллипса. Связь между исходной и актуальными системами координат может быть установлена с помощью матрицы поворота

$$\vec{x} = R\vec{x}', \quad (4)$$

где матрица поворота: $R = \begin{pmatrix} \cos \theta & -\sin \theta \\ \sin \theta & \cos \theta \end{pmatrix}$. Под-

ставим (4) в выражение для С-эллипса и приведем подобные члены. Величина угла поворота θ_* , при котором уравнение эллипса будет иметь канонический вид, равна

$$\theta_* = \frac{1}{2} \operatorname{arctg} \left(\frac{2}{k} \right) \quad (5)$$

Малая ось эллипса перпендикулярна большей оси и она же определяет угол направления разру-

шения в направлении перпендикулярном направлению главных растягивающих напряжений. Зависимость угла разрушения от предельного значения кратности растяжения представлена на рис. 7.

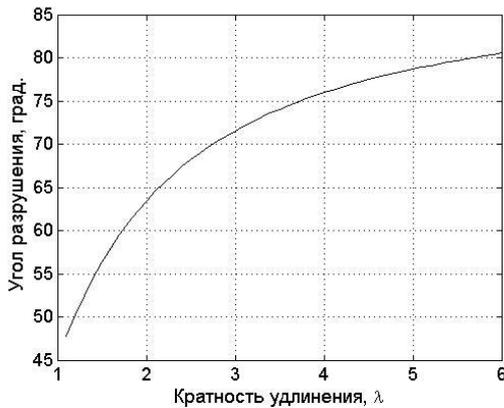


Рис. 7. Зависимость угла разрушения от предельного удлинения

При малых деформациях угол разрушения будет равен 45° , что совпадает с опытными данными [3], полученными при разрушении полимерной матрицы при сдвиге в композиционном материале.

Исходя из геометрии поверхности разрушения, можно определить длину шага разрушения и число волн разрушения соответственно:

$$l_s = \frac{2\tilde{h}}{\sin 2\theta_f} = \tilde{h}\sqrt{k^2 + 4} = \tilde{h}\left(\lambda_* + \frac{1}{\lambda_*}\right);$$

$$n_* = \frac{L}{l_s} = \frac{L}{\tilde{h}\left(\lambda_* + \frac{1}{\lambda_*}\right)},$$
(6)

где \tilde{h} - часть толщины КС с выключенным из учета пограничным слоями, прилегающими к субстрату, L - длина КС, θ_f - угол направления движения

трещины равен: $\theta_f = \theta_* + \frac{\pi}{2}$. Соотношения (6) полу-

чены с учетом полученного в [1] соотношения $k = \lambda - \frac{1}{\lambda}$ устанавливающего связь величиной

сдвига и коэффициента растяжения. Подтверждение (6) видно из рис. 1. Там где толщина слоя меньше число волн увеличивается. Вопрос определения величины \tilde{h} может быть проведен на основе анализа экспериментальных данных или на основе визуального анализа поверхности разрушения. Практика измерения ширины и высоты волн периодичности разрушения показана на рис. 8.

Удлинение единичного отрезка, характеризуемого углом наклона и величиной сдвига, представляет собой длину отрезка \vec{n}' и определяется из соотношения (3)

$$|\vec{n}'|^2 = \lambda_*^2 k, \varphi = 1 + \frac{k^2}{2} + k \sin 2\varphi - \frac{k^2}{2} \cos 2\varphi. \quad (7)$$

Максимальное и минимальное значения квадратов удлинений, определяемые из (7) оказываются равными соответствующим значениям большой и малой осей С-эллипса

$$\lambda_{max, min}^2 = 1 + \frac{k^2}{2} \pm \frac{k}{2} \sqrt{k^2 + 4}. \quad (8)$$

Найденные удлинения являются собственными значениями тензора Коши-Грина [3].

Решая уравнение $\lambda_n k, \varphi = 1$, можно определить зоны эллипса, подвергающиеся растяжению и сжатию. Один из углов определяющих эту зону равен

$$\varphi_* = -\arctg \frac{2}{k}. \quad (9)$$

Подробный анализ, посвященный геометрии сдвига в условиях больших деформаций, приведен в [6].

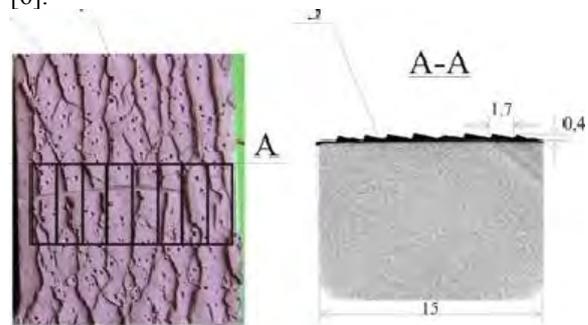


Рис. 8. Экспериментальный расчет периода и числа волн разрушения

Предельное значение нагрузки может быть определено путем расчета эффективной площади разрушения КС.

Выводы

Проведен анализ поверхности разрушения КС при сдвиге. Получены соотношения позволяющие объяснить периодичность поверхности разрушения КС. Показано, что число волн периодичности пропорционально толщине КС и предельному значению коэффициента растяжения герметика.

Ссылки на использованные источники

1. Думанский А.М., Неповинных В.И., Русин М.Ю., Терехин А.В. Оценка предельного состояния герметиков в конструкциях летательных аппаратов. - Клеи. Герметики. Технологии. 2014 - № 2. С. 31-38.
2. Неповинных В.И., Русин М.Ю., Думанский А.М. Закономерность образования упорядоченного рельефа поверхности разрушения в клеевом соединении на основе эластомерных герметиков при сдвиге. 2015 – Материалы конференции ВИАМ. Материалы и технологии герметизации.
- 3.Трусделл К. Первоначальный курс рациональной механики сплошных сред ред. М.: Мир.- 1975. 592 с.
- 4.Hart-Smith L.J. The design of adhesively bonded joints // In: The mechanics of adhesion. Ed. By D.A. Dillard and A.V, Pocius. Elsevier. 2002. pp. 746-777.
5. Ogden R.W. Elements of the theory of finite elasticity In: Nonlinear elasticity. Theory and applications. Ed. by Y.B. Fu and R.W. Ogden. Cambridge University Press. 2001. pp. 1-57.
6. Boulanger Ph., Hayes M. Shear In: Nonlinear elasticity. Theory and applications. Ed. by Y.B. Fu and R.W. Ogden. Cambridge University Press. 2001. pp. 201-232.

ЗАВИСИМОСТЬ ВЯЗКОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ОТ СТЕСНЕНИЯ ДЕФОРМАЦИИ В ВЕРШИНЕ ТРЕЩИНЫ

Г.П. Никишков¹

¹Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия; nikishkov@imash.ru

Представлена методика оценки зависимости вязкости разрушения материала от стеснения деформации в вершине трещины в упругопластическом теле. Использован вероятностный подход с функцией распределения Вейбулла.

Ключевые слова: упругопластическая механика разрушения, двухпараметрический критерий разрушения, вязкость разрушения, параметр стеснения деформации.

Введение

Однопараметрический критерий разрушения, предполагающий использование J -интеграла, может приводить к значительным погрешностям при расчетах на трещиностойкость. Погрешности связаны с тем, что при помощи одного параметра не удастся описать поле напряжений в окрестности вершины трещины для различных форм детали и условий нагружения.

Двухпараметрический критерий разрушения J - A [1–3] основан на упругопластическом асимптотическом решении для поля напряжений у вершины трещины, в котором сохранены три члена ряда. При этом оказалось, что два (из трех) коэффициента разложения связаны между собой, поэтому асимптотическое поле напряжений контролируется двумя параметрами: J -интегралом и параметром стеснения деформации A .

Критерий разрушения, учитывающий стеснение деформации в вершине трещины, имеет вид

$$J(P)|_A = J_C(A). \quad (1)$$

Расчет детали с трещиной при нагрузке P обычно проводится по методу конечных элементов. Расчетная величина J -интеграла сравнивается с экспериментально определяемой вязкостью разрушения материала, которая соответствует тому же значению параметра стеснения деформации A , что было определено в конечноэлементном расчете.

Зависимость $J_C(A)$ можно определить экспериментальным путем, например, посредством испытания изгибных образцов с различной глубиной трещины. Поскольку такие эксперименты требуют значительных затрат, представляет интерес разработать методы численной оценки $J_C(A)$ с минимумом экспериментальных данных.

Оценка изменения вязкости разрушения

Вязкость разрушения является свойством материала и поэтому не может быть определена расчетным путем в пределах механики разрушения. Однако существует возможность расчетного определения изменения вязкости разрушения в зависимости от параметров, которые влияют на перераспределение напряжений в окрестности вершины трещины. Параметр стеснения деформации

применяется для описания асимптотического поля напряжений у вершины трещины, поэтому можно оценить зависимость $J_C(A)$ при условии, что известна вязкость разрушения при маломасштабном пластическом течении.

Для такой оценки применим вероятностный подход с функцией распределения Вейбулла. В соответствии с моделью слабейшего звена [4–5] вероятность разрушения P_f для упруго-пластического тела с трещиной дается формулой

$$\ln(1 - P_f) = -\frac{1}{V_0} \left(\frac{\sigma_0}{\sigma_u} \right)^m \int_{V_p} \left(\frac{\sigma_1}{\sigma_0} \right)^m dV, \quad (2)$$

где V_p – объем зоны пластичности, V_0 – произвольный объем, σ_1 – максимальное главное напряжение, σ_0 – напряжение текучести, m и σ_u – параметры Вейбулла, отвечающие за форму и масштаб функции распределения вероятности.

В случае маломасштабного пластического течения вероятность разрушения может быть связана с вязкостью разрушения

$$\ln(1 - P_f) = -\frac{J_C^2}{M^2(A)}, \quad (3)$$

где J_C – значение J -интеграла при локальном разрушении отрывом, M – некоторая функция, зависящая от параметра стеснения деформации A и свойств материала.

Если принять, что вероятность разрушения является постоянной величиной, то из соотношений (2) и (3) получается следующая формула оценки изменения вязкости разрушения в зависимости от параметра стеснения деформации

$$\frac{J_C(A)}{J_{IC}} = \frac{M(A)}{M(A_{SSY})} = \frac{F(A)}{F(A_{SSY})} \quad (4)$$
$$F(A) = \left(\int_{V_p} \left(\frac{\sigma_1(A)}{\sigma_0} \right)^m dV \right)^{-1/2},$$

где A_{SSY} соответствует маломасштабному течению.

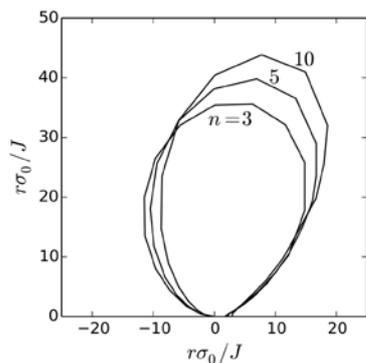


Рис. 1. Пластические зоны для материалов с различным упрочнением

Результаты расчета вязкости разрушения

Для определения контура пластической зоны были решены задачи о маломасштабном пластическом течении у вершины трещины в упруго-пластическом материале со степенным упрочнением $\varepsilon / \varepsilon_0 = \sigma / \sigma_0 + (\sigma / \sigma_0)^n$, где α и n — коэффициент и степень упрочнения, $\varepsilon_0 = \sigma_0 / E$, E — модуль Юнга.

Решения упругопластических задач по методу конечных элементов проведены для полукруглой области у вершины трещины с использованием полярной сетки квадратичных четырехугольных элементов. В качестве граничных условий задавались перемещения из упругого асимптотического решения при плоской деформации. Полученные контуры пластических зон приведены на рис. 1 для материалов с показателем упрочнения $n = 3, 5, 10$.

Расчет вязкости разрушения проводился для материала с механическими свойствами $E / \sigma_0 = 500$, $\alpha = 1$, $n = 5$, $\sigma_0 = 420$ МПа. Для этого материала (сталь BS4360 43A) имеются экспериментальные данные по вязкости разрушения (точки на рис. 3), полученные на образцах для испытания на трехточечный изгиб с разными длинами трещин a/W [6–7].

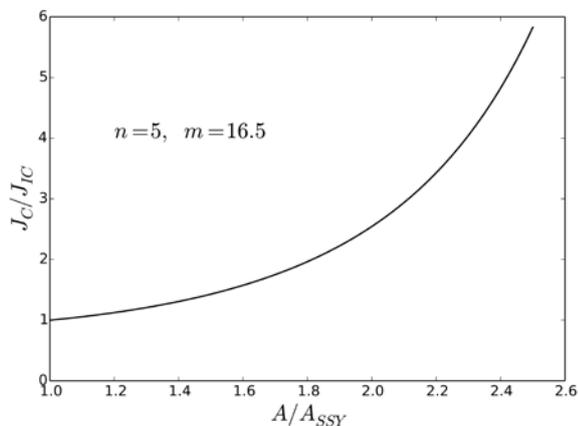


Рис. 2. Зависимость вязкости разрушения J_c от параметра стеснения деформации A .

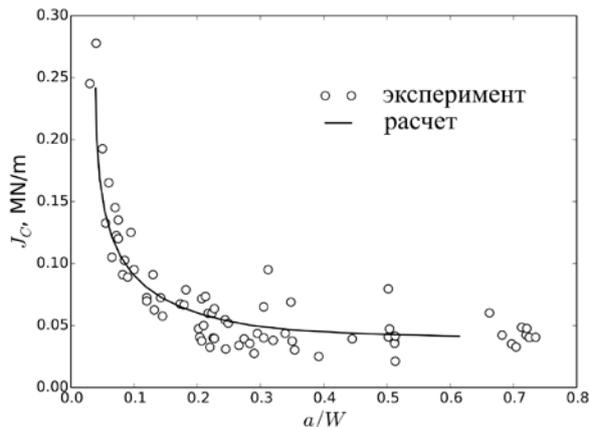


Рис. 3. Экспериментальная и расчетная вязкость разрушения J_c от как функция длины трещины a/W .

Вязкость разрушения при маломасштабном пластическом течении J_{IC} была определена по экспериментальным данным рис. 3 как $J_{IC} = J_{IC}(A_{SSY}) = 0.0413$ МН/м, где величина $A_{SSY} = 0.38$.

Для нахождения зависимости вязкости разрушения от параметра стеснения деформации (рис. 2) производилось численное интегрирование выражения (4) с использованием правила Гаусса на полярной сетке элементов. При этом вклад в интеграл накапливался, если точка интегрирования лежала в пределах пластической зоны (рис. 1). Поскольку данные о параметре Вейбулла m для данного материала недоступны, его значение было подобрано по методу наименьших квадратов. Наилучшее приближение рассчитанной вязкости разрушения к экспериментальным данным получено при $m = 16.5$. Сравнение расчетной и экспериментальной зависимости вязкости разрушения от длины трещины показано на рис. 3. Можно заключить, что расчет соответствует характеру экспериментальных данных.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 15–08–02872).

Список литературы

1. Yang S., Chao Y.J., Sutton M.A. Higher-order asymptotic fields in a power-law hardening material // Eng. Fract. Mech. 1993. V.45. P.1–20.
2. Nikishkov G.P. An algorithm and a computer program for the three-term asymptotic expansion of elastic-plastic crack tip stress and displacement fields // Eng. Fract. Mech. 1995. V.50. P.65–83.
3. Nikishkov G.P., Bruckner-Foit A., Munz D. Calculation of the second fracture parameter for finite cracked bodies using a three-term elastic-plastic asymptotic expansion // Eng. Fract. Mech. 1995. V.52. P.685–701.
4. Beremin F.M. A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel // Metall. Mater. Trans. A. 1983. V.14. P.2277–87.
5. Mudry F. A local approach to cleavage fracture // Nuclear Engineering and Design. 1987. V.105. P.65–76.
6. Sumpter J.D.G., Forbes A.T. Constraint based analysis of shallow cracks in mild steel. Shallow Crack Fracture Mechanics, Toughness Tests and Applications, Proc of the Int. Conf. Cambridge, UK, 23–24 September 1992. Paper 7.
7. Sumpter J.D.G. An experimental investigation of the T stress approach. ASTM STP 1171. 1993. P.492–502.

ВЛИЯНИЕ ТВЕРДЫХ СМАЗОК НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ШЛИФОВАННОЙ ПОВЕРХНОСТИ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ

Панайоти В.А.

Московский государственный университет информационных технологий, радиотехники и электроники,
Москва, Россия; lek00@mail.ru

В работе разработан метод изучения фазового состава поверхностного слоя быстрорежущих сталей после шлифования и определено влияние твердых смазочных материалов при различных технологических факторах и характеристиках круга.

Ключевые слова: твердый смазочный материал, шлифование, стали, фазовый состав.

The paper developed a method for studying the phase composition of the surface layer of high-speed steels after grinding and determined the effect of solid lubricants under various technological factors and characterized istics-circle.

Keywords: solid lubricant, grinding, steel, phase composition.

Одним из перспективных методов повышения производительности процесса шлифования труднообрабатываемых материалов, особенно на таких операциях, где невозможно или нежелательно применение смазочно-охлаждающих жидкостей (профильное шлифование, заточка и доводка лезвийного инструмента) является применение твердых смазочных материалов. Эти материалы обладают способностью значительно снижать силы трения при контакте двух поверхностей и открывают перед исследователями большие перспективы для повышения эффективности шлифования [1]. При введении смазки в зону контакта шлифовального круга и обрабатываемой детали непосредственно в процессе резания, твердая смесь, состоящая из нескольких компонентов с различной температурой плавления и служебным предназначением, прижимается к вращающемуся шлифовальному кругу и на режущей поверхности остается тонкий слой смазочного материала. Состояние поверхностного слоя режущего инструмента из быстрорежущей стали в значительной степени влияют на его износостойкость. В связи с этим повышаются требования к показателям состояния поверхности после шлифования и заточки режущей части инструментов.

В работе были поставлена задача металлографического исследования влияния твердого смазочного материала на фазовый состав поверхности быстрорежущих сталей после шлифования. В исследуемый состав вошли смазочный агент – гексагональный нитрид бора и связка – стеарин.

В исследованиях использовали эльборовые шлифовальные круги ЛЧК 125x45x32x10x5 зернистостью ЛО8, твердостью С1, структуры №8 на связке С10. Работы проводились на модернизированном универсально-заточном станке модели ЗА64Д. В качестве обрабатываемого материала использовали образцы из закаленной быстрорежущей стали различных марок с высотой шлифуемой поверхности 7 мм.

Для изучения закономерностей влияния технологических факторов шлифования на изменение фазового состава поверхности быстрорежущих сталей был проведен рентгеноструктурный анализ ионизационным методом на дифрактомере ДРОН-1. Съемку рентгенограмм производили на Fe-излучении с фильтром, чтобы исключить β -излучение. Область углов дифракции была выбрана таким образом, чтобы на рентгенограмме получить пики от наиболее сильных линий (110) α -мартенсита и (111) α -аустенита, т.е. от 26 до 30°. На рис.1 представлена рентгенограмма, снятая с поверхности стали Р9Ф5 после шлифования в обычных условиях.

После шлифования стали дифракционный пик, соответствующий линии (110) α мартенсита, уменьшается, а линии (111) α аустенита, соответственно увеличивается, что свидетельствует о появлении некоторого количества аустенита из мартенсита. Определение количества аустенита производили путем измерения площади всех пиков, соответствующих фазам: мартенсита, аустенита и карбидов, которые присутствуют в исследуемых сталях.

С увеличением поперечной подачи количество аустенита в стали возрастает, что объясняется повышением теплонапряженности процесса шлифования. Однако, если при работе без ТСМ количество аустенита увеличивается в 5,7 раза, то в присутствии смазочного материала только в 3,2 раза. Применение смазочного материала снижает контактную температуру шлифования на 35-50%, что и приводит к уменьшению интенсивности нежелательных фазовых превращений в шлифуемом слое быстрорежущей стали. Так, при поперечной подаче 0,01 мм/дв.ход количество аустенита при введении смазочного материала в поры круга уменьшается с 6 до 5%, а при 0,06 мм/дв.ход - с 34 до 16%. В этом случае количество аустенита в стали уменьшается в 2 раза. При увеличении продольной подачи от 0,5 до 4,0

м/мин количество аустенита возрастает с 6 до 14% и с 9 до 22%, соответственно, при шлифовании с ТСМ и без него. Смазывание круга снижает фазовое превращение в 1,5-1,6 раза. Это обусловлено снижением контактных температур в зоне резания. Скорость круга при шлифовании также влияет на фазовый состав быстрорежущей стали. Однако это влияние менее существенно.

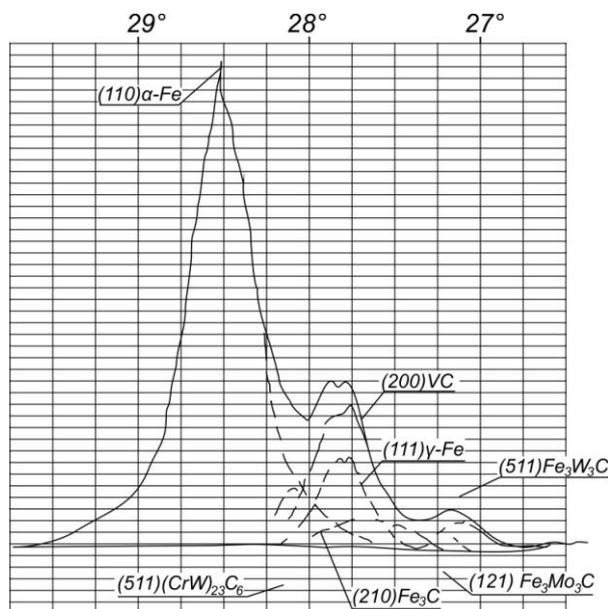


Рис.1.Рентгенограмма поверхности стали Р9Ф5 после шлифования кругом Л08 С1 100% С10 без ТСМ. Режим резания: V=19 м/с; S= 1 м/мин.; t=0,02 мм/дв.ход.

С повышением скорости резания количество аустенита в быстрорежущей стали увеличивается, что также является следствием роста плотности теплового потока в зоне шлифования. Так, при увеличении скорости круга от 13 до 38 м/с количество аустенита возрастает при шлифовании с ТСМ от 7 до 11%, а без него от 10 до 18%. Смазывание инструмента позволяет снизить количество аустенита после шлифования в стали Р9Ф5 на 30-40%. Особенно эффективно применение предложенной композиции смазочного материала при повышенных значениях продольной и поперечной подач и высоких скоростях резания. Определенное влияние на интенсивность фазовых превращений оказывает и характеристика круга. Чем крупнее размер зерна эльбора, тем большее количество аустенита содержится в поверхностном слое обработанной стали. Хотя контактная температура с увеличением зернистости снижается, что объясняется уменьшением количества тепловых импульсов, однако при этом мощность каждого импульса значительно выше, что связано с большей площадью сечения единичного среза. Применение смазки приводит к снижению фазового превращения мартенсита в аустенит и его количество в стали на 35-40% меньше. Так, после шлифования стали Р9Ф5 кругом зернистости Л012 количество аустенита в поверхностном слое

стали составляет 12%, что в 1,5 раза меньше, чем после обработки в обычных условиях (18%). Количество аустенита увеличивается при применении кругов большей твердости. Смазывание режущей поверхности круга приводит к снижению температуры в зоне контакта, в результате чего уменьшаются и интенсивность фазовых превращений в поверхностном слое шлифованной стали. После шлифования с применением ТСМ количество аустенита ниже, чем при обработке в обычных условиях и практически одинаково после обработки кругами всех степеней твердости от М2 до СТ3. В быстрорежущих сталях различных марок структурные и фазовые превращения под воздействием температур протекают не в одинаковой степени. Если в поверхностном слое стали Р6М5 после шлифования без ТСМ и в его присутствии обнаружено 27 и 19% аустенита, то в стали Р12Ф3К10М3 – 5% и 3%. Такое снижение интенсивности фазовых и структурных превращений можно объяснить уменьшением чувствительности высоколегированных быстрорежущих сталей к температурным нагрузкам. Увеличение степени легированности быстрорежущей стали приводит к более устойчивому к температурным нагрузкам состоянию её основы - легированного мартенсита. Об этом свидетельствует повышение температуры нагрева под закалку. Указанное положение одинаково относится к шлифованию сталей как с применением ТСМ, так и без него. Однако при использовании смазочного материала количество аустенита в стали в 1,4-1,7 раза меньше, что связано со снижением контактной температуры, влияющей на интенсивность фазовых превращений в поверхностном слое металла. Это свидетельствует о целесообразности использования смазочной композиции предложенного состава при заточке инструмента из различных марок быстрорежущей стали.

Рентгеноструктурный анализ фазового состава шлифованной поверхности быстрорежущей стали показал, что введение смазочного материала в зону резания снижает интенсивность нежелательных фазовых превращений на поверхности, а количество аустенита уменьшается в 1,3-1,8 раза.

Список литературы

1. Панайоти В.А. Повышение эффективности шлифования при использовании твердых смазок. Научные труды 11 Международной научной конференции «Фундаментальные исследования и инновационные технологии в машиностроении» М. ИМАШ РАН, 2012, с.337-338.

РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ДАВЛЕНИЯ И ТОЛЩИНЫ СМАЗОЧНОЙ ПЛЁНКИ В ЭЛЛИПТИЧЕСКОМ УПРУГОГИДРОДИНАМИЧЕСКОМ КОНТАКТЕ

М.Я. Пановко

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения им. А.А.Благонравова Российской академии наук, Москва, Россия; mpanovko@yandex.ru

Формулируется и решается численно упругогидродинамическая (УГД) задача об изотермическом смазанном эллиптическом контакте. Показано заметное влияние ориентации вектора средней скорости контактирующих поверхностей относительно осей эллиптического УГД контакта на распределения давления и толщины смазочного слоя в зоне контакта.

Ключевые слова: Упругогидродинамическая смазка, эллиптический контакт, численное моделирование.

Введение

Численными методами эллиптические упругогидродинамические (УГД) контакты исследованы весьма подробно для условий, когда вектор средней скорости смазанных поверхностей совпадает с одной из осей эллипса контакта [1, 2]. Между тем в винтовых, спиральных, гипоидных зубчатых передачах этот вектор скорости может занимать промежуточное положение. Ранее этот случай исследовался для режимов умеренного нагружения в [3]. Настоящая работа посвящена численному анализу эффектов, вызванных произвольной ориентацией вектора скорости контактирующих поверхностей, в тяжело нагруженном эллиптическом УГД контакте на основе метода Ньютона.

Постановка задачи

Рассматривается стационарная задача об эллиптическом УГД контакте в изотермических условиях со смазочной плёнкой, имеющей свойства несжимаемой вязкой жидкости. Смазываемые поверхности контактирующих тел полагаются гладкими. Задана внешняя нагрузка. Вводятся следующие безразмерные переменные

$$\begin{aligned}(x', y', \xi', \eta') &= (x, y, \xi, \eta) / a_H, p' = p / p_H, \\ h' &= h / h_0, \mu' = \mu / \mu_0, H_0 = 2R_x h_0 / a_H^2, \\ \varepsilon &= R_x / R_y, \beta = a_H / b_H, e = \sqrt{1 - \beta^2}, \\ \varphi(\beta) &= (K(e) - D) / \beta^4 D, D = (K(e) - E(e)) / e^2, \\ V &= (24\mu_0 | \mathbf{v}_1 + \mathbf{v}_2 | R_x^2) / p_H a_H^3, \\ \mathbf{v} &= (\mathbf{v}_1 + \mathbf{v}_2) / | \mathbf{v}_1 + \mathbf{v}_2 |, \\ \alpha &= \arctg(v_y / v_x).\end{aligned}$$

Здесь x, y, ξ, η – декартовы координаты в плоскости контакта; R_x, R_y – приведённые радиусы кривизны контактирующих тел; p – давление в смазочной плёнке; a_H, p_H – полуоси герцевского эллипса контакта ($a_H \leq b_H$, полуось a_H располагается по

оси x , полуось b_H – по оси y); e – эксцентриситет эллипса контакта; p_H – максимальное герцевское напряжение; h – толщина смазочной плёнки; h_0 – толщина смазочной плёнки в начале координат; μ – вязкость смазочной плёнки; μ_0 – вязкость смазки при давлении окружающей среды; $\mathbf{v}_1(v_{1x}, v_{1y}), \mathbf{v}_2(v_{2x}, v_{2y})$ – векторы скоростей контактирующих поверхностей; H_0 – безразмерная толщина смазочной плёнки в начале координат; V – нагрузочно-скоростной параметр; $K(e), E(e)$ – полные эллиптические интегралы первого и второго рода; постоянная β определяется из уравнения $\beta^2 \varphi(\beta) = R_y / R_x$; α – угол между вектором \mathbf{v} и малой осью эллипса контакта.

В безразмерной форме уравнения, описывающие УГД контакт, имеют вид (далее без штрихов)

$$L(p) = \nabla \cdot \left(H_0^2 \frac{h^3}{\mu} \nabla p - V \mathbf{v} h \right) = 0, \quad (1)$$

$$h = 1 + \frac{x^2 + \varepsilon y^2}{H_0} + \frac{\varepsilon}{\pi \beta^2 D H_0} \iint_{\Omega} G(x, y, \xi, \eta) p(\xi, \eta) d\xi d\eta, \quad (2)$$

$$M(p) = \frac{2\pi}{3\beta} - \iint_{\Omega} p(\xi, \eta) d\xi d\eta = 0, \quad (3)$$

$$p|_C = \partial p / \partial n|_C = 0, \quad (4)$$

$$\mu = \mu_0 \exp(Q_0 p), \quad \nabla = (\partial / \partial x, \partial / \partial y), \quad \mathbf{v} = (v_x, v_y).$$

Решение системы (1)-(4) должно удовлетворять граничным условиям для давления, различным для входной C_i и выходной C_e частей границы $C = C_i \cup C_e$ области контакта Ω . Полагается, что входная часть границы C_i задана, а выходная C_e заранее неизвестна и определяется в процессе

решения задачи. Q_0 – пьезокоэффициент вязкости.

Для определения местоположения выходной (свободной) границы, отделяющей зону смазки от зоны кавитации, используются условия дополнителности [4]

$$\begin{aligned} L(p) = 0, p > 0 & \text{ в зоне смазки} \\ L(p) < 0, p = 0 & \text{ в зоне кавитации} \end{aligned} \quad (5)$$

Система (1)-(5) является нелинейной интегродифференциальной системой уравнений и неравенств, состоящей из уравнения Рейнольдса (1), уравнения для определения толщины смазочной плёнки между упругими телами (2), условия равенства внешней нагрузки интегралу от давления по области контакта (3), краевых условий для давления (4) и условий дополнителности (5).

В системе (1)-(5) задаются: геометрия входной границы смазочной плёнки C_i , нагрузочно-скоростной параметр V , пьезокоэффициент вязкости Q_0 , компоненты вектора скорости $\mathbf{v} = (v_x, v_y)$, параметр ε , угол α .

Решением системы являются распределения $p(x,y)$, $h(x,y)$, выходная граница $x_e(y)$ и безразмерная толщина смазочной плёнки в начале координат H_0 .

Численный метод

Расчётная область контакта в плоскости (x,y) задается в виде прямоугольника $\{x, y : x_1 \leq x \leq x_2, y_1 \leq y \leq y_2\}$ и покрывается неравномерной разнесённой декартовой сеткой с системой узлов $(x_i, y_j), (x_{i-1/2}, y_{j-1/2})$. Давление определяется в узлах (x_i, y_j) , толщина смазочной плёнки – в узлах $(x_{i-1/2}, y_{j-1/2})$. Интегрируя (1) по области $\Delta\Omega_{ij}$ ячейки (ij) внутри контура (l_{ij}) , получаем

$$L_1(p) = \int_{(l_{ij})} \left[H_0^2 \frac{h^3}{\mu} (\nabla p \cdot \mathbf{n}) - V(\mathbf{v} \cdot \mathbf{n})h \right] dl = 0. \quad (6)$$

Решение задачи проводится методом Ньютона. Линеаризуя (3), (4), (6) около $(p(x,y), H_0)_k$, где k - номер итерации, и аппроксимируя пространственные производные, получаем систему разностных уравнений относительно

$$\Delta p_{k+1} = p_{k+1} - p_k, \quad \Delta H_{0,k+1} = H_{0,k+1} - H_{0,k},$$

$$\begin{bmatrix} (a_{qr})_{nn} & (b_q)_n \\ (c_r)_n^T & 0 \end{bmatrix}_k \begin{bmatrix} (\Delta p_r)_n \\ \Delta H_0 \end{bmatrix}_{k+1} = - \begin{bmatrix} (L_1(p_r))_n \\ M(p_r) \end{bmatrix}_k. \quad (7)$$

Здесь элементами матрицы Якоби порядка $(n+1)$ являются полная квадратная матрица $(a_{qr})_{nn}$ порядка n , вектор-столбец $(b_q)_n$ и вектор-строка $(c_r)_n^T$ ($q, r = 1, \dots, n$). Значение n равно числу узлов сетки, в которых определяется давление, и зависит от местоположения выходной границы.

На каждом шаге итерационного процесса решаются разностные уравнения (7), вычисляются $H_{0,k+1}$, p_{k+1} , $h_{k+1}(x_{i-1/2}, y_{j-1/2})$, $x_{e,k+1}(y_j)$. Итерации продолжаются до достижения заданной относительной точности решения δ , т.е.

$$\max \left(\left| H_{0,k+1}/H_{0,k} - 1 \right|, \left| p_{k+1}/p_k - 1 \right|, \left| h_{k+1}/h_k - 1 \right|, \left| x_{e,k+1}/x_{e,k} - 1 \right| \right) < \delta.$$

Результаты расчётов

Численное моделирование эллиптического УГД контакта проводилось для значений $\alpha = 0^\circ \div 90^\circ$ на сетке 30×80 при $\varepsilon=0,1$ ($\beta=0,222$), $V=0,1$, $Q_0=5$. Результаты расчётов представлены на рис.1-6 и свидетельствуют о заметном влиянии ориентации вектора средней скорости относительно осей эллипса контакта на распределения $p(x,y)$, $h(x,y)$, значения H_0 и h_{\min} . При тех же значениях V и Q_0 в круговом контакте $H_0 = 0,1786$, $h_{\min} = 0,4741$; в линейном контакте H_0

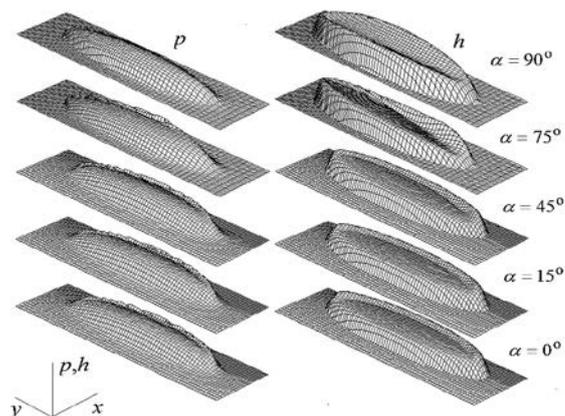


Рис. 1. Распределения давления и толщины смазочной плёнки в зависимости от угла α
 $= 0,2342$, $h_{\min} = 0,7587$.

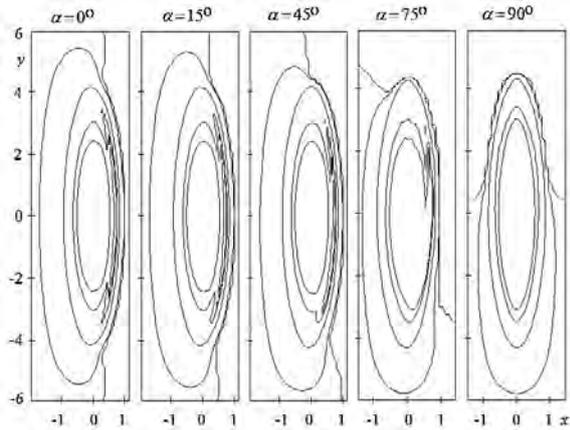


Рис. 2. Изолинии давления для ряда значений угла α

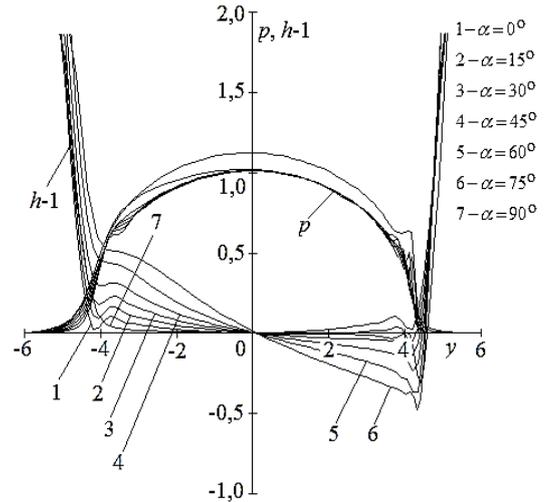


Рис. 5. Распределения $p(0,y)$ и $h(0,y)$ для различных значений угла α

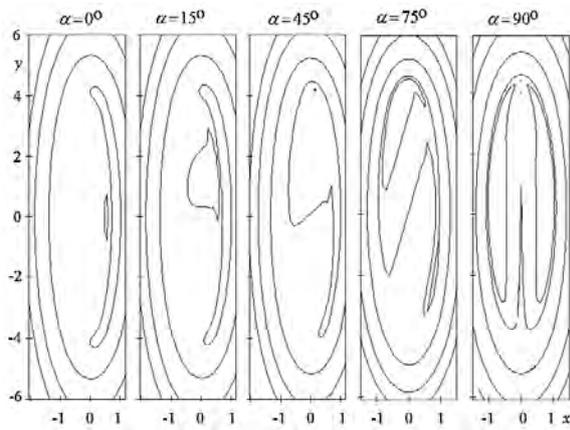


Рис. 3. Изолинии толщины смазочной плёнки для ряда значений угла α

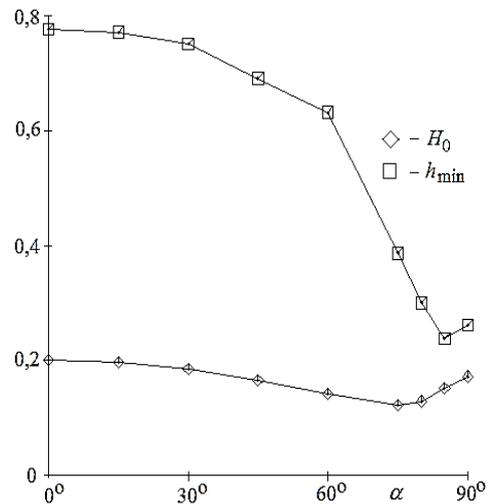


Рис. 6. Зависимость толщины плёнки в центре контакта H_0 и минимальной толщины плёнки h_{\min} от угла α

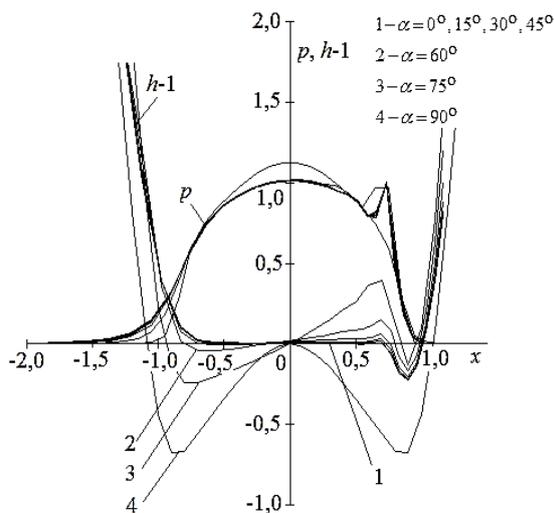


Рис. 4. Распределения $p(x,0)$ и $h(x,0)$ для различных значений угла α

1. Hamrock B.J., Dowson D. Isothermal elastohydrodynamic lubrication of point contacts. Pt. III. Fully flooded results // Trans. ASME. J. Lubric. Technol. 1977. V. 99. № 2. P. 264-275.
2. Chittenden R.J., Dowson D., Dunn J.F., Taylor C.M. A theoretical analysis of the isothermal elastohydrodynamic lubrication of concentrated contacts. I. Direction of lubricant entrainment coincident with the major axis of the Hertzian contact ellipse // Proc. Roy. Soc. London. Ser. A. 1985. V. 397. № 1813. P. 245-269.
3. Chittenden R.J., Dowson D., Dunn J.F., Taylor C.M. A theoretical analysis of the isothermal elastohydrodynamic lubrication of concentrated contacts. II. General case, with lubricant entrainment along either principal axis of the Hertzian contact ellipse or at some intermediate angle // Proc. Roy. Soc. London. Ser. A. 1985. V. 397. № 1813. P. 271-294.
4. Oh K.P. The numerical solution of dynamically loaded elastohydrodynamic contact as a nonlinear complementarity problem // Trans. ASME. J. Tribol. 1984. V. 106. № 1. P. 88-95.

ВЛИЯНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ

Петрова И.М.¹, Гадолина И.В.¹, Ботвина Л.Р.², Демина Ю.А.²

¹ФГБУН РАН «Институт машиноведения им. А.А. Благонравова», Москва, Россия; impetr@mail.ru

²ФГБУН РАН «Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова», Москва, Россия

Приведены результаты усталостных испытаний образцов, изготовленных из рельсовой стали Э76Ф в состоянии поставки и после пропуска по рельсам 480 млн. тонн брутто груза. Выполнены фрактографические исследования разрушенных образцов и изучены особенности зарождения и развития трещин. Обнаружено снижение характеристик сопротивления усталости, связанное с образованием микротрещин вблизи включений и дефектов контактной усталости, возникших в процессе длительной эксплуатации.

Ключевые слова: длительная эксплуатация, рельсовая сталь Э76Ф, механические свойства, долговечность

Цель

Целью данной работы является изучение характеристик сопротивления усталости и особенностей зарождения и роста усталостных трещин в рельсовой стали Э76Ф. Исследовалось изменение свойств после эксплуатации.

Проблема повышения качества и продления эксплуатационного ресурса железнодорожных рельсов сохраняет свою актуальность многие годы [1-3]. В последние десятилетия эта проблема стала еще более острой в результате развития высокоскоростного пассажирского и тяжеловесного грузового движения. Основными причинами разрушения железнодорожных рельсов являются контактная усталость и износ, исследованию которых посвящено множество работ, в частности [4-5]. Менее изученными остаются вопросы усталостного разрушения железнодорожных рельсов, связанные, вероятно, с трудностью и длительностью проведения исследований накопления усталостных повреждений [6].

Материалы и методы

Были проведены усталостные испытания серии плоских образцов из рельсовой стали Э76Ф. Толщина образца равна 2 мм. Сталь подвергалась закалке в масле при температуре 840°C с последующим отпуском при температуре 440°C. Проведенный металлографический анализ исследуемой стали выявил феррито-перлитную структуру со средним размером зерна 15 мкм; перлит сорбитоподобный.

Методика проведения усталостных испытаний, соответствовала ГОСТ 25.502 «Методы механических испытаний на усталость. Методы испытаний на усталость». Образцы были вырезаны из головки рельса параллельно плоскости поверхности катания на расстоянии до 3 мм от поверхности катания в состоянии до (состояние поставки) и после эксплуатации (после пропуска по рельсам 480 млн. тонн брутто груза). Головки рельса после эксплуатации имели

контактно-усталостные дефекты, что позволило оценить их влияние, а также влияние деградации структуры рельсовой стали в процессе циклической пластической деформации на усталостные характеристики рельсовой стали. Вырезка заготовок, маркирование и изготовление образцов не оказывали существенного влияния на усталостные свойства исходного материала. Образцы нагружали по схеме поперечного изгиба при консольном симметричном нагружении с частотой 25Гц. Всего было испытано 18 образцов при различных амплитудах нагружения.

Результаты и их обсуждение

В таблице 1 даны стандартные механические характеристики стали Э76Ф, оцененные в состоянии до и после эксплуатации.

Таблица 1. Механические характеристики стали Э76Ф

Состояние	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}/\sigma_B$	δ , %	σ_{-1} , МПа
Исходное	904	1341	0,67	12,98	400 ($N=3,3 \cdot 10^6$)
После пропуска по рельсам 480 млн. тонн брутто груза	919	1054	0,87	3,7	355 ($N=3,6 \cdot 10^5$)

На рисунке 1 показаны кривые усталости стали, полученные экспериментально.

Как видно из представленных данных, эксплуатация стали Э76Ф привела к снижению предела прочности (σ_B) и относительного удлинения (δ) на 21% и 72%, соответственно, увеличению предела текучести ($\sigma_{0,2}$) на 2%, а также к значительному снижению ограниченного предела выносливости (σ_{-1}) – 400 МПа на базе $3,3 \cdot 10^6$ до 355 МПа на базе $3,6 \cdot 10^5$. При этом снижение циклической прочности исследуемой

стали после эксплуатации сопровождалось увеличением угла наклона кривой усталости по сравнению с исходным состоянием во всем интервале изменения долговечности.

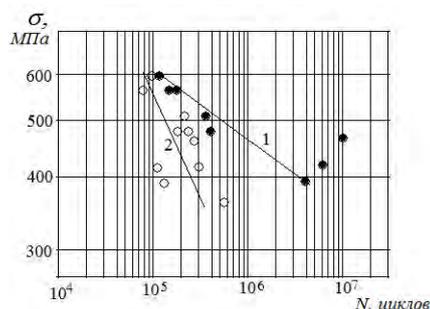


Рис.1. Кривые усталости образцов из стали Э76Ф в состоянии до (1) и после эксплуатации (2)

Параметры кривых усталости, представленных на рисунке 1, определяли методом регрессионной обработки.

Уравнение кривой усталости записывали в виде: $\sigma_{ai}^m N_i = \sigma_{-1}^m N_G$, где σ_{ai} - задаваемый i -тый уровень действующих напряжений, N_i - соответствующее ему значение долговечности; σ_{-1} - предел выносливости соответствующий стандартной базе испытаний 10^7 (ГОСТ 25.502), N_G - число циклов, соответствующее точке перелома кривой усталости, m - показатель наклона кривой усталости.

Полученные уравнения кривых усталости имели вид:

$$8,37 \lg \sigma_{ai} + \lg N_i = 28,3 \text{ (до эксплуатации);}$$

$$2,77 \lg \sigma_{ai} + \lg N_i = 12,6 \text{ (после эксплуатации).}$$

Исследование кинетики накопления повреждений с помощью метода реплик позволило обнаружить некоторые особенности развития трещины при высоких амплитудах нагружения в образцах из исследуемой стали в состоянии до и после эксплуатации. Реплики снимали с полированной поверхности образцов на разных стадиях циклического нагружения и затем исследовали с помощью оптического микроскопа Neophot-32, снабженного цифровой камерой.

С помощью метода реплик, было обнаружено, что в образце из стали Э76Ф в исходном состоянии развитой картины микротрещин не наблюдалось, а разрушение образца происходило путем образования встречных трещин и последующего их слияния. Однако исследование боковой полированной поверхности разрушенных образцов на оптическом микроскопе Neophot-32 позволило обнаружить зону поврежденности шириной не более 50 мкм и мелкие микротрещины в зоне длиной ~ 4 мкм.

В образце из той же стали после эксплуатации, зарождение трещины происходило

последующим ее развитием вследствие слияния с микротрещинами, минимальная длина которых составляла ~300 мкм. Долговечность образцов из стали Э76Ф после эксплуатации ($N \sim 4 \cdot 10^3$ цикл.) на этапе зарождения трещины значительно меньше долговечности образцов из стали в исходном состоянии ($N \sim 9 \cdot 10^4$ цикл.).

Причина снижения долговечности была выявлена и путем фрактографических исследований (рис.2), выполненных на сканирующем микроскопе Leo 430i и показавших в материале после эксплуатации наличие множественных очагов зарождения трещины на контактно-усталостных дефектах (рис.2, а, показаны стрелкой).

Фрактографические исследования усталостных образцов также позволили обнаружить большое количество расслоений на изломах (рис. 2 в, г, ж, з, показаны стрелкой) и боковой поверхности (рис.2,б, показаны стрелкой) образцов из стали Э76Ф как в состоянии до (рис.2г, з), так и после эксплуатации (рис. 2б, в, ж). Длина этих расслоений (рис. 2в, г), их раскрытие и количество увеличились после эксплуатации (рис. 2ж, з).

Кроме этого на изломах образцов были обнаружены множественные неметаллические включения (алюмосиликаты кальция), которые также служили очагами зарождения трещины (рис. 2д и е, показаны стрелками).

Из полученных результатов можно заключить, что снижение долговечности исследуемой стали после эксплуатации, вызвано, вероятно, ранним зарождением трещин на контактно-усталостных дефектах и включениях. Фрактографические исследования показали в материале после эксплуатации наличие множественных очагов зарождения трещины на контактно-усталостных дефектах и большое количество расслоений. Обнаруженные множественные неметаллические включения также служили очагами зарождения трещины. Наличие неметаллических включений оказывает существенное влияние на изменение усталостных свойств и преждевременное разрушение рельсовых сталей [7-8]. Результаты исследований [7-8] показали, что трещиностойкость и предел выносливости рельсовых сталей чувствительны к типу включений и их объемной доли. Указанные характеристики тем выше, чем ниже доля этих включений, а именно сульфидных - при оценке трещиностойкости и оксидных - при оценке предела выносливости. Кроме этого исследование образцов с помощью сканирующего электронного микроскопа позволило авторам обнаружить, что именно оксидные включения, в случае усталостного нагружения, служили очагами зарождения трещины. Влияния включений на пределы текучести и прочности, а также относительное удлинение обнаружено не было.

В результате проведенных исследований установлено снижение циклической прочности во всем интервале изменения долговечности по сравнению с исходным материалом, вызванное ранним образованием микротрещин вблизи дефектов контактной усталости, возникших в процессе длительной эксплуатации.

Полученные результаты характеризуют влияние эксплуатационных факторов на деградацию характеристик сопротивления усталости поверхностных слоев, позволяют оценить их изменение и рассеяние.

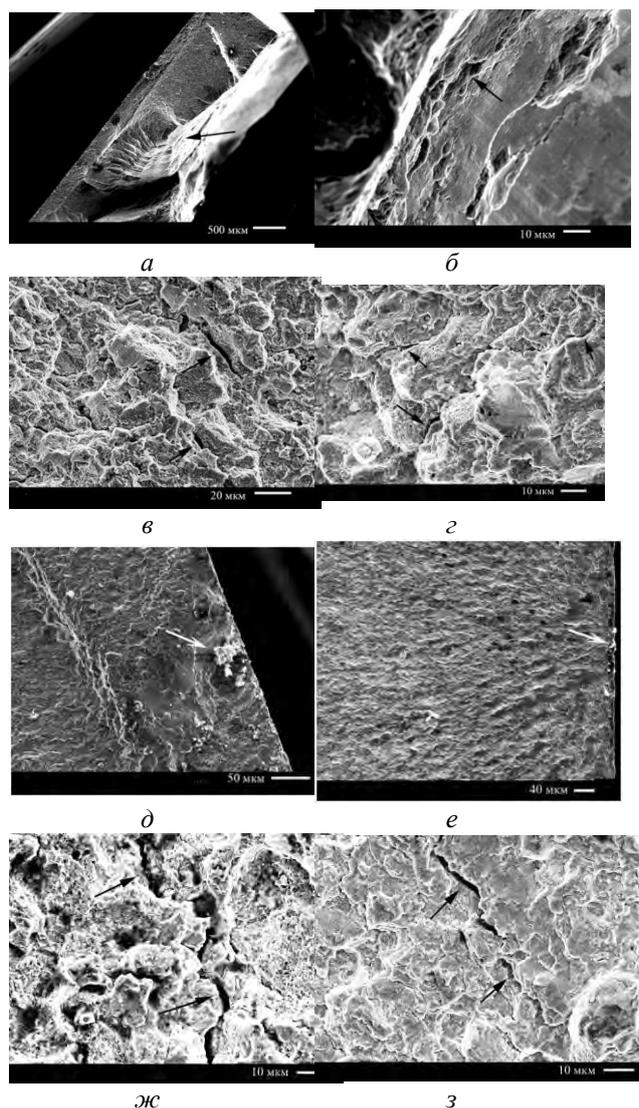


Рис.2. Микрорельеф образцов из стали Э76Ф в состоянии до (z, d, z) и после эксплуатации (a-в, e, ж) при напряжении σ , равных 432 (a, б), 592 (в - д) и 487 (e - з) МПа

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований и ОАО «РЖД», проект «офи_м_РЖД» № 12-08-13182.

Список литературы

1. Махутов Н.А. Прочность и безопасность: Фундаментальные и прикладные исследования. Новосибирск: моногр. М.:Наука, 2008. - 528 с.
2. Шур Е.А. Повреждения рельсов: моногр. М.: Интекст, 2012. - 192 с.
3. Smith R.A. Fatigue in transport. Problems, solutions and future threats. // Trans IChemE: Part B. 1998. № 76. P. 217–223.
4. Franklin F.J., Kapoor A. Modelling wear and crack initiation in rails// Proc. IMechE, Part F: J. Rail and Rapid Transit (special issue). 2007. Vol. 221, No. 1. P. 23-33.
5. Deters L., Proksch M. Friction and wear testing of rail and wheel material. // Wear. 2005. Vol. 258. P. 981–991.
6. Maya-Johnson S., Ramirez A.J., Toro A., Fatigue crack growth rate of two pearlitic rail steels. // Engineering Fracture Mechanics. 2015. V. 138. P. 63-72..
7. Dhua S.K. et al. Influence of Nonmetallic Inclusion Characteristics on the Mechanical Properties of Rail Steel // Journal of Materials Engineering and Performance. 2000. V. 9(6).P. 700–709.
8. Григорович К.В., Арсенкин А.М., Гербер А.К. и др. Разработка фундаментальных основ создания сталей для высокоскоростного железнодорожного транспорта с повышенной контактно-усталостной прочностью //Материалы Третьей международной научно-практической конференции «ИнтеллектТранс 2013».М., 2013.С. 296-299.

ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА В95 пчТ2 ПРИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ ПОТОКОВ ГАЗО-МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПЛАЗМЫ

Плихунов В.В.¹, Петров Л.М.¹, Григорович К.В.², Иванчук С.Б.¹, Смирнова А.Н.¹,
Арсенкин А.М.², Спрыгин Г.С.²

¹Открытое акционерное общество «Национальный институт авиационных технологий», Москва, Россия
E-mail:plm@niat.ru

²Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения
им. А.А.Байкова Российской академии наук, Москва, Россия
E-mail:grigorovichkv@gmail.com

Исследовано влияние технологических воздействий потоков газо-металлической плазмы на свойства обрабатываемой алюминиевой подложки в зависимости от вида и режима ВИП обработки, рассмотрены особенности взаимодействия плазменных потоков с обрабатываемой подложкой при формировании физико-химических, механических и энергетических свойств поверхности.

Effect of the technological influence of gas and metal plasma streams on the properties of aluminum substrate being processed depending on the type and conditions of the vacuum ion plasma treatment were investigated; characteristic features of the interaction of plasma streams and the processed substrate under formation of physicochemical, mechanical and energy properties of the surface were considered.

Технологические воздействия ионных потоков газовой и металлической плазмы в процессах ВИП обработки, связанные с формированием упрочняющих поверхностных модифицированных диффузионных слоев и нанесением упрочняющих покрытий. Воздействуя на обрабатываемую поверхность, потоки газо-металлических плазм различных составов и энергий формируют этапы технологических процессов и свойственную этим этапам структуру и свойства. Об эффективности осуществления этапов процессов очистки, активации, качества формируемой поверхности, а также качества диффузионных процессов можно судить по оценке энергетического состояния поверхности (ЭСП), изменению величины приведенного поверхностного потенциала (ППП), а также параметрами поверхностного слоя связанными с значениями микротвердости, химического состава, шероховатости. Эти параметры позволяют оценить и качество осуществления технологических этапов связанных с диффузионным модифицированием поверхностного слоя и прохождением плазмохимических поверхностных реакций.

Высокая химическая активность поверхностного слоя алюминиевых сплавов значительно сокращает количество элементов металлической плазмы способных участвовать в процессах её упрочнения без нарушения

последующей работоспособности под воздействием внешней среды. В связи с этим, наиболее целесообразно, для алюминиевых сплавов, опробовать режимы и композиции на основе упрочняющих процессов поверхностной ВИП обработки с применением элементов газо-металлической плазмы (аргон, азот, алюминий), позволяющих активно воздействовать на обрабатываемую поверхность, изменяя её характеристики и свойства.

Технологическому воздействию потоков газовой и металлической плазмы на обрабатываемую поверхность алюминиевых сплавов, в процессах упрочняющей поверхностной ВИП обработки, предшествуют технологические инструментальные формообразующие воздействия, процессов изготовления детали. При этом, воздействия обрабатывающего инструмента на формируемую поверхность детали приводят к контактному взаимодействию поверхностных слоев инструмента и обрабатываемой поверхности, результатом которого являются: изменения структурного и фазового состояния обрабатываемого поверхностного слоя, изменения его поверхностной микротвердости, микрогеометрии (значений шероховатости, ориентации следов обработки и др.), химического состава, что способствует формированию остаточных напряжений, влияющих на их

работоспособность. Формируемые структуры и реализуемый комплекс свойств определяют перечень объективно-контролируемые характеристик поверхностного слоя, включающий контроль изменений: химического состава поверхностного слоя, его шероховатость, энергетическое состояние, поверхностную микротвердость, уровни остаточных напряжений, что оценивает последующую эксплуатационную работоспособность создаваемых поверхностей [1,2].

Послойный анализ химического состава поверхностного слоя образцов из сплава В95 пчТ2, проведённые на спектрометре тлеющего разряда GDS 850A показал, что изменение содержания состава химических элементов поверхностного слоя при изготовлении деталей зависит от материала рабочего тела инструмента и состава применяемых охлаждаемых жидкостей. Процесс фрезерования поверхности алюминиевого сплава привел к образованию на поверхности повышенной концентрации углерода с градиентным распределением его на глубину 0,1 мкм, что связано, по-видимому, с адсорбционными процессами при обработке.

Последующие технологические воздействия на обрабатываемую поверхность предназначены для подготовки её к основному технологическому воздействию, осуществляемому потоками газовой и металлической плазмы в процессах упрочняющей ВИП обработки, при этом обогащение поверхностного слоя и изменение химического состава возможно элементами потока газовой и металлической плазмы, выступающими в качестве рабочего тела в процессах ВИП обработки.

Процесс взаимодействия потоков газовой плазмы аргона и азота, а также потока алюминиевой плазмы с обрабатываемой поверхностью сплава В95 пчТ2 на этапах технологических воздействий связан с изменением химического состава обрабатываемой поверхности в процессе удаления адсорбированных элементов и оксидов. Осуществляемые на этапах ионного травления и взаимодействия очищенной поверхности с элементами газовой и металлической плазмы на этапе модифицирования и осаждения покрытия на основе оксинитридно-алюминиевых композиций, они изменяют соотношение легирующих элементов в поверхностном слое,

что способствует прохождению плазмохимических реакций. Сплав В95пчТ2 относится к системе Al-Zn-Mg-Cu и оксидная пленка на поверхности формируется с участием всех элементов находящихся на поверхности. Обработка газо-металлической плазмой аргон-азот-алюминий способствует обогащению поверхностного слоя азотом и изменению структуры поверхностного слоя, в зависимости от величины опорного напряжения.

Структурные изменения поверхностного слоя сплава В95пчТ2 на этапах процесса ВИП обработки приводят к изменению энергетического состояния поверхности, зависящего от режима упрочняющей поверхностной обработки. Оценка энергетического состояния поверхности по изменению величины приведённого поверхностного потенциала на различных этапах технологических воздействий, позволяет оценить эффективность осуществления технологических этапов в процессах ВИП обработки и качество создаваемых упрочненных модифицированных слоёв.

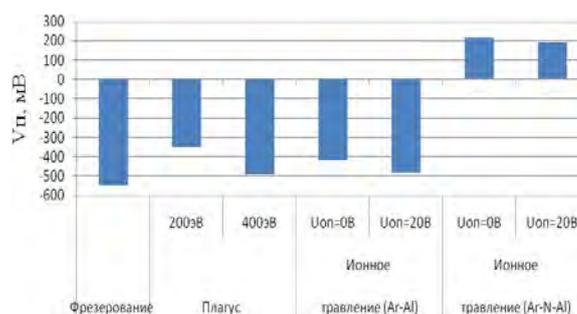


Рис. 1- Характер изменения приведённого поверхностного потенциала Vp сплава В95пчТ2 после различных режимов упрочняющей ВИП обработки: 1 – исходное состояние; 2 – ионное травление аргоном 200эВ ; 3 – ионное травление аргоном 400эВ; 4 – ионное травление (2) обработка плазмой аргон-алюминий опорное напряжение 0В; 5 – ионное травление (2) обработка плазмой аргон-алюминий опорное напряжение 20В; 6 – ионное травление (2) обработка плазмой аргон-азот-алюминий опорное напряжение 0В; 7 – ионное травление (2) обработка плазмой аргон-азот-алюминий опорное напряжение 20В

Характер изменений энергетического состояния поверхности сплава В95пчТ2, оцениваемое величиной значений приведённого поверхностного потенциала в зависимости от режимов технологических воздействий в процессах ВИП обработки, приведен на рис. 1. Показано, что процесс взаимодействия плазменных потоков с обрабатываемой поверхностью сплава В95пчТ2 имеет сложный характер и связан не только с изменением величины энергетического состояния поверхности, но и переходом её из отрицательной области значений в положительную область. Такое изменение энергетического состояния

поверхности связано с тем, что результатом взаимодействия газо-плазменного потока с поверхностью сплава В95пчТ2 является образование модифицированного слоя и сложного оксида.

Формирование поверхностного модифицированного слоя и сложных оксидных и оксинитридных сложных соединений способствует повышению значений поверхностной микротвердости. Исследования изменений значений поверхностной микротвердости образцов сплава В95пчТ2, в зависимости от режимов технологических воздействий, приведены на рис., 2 Процесс взаимодействия плазменных потоков с обрабатываемой поверхностью носит однородный характер и связан с воздействием его на всю обрабатываемую поверхность и структурное состояние поверхности создает равномерное повышение значений поверхностной твердости в зависимости от режимов обработки. Наибольший эффект повышения поверхностной твердости отмечается при воздействии потока аргоно-азотно-алюминиевой плазмы, когда на поверхности формируются нитридные соединения.

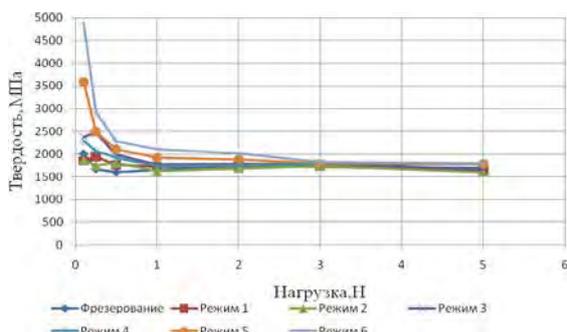


Рис. 2- Изменения твердости (по Виккерсу, время экспозиции-15 сек.) поверхностного слоя сплава В95пчТ2 после различных режимов упрочняющей ВИП обработки: –фрезерование; -1 (ионное травление аргоном 200эВ); - 2 (ионное травление аргоном 400эВ); -3 (ионное траление 200эВ + обработка плазмой аргон-алюминий опорное напряжение 0В); - 4 (ионное траление 200эВ + обработка плазмой аргон-алюминий опорное напряжение 20В); - 5 (ионное траление 200эВ + обработка плазмой аргон-азот-алюминий опорное напряжение 0В); - 6 (ионное траление 200эВ + обработка плазмой аргон-азот-алюминий опорное напряжение 20В)

Упрочнение поверхностного слоя за счет диффузионного внедрения азота в обрабатываемую поверхность сплава В95пчТ2 и создания на основе этого сжимающих напряжений должно способствовать повышению усталостных характеристик этого сплава. Проведённые испытания на изгиб с вращением в области малоциклового усталости проводимые на установке LFM-UBM2-100Nm при симметричном

знакопеременном цикле с частотой 50Гц при напряжении $0,4\sigma_b$ полностью это подтвердили, рис. 3.

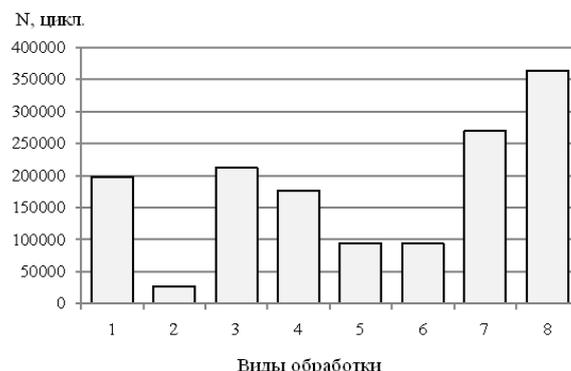


Рис. 3- Изменения усталостных характеристик на изгиб с вращением сплава В95пч Т2 после различных режимов упрочняющей ВИП обработки: 1 – фрезерование; 2 – режим 1 + протирка бензином; 3 - режим 1 + ионное травление Ar 200эВ; 4 – режим 1 + ионное травление Ar 300эВ; 5 – режим 3 + обработка плазмой Ar-Al опорное напряжение 0В; 6 – режим 3 + обработка плазмой Ar-Al опорное напряжение 20В; 7 – режим 3 + обработка плазмой Ar-N-Al опорное напряжение 0В; 8 – режим 3 + обработка плазмой Ar-N-Al опорное напряжение 20В.

Обработка поверхности низкоэнергетической плазмой аргона (режимы 3 и 4) практически не оказывает значительных воздействий на поверхностную структуру сплава В95пчТ2, удаляя оксидные плёнки с поверхности, и значения усталостных характеристик практически близки к значениям после фрезерования. В тоже время удаление адсорбированных загрязнений протиркой бензином (режим 2) способствовало значительному сокращению числа циклов до разрушения. Связано это, по-видимому, с тем, что образование на поверхности сильно выраженного оксида приводит к резкому снижению усталостных характеристик.

Этот вывод подтверждается и обработкой поверхности образцов сплава В95пчТ2 плазмой Ar-Al по режимам 5 и 6. Обработка по этим режимам приводит к образованию мощного оксида в процессе осаждения алюминиевой плазмы в потоке плазмы аргона, что приводит к снижению количества циклов до разрушения по сравнению с образцами в исходном состоянии (фрезерная обработка) в 2 раза. Обработка поверхности в потоке плазмы Ar-N-Al по режимам 7 и 8 сопровождается обогащением поверхностного слоя азотом, что сдерживает процесс образования на поверхности оксидной плёнки, при этом количество циклов до разрушения увеличивается почти в два раза.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №13-03-12245_офи_м

Список литературы

1. Плихунов В.В., Петров Л.М., Иванчук С.Б., Инновационные технологии поверхностной вакуумной ионно-плазменной обработки - эффективный способ повышения работоспособности изделий авиационной техники, Научные труды III-й Международной научной конференции «Фундаментальные исследования и инновационные технологии в машиностроении», Москва, Россия, 13-15.05.2014, с.250-253
2. Петров Л.М., Плихунов В.В., Определение энергетического состояния поверхности конструкционных металлических материалов после технологических воздействий. Авиационная промышленность № 1, с. 22-27, 2012 г.
3. Петров Л.М., Плихунов В.В., Реакционная способность поверхностного слоя конструкционных металлических материалов на этапе ионного травления при вакуумной ионно-плазменной обработке // Авиационная промышленность, 2012, № 2, с. 35-39.
4. Плихунов В.В., Петров Л.М., Вакуумная ионно-плазменная обработка - эффективный способ улучшения наследственности поверхностного слоя конструкционных металлических материалов авиационной техники, Труды 21-ой Всероссийской научно-технологической конференции с международным участием «Вакуумная техника и технология - 2014», г.Санкт-Петербург, Россия, 17-19.06.2014 г, с.108-111.

ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ОБРАБОТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ ИСХОДНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ И ФИЗИКО- ХИМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ И ИЗМЕНЕНИЕ ИХ ПРИ ВИП ОБРАБОТКЕ

Плихунов В.В.¹, Петров Л.М.¹, Григорович К.В.², Иванчук С.Б.¹, Семенов В.Д.¹,
Арсенкин А.М.², Спрыгин Г.С.²

¹ОАО «Национальный институт авиационных технологий», E-mail:plm@niat.ru

²Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, E-mail:grigorovichkv@gmail.com

Исследовано влияние предварительных технологических воздействий на формирование свойства обрабатываемой стальной подложки в зависимости от вида обработки, рассмотрены особенности взаимодействия плазменных потоков с обрабатываемой подложкой при формировании физико-химических, механических и энергетических свойств поверхности.

Effect of preliminary technological influence on formation of properties of the processed steel substrate depending on the type of processing was investigated; characteristic features of the interaction between plasma streams and the substrate being processed during formation of physicochemical, mechanical and energy properties of the surface were considered.

Работоспособность деталей, из конструкционных металлических материалов типа 12X18H10T, P6M5, BT6 и 40X во многом зависит от состояния поверхностного слоя, получаемого в результате предварительной поверхностной обработки [1].

Качество получаемой поверхности и поверхностного слоя в результате внешних технологических воздействий определяется: степенью загрязнения органическими и неорганическими примесями; наличием ржавчины, окалины; морфологией, твердостью, дефектностью, микрогеометрией (шероховатостью). Зависимость состояния поверхности и поверхностного слоя от технологического инструментального воздействия, осуществляемого в процессе изготовления изделия, связана с формируемой технологической наследственностью [2], которая заключается в переносе свойств полученных от предшествующих технологических операций к последующим операциям, такой переход свойств является весьма нежелательным фактором, так как способствует суммированию изменений свойств поверхности [3].

Технологические воздействия на поверхность можно разделить на предварительные и окончательные (финишные). Это деление позволяет, выявлять отрицательные стороны исходной технологической наследственности поверхностного слоя, с целью дальнейшего их преобразования в положительные, способствующие созданию заданных функциональных свойств поверхностных слоёв и обеспечению их работоспособности в условиях эксплуатации. При получении изделий авиационной техники и машиностроения, в качестве предварительных технологических инструментальных воздействий,

широко используются различные методы поверхностной обработки, а в качестве финишной применяется вакуумная ионно-плазменная (ВИП) поверхностная обработка. Данный вид поверхностной обработки имеет широкий диапазон технологических воздействий, осуществляемых потоками газовой и металлической плазмы, что позволяет значительно изменять исходную технологическую наследственность обрабатываемой поверхности металлических материалов. Тепловые, морфологические, структурные, фазовые, физико-химические и механические изменения поверхностного слоя, формируемые в процессе взаимодействия потоков газо-металлической плазмы с обрабатываемой поверхностью, создают предпосылки для создания нового уровня технологической наследственности.

Изготовление изделий из конструкционных металлических материалов, связано с использованием различных способов поверхностной обработки, изменяющих структуру и свойства обрабатываемой поверхности, при этом, создаваемые новые поверхности характеризуются новым уровнем микро- и макро- геометрии, волнистостью, шероховатостью, структурой, величиной упрочнения и остаточными напряжениями. Глубина изменений в поверхностном слое и качество создаваемой поверхности зависят от обрабатываемого материала, вида и режима обработки. При этом формируется сложная композитная поверхностная структура, состоящая из поверхности, надповерхностного и подповерхностного слоя, характеризуемая, прежде всего, высокой чувствительностью к внешним эксплуатационным воздействиям.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №13-03-12245_офи_м

Создаваемый при этом поверхностный композит неоднороден по строению, так надповерхностный слой состоит из адсорбированной пленки газов, влаги, адсорбирующих частиц и смазочно-охлаждающей жидкости. Поверхностный и подповерхностный слой имеет сложное структурное строение, состоящее: из слоя деформированного, сильно раздробленного металла с искаженной кристаллической решеткой и с локальными участками изменённого состава, формируемыми в процессе деформационно-трибологического воздействия инструмента при механической обработке. Толщина слоёв, степень их дефектности зависит от режимов и вида технологических воздействий.

Сформированная, таким образом, поверхностная структура конструкционных металлических материалов является финишной, с определённой технологической наследственностью, которую необходимо учитывать при последующем осуществлении процессов ВИП обработки. Результаты первичных изменений поверхностной структуры и свойств, осуществляемых в предшествующих технологических процессах, связанные с изготовлением деталей (механообработка, формообразование, процессы упрочнения), являются определяющими при последующей ионно-вакуумной химико-термической обработке.

Особенно это относится к процессам связанным с формированием внутренних (модифицированных) и внешних покрытий, так как формирование функциональных поверхностей, подповерхностных и надповерхностных слоёв, зависит от структуры полученной в процессе предыдущих технологических воздействий.

В данной работе рассматривается влияние предварительной подготовки поверхностных слоёв конструкционных металлических материалов 12X18H10T, P6M5, BT6 и 40X, на свойства нанесённого на них TiN методом ВИП обработки. Технологическое воздействие потока плазмы титан-азот на обрабатываемые поверхности привело к следующим изменениям: шероховатости (рис.1), значениям приведенного поверхностного потенциала V_p (рис.2), химическому составу поверхности, толщины нанесенного покрытия TiN (рис.3), твердости (рис.4).

Предварительная обработка поверхности с применением алмазной пасты способствует созданию менее выраженной шероховатости по сравнению с поверхностью обработанной грубой шкуркой, и разница значений шероховатости различается в 18 раз. Процесс ВИП обработки способствует увеличению значений шероховатости, особенно резкое увеличение шероховатости, наблюдается

на поверхностях первоначально обработанных с применением алмазной пасты рис. 1.

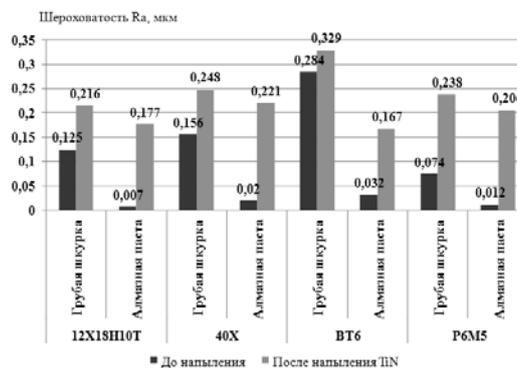


Рис. 1 – Изменение шероховатости Ra при комплексном технологическом воздействии, осуществляемом в процессах механической и ВИП обработки.

Комплексное технологическое воздействие, осуществляемое в процессах механической и ВИП обработок привело к тому, что приведенный поверхностный потенциал стал положительным и вырос в значениях, по сравнению со значениями, полученными после предварительной обработки рис. 2.

Результатом воздействия плазменного потока на обрабатываемые поверхности стала равномерная конденсация покрытия TiN, среди образцов из одного и того же материала, рис. 3. Границы кратеров при замере толщины покрытия TiN полученные после подготовки образцов с помощью алмазной пасты более четкие, что влияет на достоверность результатов. Кратер износа по которым проводятся измерения толщины обладают четкими границами раздела подложка-покрытие рис. 4.

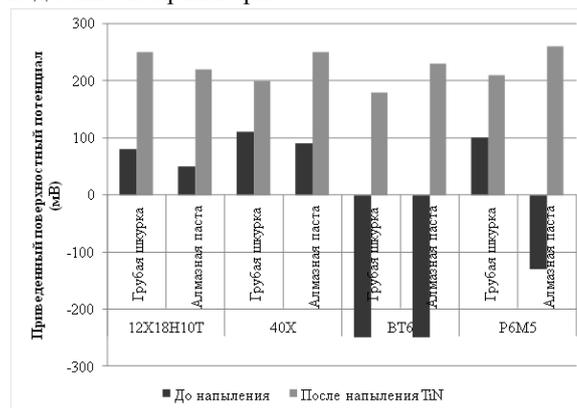


Рис. 2 – Влияние подготовки поверхностного слоя на приведённый поверхностный потенциал V_p покрытия TiN на конструкционных металлических материалах.

Проведённые исследования показали, что поверхности, обработанные с применением алмазной пасты имеют менее выраженную шероховатость по сравнению с поверхностями обработанными грубой шкуркой, и разница значений шероховатости различается максимально в 18 раз. Нанесение покрытия TiN

на все исследуемые поверхности конструкционных металлических материалов приводит к увеличению значений шероховатости, особенно резкое увеличение шероховатости, наблюдается на поверхностях первоначально обработанных с применением алмазной пасты.

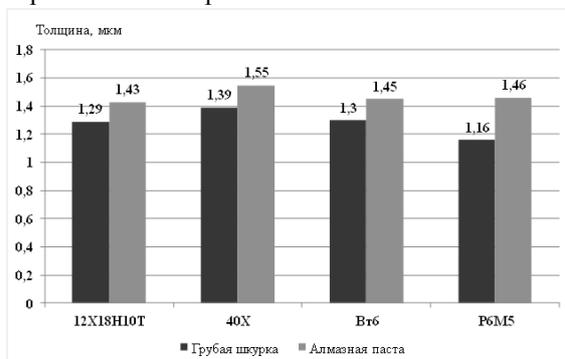


Рис. 3 – Влияние подготовки поверхностного слоя на толщину покрытия TiN на конструкционных металлических материалах.

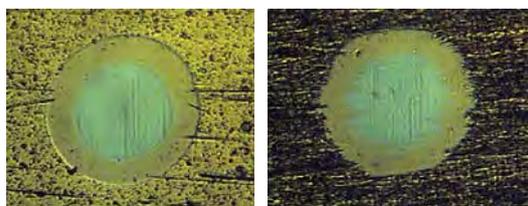


Рис. 4 – Влияние подготовки поверхностного слоя на crater износа для измерения толщины покрытия TiN на инструментальной стали P6M5.

На большинстве материалов обработанных алмазной пастой наблюдается уменьшение значений приведенного поверхностного потенциала, т.к. поверхность загрязняется компонентами, входящими в состав оксида и элементного состава пасты. Единственный материал, где значение приведенного поверхностного потенциала всегда лежат в отрицательной области является титановый сплав ВТ6. Это связано с внедрением разрушаемой оксидной пленки в поверхность (засаливанием) и увеличением, за счет этого, суммарной толщины оксидного слоя.

Полученный TiN на всех поверхностях конструкционных металлических материалов (12X18H10T, 40X, ВТ6, P6M5) обладает положительным значением приведенного поверхностного потенциала, по сравнению со значениями в исходном состоянии.

Значения приведенного поверхностного потенциала сформированного TiN на поверхностях обработанных алмазной пастой больше чем, значения, полученные на поверхностях обработанных грубой шкуркой, кроме 12X18H10T.

Конденсация TiN привела к увеличению микротвердости по сравнению с исходной на 1800 – 3300 МПа на поверхностях, подготовленных с помощью грубой шкуркой и на 700 – 3300 Мпа на

поверхностях, подготовленных с помощью алмазной пасты.

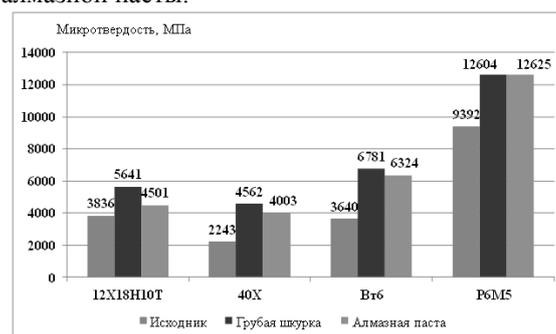


Рис. 5 – Влияние подготовки поверхностного слоя на микротвердость покрытия TiN на конструкционных металлических материалах при нагрузке 0,49Н.

Наблюдается, что значения микротвердости покрытия TiN выше там, где шероховатостью больше. Кроме P6M5, у которой значения микротвердости почти одинаковы, т.к. даже при обработке грубой шкуркой шероховатость у нее как минимум в 2 раза ниже, чем у других материалов обработанных грубой шкуркой.

Значения толщины покрытия TiN полученные при подготовке образцов с помощью алмазной пасты более достоверны по причине того что crater износа по которым проводятся измерения толщины обладают четкими границами раздела подложка-покрытие и лежат в интервале от 1,4 – 1,6 мкм.

Список литература

1. Дальский А.М. Технологическое обеспечение надежности высокоточных деталей машин. Москва, «Машиностроение», 1975.
2. Ящерицин П.И., Рыжов Э.В., Аверченко В.И. Технологическая наследственность в машиностроении. Минск, «Наука и техника», 1977.
3. Вейко В.П., Смирнов В.Н., Чирков А.М., Шахно Е.А. Лазерная очистка в машиностроении и приборостроении. Санкт-Петербург, «ИТМО», 2013.
4. Петров Л.М., Спектор В.С., Иванчук С.Б., Лукина Е.А., Федорова Т.В. Исследование влияния различных видов обработки поверхности на эффективность ионного азотирования Ti сплавов // В сб. «Научные труды МАТИ им. К.Э. Циолковского», вып. 9 (81), М.: Издательский центр «МАТИ», 2005, с. 17-22.
5. Ильин А.А., Плихунов В.В., Петров Л.М., Иванчук С.Б., Карпов В.Н., Соколов И.В., Федорова Т.В. Особенности подготовки поверхности титановых сплавов при вакуумной ионно-плазменной обработке // Авиационная промышленность. 2006. № 4. С. 23–26.
6. Ильин А.А., Петров Л.М., Иванчук С.Б., Карпов В.Н., Спектор В.С., Федорова Т.В. Газонасыщение титановых сплавов при вакуумной ионно-плазменной обработке Международная конференция «Ti -2006 в СНГ» 21-24 мая г. Суздаль Россия, Киев, сб. докл., Наукова думка, 2006, стр.301-305.
7. Плихунов В.В., Петров Л.М., Иванчук С.Б., Смирнова А.Н., Семенов В.Д. Оборудование, технологии и методы контроля для осуществления комплексного подхода к формированию многофункциональных покрытий и модифицированных слоев методом вакуумной ионно-плазменной обработки. Сборник докладов IX научной конференции по гидроавиации «Гидро-авиасалон-2010», Россия, г. Геленджик, 5 - 6 сентябрь 2010 г., с.188-193.

ТЕХНОЛОГИЧЕСКАЯ НАСЛЕДСТВЕННОСТЬ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ, ФОРМИРУЕМАЯ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ГАЗО-МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛАЗМЕННЫХ ПОТОКОВ

Плихунов В.В.¹, Петров Л.М.¹, Григорович К.В.², Иванчук С.Б.¹, Семенов В.Д.¹,
Сминова А.Н.¹ Арсенкин А.М.², Спрыгин Г.С.²

¹Открытое акционерное общество «Национальный институт авиационных технологий», Москва, Россия
E-mail:plm@niat.ru

²Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова Российской академии наук, Москва, Россия
E-mail:grigorovichkv@gmail.com

Исследовано влияние технологических контактных воздействий аргоно-титанового плазменного потока, определяемого величиной опорного напряжения на изменение технологической наследственности поверхностного слоя конструкционных металлических материалов. Рассмотрены особенности процессов контактного взаимодействия плазменных потоков с обрабатываемой подложкой при формировании и энергетических и тепловых свойств обрабатываемой поверхности.

Effect of technological contact influence of the argon-titanium plasma stream determined by the value of the reference voltage on the change in technological heredity of the surface layer of structural metal materials was investigated. Peculiarities of the contact interaction processes of plasma streams and the processed substrate under formation of energy and thermal properties of the surface being treated were considered.

Метод поверхностной вакуумной ионно-плазменной (ВИП) обработки позволяет формировать широкую гамму внутренних, внешних и комбинированных покрытий, обеспечивающих работоспособность поверхностных слоёв деталей и изделий авиационной техники. Этот метод поверхностной обработки обладает значительными технологическими возможностями по формированию многослойных, многокомпонентных, градиентных, наноструктурированных покрытий и весьма перспективен для применения в самолётостроении, так как позволяет создавать различные композиции покрытий практически на любую подложку из конструкционных металлических материалов [1].

Создаваемые этим методом функциональные поверхностные композиции, обладают широким диапазоном эксплуатационных свойств и формируются в процессе контактного воздействия высокоэнергетических потоков частиц газо-металлических плазм на обрабатываемую поверхность с последующим их взаимодействием и реализацией атомарно – кластерно – наноструктурного механизма построения покрытий. Пути реализации данных покрытий весьма разнообразны, и зависят от материала обрабатываемой поверхности и от предыстории её формирования (технологической наследственности), а так же от

необходимого уровня формируемых эксплуатационных свойств покрытий.

Создание внутренних покрытий осуществляется путём диффузионного насыщения обрабатываемой поверхности элементами газовой или металлической плазмы, внешние покрытия формируются путём осаждения атомов и ионов элементов плазменных потоков, а комбинированные покрытия путём совмещения двух предыдущих процессов в едином технологическом цикле.

В основе технологических этапов поверхностной ВИП обработки, лежат процессы генерации газо-металлических плазменных потоков, их перемещение и ускорение в рабочем объёме вакуумной камеры установок, с последующим осуществлением процессов технологического контактного воздействия, элементного состава сформированных ускоренных высокоэнергетических потоков газовой и металлической плазмы (рабочее тело), с элементным составом обрабатываемой поверхности. Результатом такого взаимодействия, являются: изменения морфологии исходного поверхностного слоя в нанометрическом диапазоне, изменения фазового и структурного состояния, микротвёрдости, величины и знака остаточных напряжений, изменения поверхностного химического состава, энергетического состояния, оцениваемого величиной приведённого поверхностного потенциала и характером изменения вольтамперных характеристик, способствующих

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №13-03-12245_офи_м

улучшению технологической наследственности поверхностного слоя [2].

Процессы ВИП обработки деталей являются финишными, поэтому предшествующие технологические процессы, связанные с изготовлением деталей (механообработка, формообразование, процессы упрочнения), способствуют изменению структуры поверхностного слоя обрабатываемой детали в процессах инструментальных технологических воздействиях, что и создаёт технологическую наследственность со структурой, свойственной осуществлённым технологическим воздействиям. Приобретённая технологическая наследственность поверхностного слоя КММ формирует исходную морфологию поверхности, структуру надповерхностного оксидного слоя, его толщину, плотность, дефектность, а также формирует структуру, толщину и дефектность подповерхностного слоя. Уровень технологической наследственности зависит от степени структурных изменений, а также от вида и режимов, предшествующих технологическим воздействиям.

Необходимость её учёта возникает при обосновании режимов энергетического воздействия потоков газовой и металлической плазмы, с целью формирования необходимого уровня технологической наследственности, соответствующей заданным критериям усталостных характеристик, достигаемой на технологических этапах ионного травления или ионного осаждения элементов плазменных потоков, когда каждый этап формирует соответствующую ему новую поверхностную структуру. Изменяя энергию плазменных потоков и время их воздействия на подложку можно проводить послойное изменение свойств поверхностных слоёв (удаление или залечивание дефектных поверхностных слоёв), улучшая технологическую наследственность или создавая новый поверхностный слой с контролируемым уровнем функциональных свойств.

На рис. 1., представлена традиционная схема поверхностного слоя, сформированная в процессе формообразования детали. На схеме стрелками показаны возможные уровни формирования новых поверхностных слоёв для различных временных интервалов процесса ионного травления газовой плазмой аргона образцов из стали 40Х при величине опорного напряжения $U_{оп} = -500$ В.

Варьируя временем воздействия плазменных потоков на обрабатываемую исходную поверхность и последующим процессом их взаимодействия с ней можно влиять на преобразование её структуры и свойств, а также формирование свойственной ей структуры и свойств надповерхностного и

подповерхностного слоя и таким образом воздействовать на процесс изменения технологической наследственности поверхностного слоя.

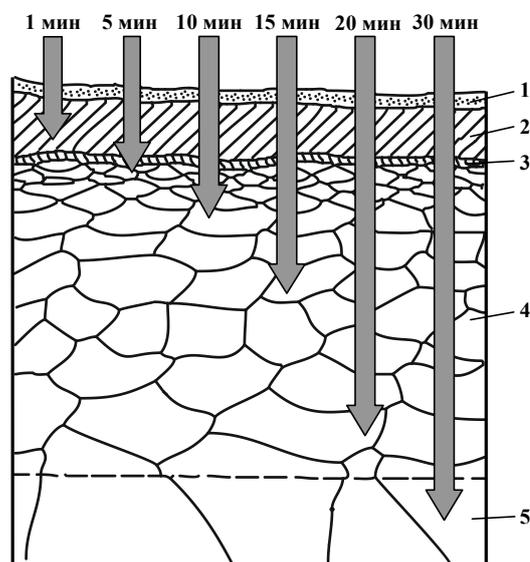


Рис. 1. Схема поверхностного слоя и достигаемые уровни формирования новых поверхностных слоёв при различном времени ионного травления.

1 - адсорбированная зона, 2 - зона оксидов, 3- границная зона металла, 4 - зона металла с измененной структурой, 5 - основной материал.

Поэтому необходимость учёта технологической наследственности и структурных изменений в исходном поверхностном слое КММ, обоснована тем, что в процессе ВИП обработки, на технологических этапах взаимодействия плазменных потоков с обрабатываемой поверхностью, возможна корректировка структурных изменений, и технологической наследственности. Связано это с тем, что в процессе взаимодействия плазменных потоков с обрабатываемой поверхностью могут достигаться различные уровни формирования новых поверхностных слоёв, являющихся “барьерами”, которые препятствуют передаче отрицательных свойств по наследству. Такие “барьеры” являются точками, в которых технологическая система отсекает всю предшествующую наследственность. Зная структурное состояние поверхностного слоя, соответствующее заданным критериям усталостных характеристик, можно скорректировать или создать новую структуру с технологической наследственностью, обеспечивающей эти критерии.

Сложные физико-химические процессы, происходящие на поверхности при технологическом воздействии плазменных потоков, формируют реально существующее энергетическое состояние поверхностного слоя, оцениваемое по изменению величины приведенного поверхностного потенциала, а

также по изменению электрических характеристик поверхностного слоя полученных с помощью атмосферного нанометрического комплекса на основе туннельного микроскопа «УМКА» [3,4].

Проведённые исследования вольт-амперных характеристик туннельного тока, измеренных на поверхности образцов из стали 40X при различном времени травления газовой плазмой аргона, показали, что дифференциальная проводимость поверхностного слоя зависит от структурного состояния сформированного поверхностного композита, определяемого состоянием поверхности, подповерхностного и надповерхностного слоя, рис. 2. Каждому временному интервалу этапа процесса травления соответствует определенная структура поверхностного слоя, полученная в результате послыонного распыления созданного при механической обработке «исходного» поверхностного слоя. Время ионного травления при заданной величине опорного напряжения определяет глубину распыления, температуру подложки (образца) и структуру вновь созданной поверхности. Таким образом, ионное травление является одной из эффективных «барьерных» точек изменения технологической наследственности в процессах ВИП обработки.

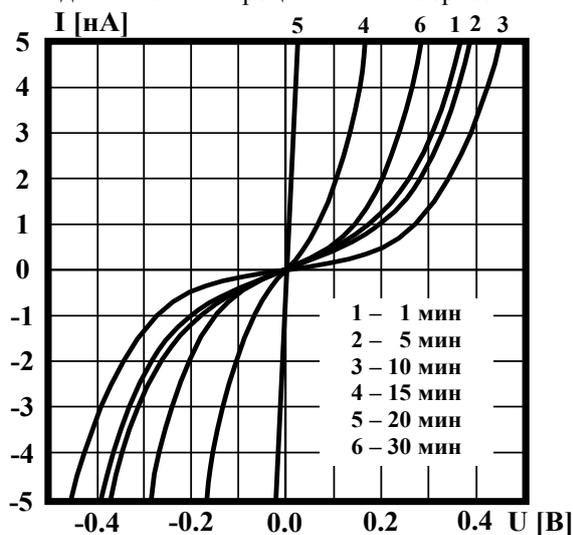


Рис. 2. Вольт – амперные характеристики туннельного тока на поверхности стальных образцов при различном времени травления.

Нагрев обрабатываемой поверхности, также является второй по эффективности «барьерной» точкой этого процесса. Температура нагрева обрабатываемой поверхности из КММ зависит от энергии воздействия плазменных потоков, определяемой величиной опорного напряжения на подложке. Исследование этапа нагрева поверхностного слоя низколегированных сталей (типа 40X и 30XГСА) аргонно-титановой плазмой в процессе ВИП обработки, показали, что воздействие плазменного потока приводит, прежде всего, к нагреву обрабатываемой

поверхности. Температура нагрева поверхности изменяется в зависимости от величины опорного напряжения, определяющего энергию плазменного потока, рис. 3. При величине опорного напряжения -200 В в процессе контактного взаимодействия аргонно-титановой плазмы с обрабатываемой поверхностью в течение 20 минут происходит нагрев поверхности до температуры 180°C, повышение величины опорного напряжения в диапазоне от -200 В до -500 В приводит к максимальному повышению температуры до 280°C, при этом каждому значению величины опорного напряжения соответствует определенная температура нагрева.

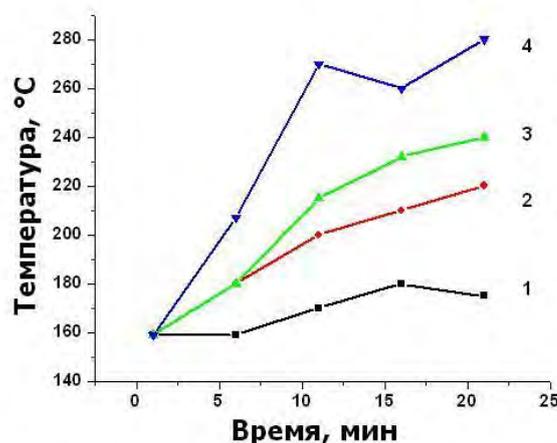


Рис. 3. Изменение температуры поверхностного слоя стали 40X при технологическом контактом взаимодействии с потоком аргонно-титановой плазмы в зависимости от величины опорного напряжения: 1-200В; 2-300В; 3-400В; 4-500В, ($P=1 \times 10^{-1}$ Па, интервал измерения от 1 мин. до 20 мин)

Результат процесса контактного взаимодействия потока аргонно-титановой плазмы с обрабатываемой поверхностью определяется величиной опорного напряжения и носит комплексный характер, заключающийся в изменении энергетических, физико-химических и механических свойств поверхности. Энергетическое состояние поверхностного слоя, обрабатываемой поверхности, оцениваемое по изменению характера и величине приведённого поверхностного потенциала, изменяется в зависимости от величины опорного напряжения. Увеличение опорного напряжения до диапазона значений -200 В ÷ -300 В приводит к росту положительных значений V_p по сравнению с исходным состоянием, рис. 4., что указывает на пониженную реакционную способность поверхностного слоя. Увеличение опорного напряжения на обрабатываемой поверхности до -400 В приводит к повышению энергии плазменного потока и контактного формированию поверхностного слоя, характеризующегося повышенной реакционной способностью, со значениями приведённого поверхностного потенциала V_p в отрицательной области и наличием плотного оксидного слоя.

Дальнейшее повышение опорного напряжения до значения -500В увеличивает энергию плазменного потока, однако контактное взаимодействие его с поверхностью формирует слой с пониженной реакционной способностью и значения величины V_p находятся в положительной области.

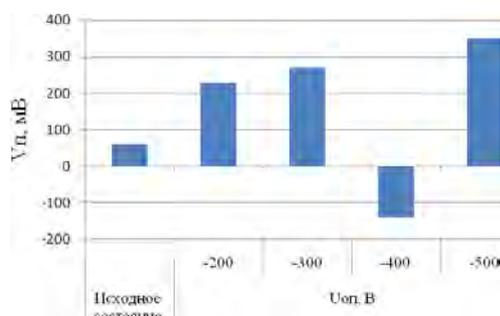


Рис. 4. – Изменение величины приведенного поверхностный потенциал V_p стали 40X после технологического воздействия ускоренного потока Ag-Ti плазмы в зависимости от величины опорного напряжения: 1 – исходная поверхность; 2 – (-200В); 3 – (-300В); 4 – (-400В); 5 – (-500В)

Изменения энергетического состояния поверхностного слоя непосредственно связано с формированием, под воздействием аргонно-титанового плазменного потока, нового структурного состояния, как поверхности, так и надповерхностного и подповерхностного слоев.

Таким образом, этапы технологических воздействий потоков газо-металлической плазмы являются эффективными «барьерными» точками, изменяющими поверхностную технологическую наследственность и позволяющими формировать новый требуемый уровень технологической наследственности.

Список литература

1. Плихунов В.В., Петров Л.М., Оборудование, технологии и методы контроля, процессов формирования многофункциональных ВИП покрытий и модифицированных слоёв на титановых сплавах // Сборник трудов Международная конференция «Ti-2013 в СНГ», Украина, г. Донецк, 26-29 мая 2013г., С.270-273.
2. Плихунов В.В., Петров Л.М., Технологическая наследственность поверхностного слоя титановых сплавов и её роль в формировании покрытий в процессах ВИП обработки // Сборник трудов Международная конференция «Ti-2013 в СНГ», Украина, г. Донецк, 26-29 мая 2013г., С.274-278
3. Петров Л.М., Плихунов В.В., Определение энергетического состояния поверхности конструкционных металлических материалов после технологических воздействий. Авиационная промышленность № 1, с. 22-27, 2012 г.
4. Петров Л.М., Плихунов В.В. Реакционная способность поверхностного слоя конструкционных металлических материалов на этапе ионного травления при вакуумной ионно-плазменной обработке // Авиационная промышленность, 2012, № 2, с. 35-39.

ПРОБЛЕМЫ СИСТЕМНОГО ПОДХОДА К ПРОБЛЕМЕ ШУМОЗАЩИТЫ ТЕКСТИЛЬНЫХ МАШИН

О.Н. Поболь¹, Г.И. Фирсов²

¹Московский государственный университет технологий и управления им. К.Г. Разумовского, Москва, Россия

²Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия;
firsovgi@mail.ru

Разработана обобщённая модель иерархической структуры технологических объектов и рассмотрены характерные примеры применения системной методологии при решении задач технической акустики текстильных машин.

Ключевые слова: системный подход, техническая акустика, иерархическая модель, экология технических систем, мощность звукоизлучения машины.

Системный подход основан на методологии исследования и представлении объекта как системы и ориентирован на выявление целостности объекта и соответствующих механизмов ее обеспечения, на определение многообразных типов связей сложного объекта, сведение их в единую теоретическую картину. Но одновременно это и методология решения конкретных практических задач для сложных иерархических систем: специфический комплекс методов и приёмов описания и проектирования, прогнозирования, принятия решений, анализа проблемных ситуаций [1]. Искусственная среда обитания современного человечества – техносфера сформирована из взаимодействующих техногенных систем (ТС) – сложных человеко-машинных комплексов, предназначенных для переработки биосферы в продукты потребления. ТС – это синергетические системы, основные свойства которых проявляются в самоорганизации сложной иерархической структуры, упорядоченной от высшего уровня к низшему. При решении инженерных задач принято представлять сложные технические системы в виде суммы более простых элементов-подсистем, т.е. использовать метод редуцирования. Найденные с помощью технической механики и математики характеристики подсистемных элементов переносятся по традиционной методологии на объект более высокой иерархии без учёта его системных свойств. При этом обычно упускается из виду, что рассматриваемые характеристика объекта на более низком иерархическом уровне моделирования принципиально отличаются от его интегральных модельных характеристик в высших иерархиях. При этом следует учитывать также, что при смещении по уровням иерархии на единицу наблюдается чередование системных типов. Более высокий гомогенный тип с аморфной структурой и диффузными потоками энергии в связи структуры сменяется гетерогенным типом с четкой внутренней структурой и канализованными потоками энерго обмена.

Применительно к технологическим объектам эта иерархия имеет вид, показанный в таблице 1. Эту особенность иерархического строения машинных систем следует учитывать при анализе их

свойств.

Так, при исследовании потоков вибрационной энергии в механической структуре машины интегральные характеристики конструктивных элементов – величины коэффициентов потерь η , зависят прежде всего от демпфирующих свойств соединений, т.е. стыков деталей (болтовых, сварных) [2,3]. В основном частотном диапазоне коэффициенты потерь η на порядок выше, чем коэффициенты потерь η_M тех же элементов вне конструкции.

Коэффициент $\eta_{IM} = 0,01-0,001$ – коэффициент потерь материала элемента, определяемый диссипативными свойствами конструкционного материала и приводимый в справочниках.

Таблица 1.
Обобщённая системная модель иерархической структуры технологических объектов

Технологический объект	Уровень иерархии системы	Тип системы
Глобальная техносфера	6-ой уровень	гомогенная
Отраслевая техногенная система	5-ый уровень	гетерогенная
Цех с однотипными машинами	4-ый уровень	гомогенная
Машина (из разнотипных узлов)	3-ий уровень	гетерогенная
Узел, механизм (из однородных деталей)	2-ой уровень	гомогенная
Деталь, звено (начальный элемент)	1-ый уровень	гетерогенная

То же относится к основным интегральным акустическим характеристикам излучателей шума в машинах – их коэффициентам излучения σ . Коэффициент излучения используется при расчете звуковой мощности P излучателя – колеблющегося тела.

При использовании аппарата классической акустики коэффициенты σ для отдельных элементов-излучателей определяются сложными интегральными уравнениями, учитывающими их форму, размеры и вид колебаний. При расчётах звуковых полей системы таких излучателей в теоретической акустике принимаются во внимание не только амплитуды, но и фазы акустических процессов отдельных зон конструкции, т.е. учитывается их свя-

занность.

Основным излучателем механического шума в машинах является несущая система. Типовая несущая система - станина машины представляет собой систему пластин и стержней с ребрами жесткости и без них, жестко связанных между собой болтовыми соединениями. Как показали исследования [2], вибрационные поля деталей машин, излучающих структурный шум, в средне- и высокочастотном диапазоне диффузны - уровни виброскоростей в октавных и треть октавных полосах звуковых частот для точек на поверхности отдельных деталей диффузны и не отличаются более чем на 2-3 дБ. При этом колебания деталей некоррелированы - функция их когерентности в рабочем частотном диапазоне $\gamma_{xy}^2 \leq 0,1$. Таким образом, отдельные элементы несущей системы машин можно рассматривать как простые акустически независимые излучатели - диполи, монполи, пластины, характеризующиеся эффективной виброскоростью колебаний их поверхности. При случайном возбуждении в высокочастотном диапазоне частот отдельные участки структурных элементов, разделенные ребрами жесткости, также можно считать некоррелированными - функция когерентности для них $\gamma_{xy}^2 \leq 0,15$.

В связи с этим общая мощность звукоизлучения таких объектов достаточно точно определяется энергетическим суммированием отдельных элементов-излучателей, в то время как расчёты по уравнениям теоретической акустики приводят к значительному завышению их звуковой мощности [2]. Этот результат следует считать следствием принадлежности рассматриваемых объектов-излучателей к гомогенным системам 2-го уровня иерархии (см. табл. 1).

Системный подход к техническим объектам третьего и четвертого уровней иерархии машина - цех позволяет понять особенности расчёта шумового режима в производственных помещениях. Мощность звукоизлучения машины определенного типа, как гетерогенной системы, задана её конструкцией. В то же время шумовой режим зависит, прежде всего, от плотности установки машин и степени поглощения и отражения звука соседними машинами и ограждениями цеха, т.е. определяется особенностями связей элементов гомогенной системы четвертого уровня иерархии.

Для производств отрасли характерно оснащение цехов однотипным оборудованием, установленным с постоянной средней плотностью, при этом звуковое поле в цехах характеризуется высокой равномерностью - даже в проходах между машинами колебания уровней не превышают 2 дБ. Все общепринятые методики, основанные на редуционистском подходе, применяют последовательное суммирование излучения от отдельных источников шума и не учитывают рассеяния и поглощения шума самими источниками, поскольку его учёт традиционными методами затруднителен. Для цехов текстильной

и легкой промышленности с плотной расстановкой однотипного оборудования, такой подход некорректен. Например, использование для этих целей стандартной универсальной методики [4], не учитывающей поглощения и рассеяния шума машинами, приводит к значительному завышению расчетных уровней шума [5]. В связи с этими обстоятельствами разработана диффузионно-энергетическая методология расчета шумового режима в цехах с учетом рассеяния и поглощения шума машинами [2, 5], которая была включена в международные и отраслевые стандарты и зарекомендовала себя высокой точностью и простотой расчетов.

В основу расчета уровня звукового давления (УЗД) на рабочих местах по диффузионно-энергетической теории с учётом рассеяния положено уравнение плотности звуковой энергии w в цилиндрической волне (Краак-Эске), распространяющейся в плоском производственном помещении высоты h от точечного источника мощности P_0

$$w = \frac{P_0 \gamma e^{-\gamma r}}{\pi r c (\alpha_1 + 2\kappa \alpha_2)}, \quad (1)$$

$$\gamma = \frac{1}{h} \sqrt{[\alpha_1 + \kappa(1 + \alpha_2)]^2 - \kappa^2(1 - \alpha_2)^2},$$

где γ - фактор поглощения звуковых волн в цехе;

$\kappa = \sum_{i=1}^{m_1} S_i / S'$ - относительная плотность тел рассеяния в поперечном сечении цеха для m_1 машин с площадью поперечного сечения S_i при площади поперечного сечения цеха S' ; α_1 и α_2 - средние коэффициенты звукопоглощения для пола-потолка и для машин.

В соответствии с уравнением (1) уровень звукового давления в расчетных точках на расстоянии r от источника мощности P_0 равен

$$L = L_p - 10 \lg \frac{\pi r h}{S_0} - 10 \lg \frac{\sqrt{[\alpha_1 + \kappa(1 + \alpha_2)]^2 - \kappa^2(1 - \alpha_2)^2}}{\alpha_1 + 2\kappa \alpha_2} - 4,34 \frac{r}{h} \sqrt{[\alpha_1 + \kappa(1 + \alpha_2)]^2 - \kappa^2(1 - \alpha_2)^2} \quad (2)$$

Результаты измерений спадов УЗД в основных производственных цехах с удалением от образцового источника шума сравнивались с расчетными по формулам классической диффузионной теории Сэбина, используемым во всех стандартных методиках. Исследования показали, что расчеты по классической диффузионной теории дают приемлемые результаты только на небольших расстояниях от источника $r < 5$ м, а на больших расстояниях расхождение с экспериментальными данными достигает 10-15 дБ. Наилучшие совпадения дает уточнённая диффузионно-энергетическая теория с учетом рассеяния и поглощения шума оборудованием цеха: разница между расчетными по формуле (2) и экспе-

риментальными значениями УЗД на расстояниях до 25 м не превосходят 2 дБ.

Исходя из полученных результатов и считая звуковую мощность машин равномерно распределенной по поверхности пола, плотность звуковой энергии в любой точке цеха высоты h с учетом формулы (1) определяется по интегральному уравнению

$$w = \frac{2P_1}{\pi c(\alpha_1 + 2k\alpha_2)} \int_0^{\pi} \int_0^r \frac{e^{-\gamma r}}{r} r d\varphi dr =$$

$$= \frac{2P_1}{c(\alpha_1 + 2k\alpha_2)} (1 - e^{-\gamma r})$$

где $P_1 = mP/S_{\Pi}$ - удельная акустическая мощность в цехе при установке m машин мощности P на поверхности S_{Π} пола; α_1 и α_2 - средние значения коэффициентов звукопоглощения ограждений цеха и машин, r - расстояние от центра группы до расчетной точки.

При равномерном распределении звуковой мощности с плотностью P_1 (Вт/м²) от m машин на поверхности пола S_{Π} средняя интенсивность излучения в любой точке цеха в результате интегрирования выражения для w найдена не зависящей от высоты цеха и равной $I = wc = 2P_1/(\alpha_1 + 2k\alpha_2)$, и тогда уровни звукового давления на рабочих местах в цехе определяется зависимостью $L_{ц} = 10\lg I/I_0 = 10\lg P/P_0 + 10\lg 2qS_0/(\alpha_1 + 2k\alpha_2)$, где P - мощность звукоизлучения одной машины, Вт; $I_0 = c w_0 = 10^{-12}$ - стандартное пороговое значение интенсивности, Вт/м²; $P_0 = c w_0 S_0 = 10^{-12}$ - стандартное пороговое значение звуковой мощности, Вт; $S_0 = 1$ м²; c - скорость звука, м/с; $q = m/S$ - плотность установки машин, шт/м²; α_1 и α_2 - средние значения коэффициентов звукопоглощения (КЗП) ограждений цеха и машин. Это уравнение и положено в основу новой методологии расчёта шумового режима с учётом рассеяния и поглощения шума машинами [2]. Результаты исследования позволяют заключить, что использование стандартной методики [4] для расчета шумового режима в цехах с большим количеством машин, значительно влияющих на характер распространения шума, приводит к завышенным результатам. Это и было подтверждено в результате расчетов уровней шума в типовом прядильном цехе. Размеры цеха 70×40×5 м, количество машин 80 с габаритами 15,4×0,8×2 м.

Расчетные значения октавных уровней шума в цехе по методике [4] без учета рассеяния шума оборудованием значительно превосходят соответствующие расчетные значения по уточнённой методике [5]. На частотах 63-2000 Гц погрешности расчетов по стандартной методике выходят за пределы установленных в результате массовых исследований шумового режима доверительных границ погрешностей расчетов по уточнённой методике. Как показали исследования, для цехов с плотной расстанов-

кой оборудования использование стандартной методики [4] приводит к завышению расчетных уровней шума до 8 дБ [5].

При выполнении исследований технических систем более высокого иерархического уровня, представленных в табл. 1, системный подход требует использования экологических моделей сложных человеко-машинных систем [6, 7]. Техносфера, искусственная среда обитания современного человечества, образована сложными человеко-машинными техногенными системами, подобными живым организмам. Они представляют собой синергетические системы, основные свойства которых проявляются в самоорганизации сложной иерархической структуры.

Эти системы способны управлять своим поведением в зависимости от известной внутренней цели Z , когда реакция такой целенаправленной системы Y при внешнем воздействии X зависит от предполагаемого результата при достижении цели

$$Y = R(Z; X, \hat{X}(\hat{Y})),$$

где R - оператор отображения системы, зависящий от её структуры; $\hat{X}\{\hat{Y}\}$ - самооценка входных сигналов по ожидаемому результату \hat{Y} воздействия, так что $\hat{X}(\hat{Y}) = \hat{X}(t, \gamma)$; t - текущее время.

Наличие у таких систем тезауруса, т.е. модельных представлений о себе и окружающей среде, является главным фактором их поведения при внешнем воздействии. Адекватные информационные модели сложных систем предопределяют их поведение. Отсюда понятно значение для этих человеко-машинных систем уровней нравственности и профессионального образования специалистов. При этом очевидно всё большая значимость уровней нравственности и образованности специалистов с ростом иерархического уровня объекта анализа.

1. Оптнер С.Л. Системный анализ для решения проблем бизнеса и промышленности. М.: Концепт, 2006. 206 с.
2. Поболь О.Н. Основы акустической экологии и шумозащита машин. М.: Знание, 2002. 272 с.
3. Добрынин С.А., Фельдман М.С., Фирсов Г.И. Методы автоматизированного анализа вибрации машин. М.: Машиностроение, 1987. 221 с.
4. Защита от шума. СНиП II-12-77. М.: Госстрой России, 2000. 247 с.
5. Поболь О.Н., Фирсов Г.И. Оценка шумовых характеристик машин в цеховых условиях (на примере текстильной и легкой промышленности) // Вестник научно-технического развития. № 12(40). 2010. С.12-20.
6. Поболь О.Н., Фирсов Г.И. Техносфера, ноосфера и экологические проблемы современных техногенных систем // Вестник Тамбовского университета. Серия Естественные и технические науки. 2013. Т.18, вып. 3. С. 1073-1076.
7. Поболь О.Н., Фирсов Г.И. Экология и техносфера: проблемы и перспективы. I. // Современные проблемы науки и образования. 2006. № 6. С.74-75.

ТЕХНОЛОГИЯ СИНТЕЗА СМАЗОЧНОГО МАТЕРИАЛА НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ ДЛЯ УМЕНЬШЕНИЯ ИЗНОСА И ЭНЕРГОПОТЕРЬ НА ТРЕНИЕ КОЛЕС И РЕЛЬСОВ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНОГО ТРАНСПОРТА

Б.В. Покидько¹, В.В.Нагрешников¹, Г.А.Симакова², В.Ф.Юдкин¹

¹Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия; vva-imash@yandex.ru

²Московский государственный университет тонкой химической технологии им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия

Описывается процесс синтеза наночастиц алюмосиликатов путем химического дробления природных агрегатов слоистых силикатов и равномерного распределения их методом волновой технологии по объему базовой смазки.

Цель проекта – синтез нового смазочного материала для лубрикации рельсов высокоскоростного железнодорожного транспорта. В ОАО РЖД крайне актуальна проблема износа рельсового пути. Во всем мире лубрикация рельсов признана наиболее эффективной путем уменьшения износа рельсов. Новый смазочный материал получен в виде устойчивой дисперсии наночастиц алюмосиликатов, зарубежные аналоги отсутствуют. Преимущества предлагаемой смазки перед известными, содержащими порошковые наполнители состоят в том, что: во-первых наночастицы не коагулируют образуя агрегаты, которые оседают и забивают фильтры; во-вторых очень дешевы и не дефицитны; в-третьих обладают высокой эффективностью в снижении износа колес и рельсов железнодорожного транспорта, особенно высокоскоростного. Возможно реализовать технологию синтеза в крупных промышленных масштабах без крупных затрат на техническое перевооружение. Проведенные лабораторные сравнительные испытания опытной и серийных смазок для рельсов показали, что при трении стальных поверхностей, достигается в 2-4 раза увеличение износостойкости смазываемых поверхностей и уменьшение энергопотерь на трение. Проведенные лабораторные испытания показали, что предлагаемая смазка в 2-4 раза более эффективна в сравнении с лучшими отечественными образцами опытных смазок типа «Пума». Серийные применяемые в ОАО РЖД смазки КР 400, МС 27 вообще не конкурентно способны в условиях проведенных

испытаний. Предлагаемая смазка ориентирована на применение в ОАО РЖД, хотя пригодна и для лубрикации трамвайных рельсов в кривых участках пути, т.к. кроме защиты от износа и уменьшения энергозатрат также уменьшает шум. Наиболее перспективно применение в высокоскоростном железнодорожном транспорте.

Технология синтеза смазочного материала, во всех её частях включая обработку и оптимизацию базовой рецептуры, может быть реализована с очень высокой производительностью, не имеет дорогих компонентов. В литературе авторам проекта не известны подобные исследования в области смазочных материалов. Большие перспективы открываются в связи с возможностью применения предлагаемой композиции и создания новых смазочных материалов для смазки подшипниковых узлов, редукторных систем, потому что слоистые силикаты обладают способностью адсорбировать продукты окисления смазочных материалов, что позволяет восстанавливать смазочную способность масел, т.е. продлевать ресурс работы масла до замены.

Основной эффект достигается за счет значительного увеличения износостойкости рельсового пути, при этом собственно затраты на производство новой смазки очень малы. Потенциальным потребителем может быть также городское хозяйство, например трамвайные пути, лифтовое хозяйство, лубрикация металлических тросов, ходовая часть тяжелых машин и др.

КОМПЕНСАЦИЯ ДЕГРАДАЦИИ ПАРАМЕТРОВ МНОГОКОМПОНЕНТНОГО ДАТЧИКА ВИБРАЦИИ МЕТОДОМ СРАВНЕНИЯ СТАТИСТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК СИГНАЛОВ

Е.А. Правоторова⁽¹⁾ и О.Б. Скворцов^(1,2)

⁽¹⁾Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия; pravotorgova@bk.ru

⁽²⁾«Научно-Технический Центр «Завод Балансировочных машин»

Аннотация. Рассмотрена возможность компенсации ухода параметров одного из измерительных элементов многокомпонентного датчика вибрации, используемого для контроля эргодического процесса пространственной вибрации.

Ключевые слова: эргодический процесс, ортонормализация, вибрация, противоаварийная защита

Трехкомпонентные датчики вибрации широко применяются для контроля пространственной вибрации оборудования и являются важным элементом систем противоаварийной защиты. Для надежной работы таких систем, которые работают в непрерывном режиме, необходимо обеспечить повышенную достоверность работы. Использование трех независимых датчиков для контроля пространственной вибрации, например, роторного агрегата, не всегда обеспечивает удовлетворительную точность контроля, поскольку каждый из датчиков оказывается чувствительным ко всем трем ортогональным составляющим. Это связано с тем, что кроме основной чувствительности каждый датчик имеет поперечную чувствительность, достигающую, как правило, несколько процентов от основной. В 80-ые годы прошлого века были предложены методы компенсации связанных с этим погрешностей при использовании трехкомпонентных датчиков вибрации [1,2]. Трехкомпонентный датчик вибрации характеризуется матрицей коэффициентов чувствительности S . Эта матрица может быть получена для датчика последовательным приложением ортогональных составляющих вектора пространственной вибрации \bar{A} . Для компенсации погрешностей измерения достаточно вектор $\bar{U}=S \cdot \bar{A}$ сигналов с датчика помножить на корректирующую матрицу C , коэффициенты которой соответствуют матрице, обратной матрице коэффициентов чувствительности. Полу-

чаемый вектор \bar{a} характеризует ортонормализованные составляющие пространственной вибрации:

$$\bar{a} = C \cdot S \cdot \bar{A} = S^{-1} \cdot S \cdot \bar{A} = E \cdot \bar{A} \quad (1)$$

где E – единичная матрица.

Современные устройства цифровой обработки сигналов, например процессор, имеющиеся в практически любом современном приборе, без дополнительных аппаратных затрат позволяют реализовать данную операцию.

Трехкомпонентный датчик вибрации можно рассматривать как три независимых однокомпонентных датчика конструктивно объединенных между собой. Наличие трех чувствительных элементов, каждый из которых воспринимает все три составляющие вибрации, хотя и имеющих разные коэффициенты преобразования, может быть использован в системах с повышенной достоверностью вибрационного контроля, в том числе в системах противоаварийной защиты. Это представляется важным, поскольку датчики являются потенциально ненадежным элементом и подлежат ежегодной проверке. К сожалению, повреждение датчика может происходить и за существенно меньшее время, и при наличии подозрений датчики дополнительно проверяют с использованием переносных калибраторов. Это достаточно сложная операция, требующая демонтажа и, как правило, останова оборудования, что не всегда допустимо. Известные способы самодиагностики датчиков на настоящее время широкого применения пока не получили.

Поскольку свойства вибрационных сигналов для роторных агрегатов, например, уровни среднеквадратичных значений (СКЗ), на различных элементах и в различных направлениях характеризуются устойчивыми корреляционными связями [3], можно попытаться использовать сами сигналы работающего оборудования для диагностики состояния датчиков, а, по возможности, и для коррекции работы аппаратуры с целью компенсации ухода их параметров.

Одним из наиболее важных параметров является дрейф во времени чувствительности датчиков [4]. Такие изменения могут быть как плавными, так и скачкообразными, связанными, например, с трещинами пьезоэлектрических элементов или повреждением металлизации электродов на них. Такие изменения сказываются на выходном сигнале одного из однокомпонентных датчиков, входящего в состав трехкомпонентного, и анализ получаемых сигналов может быть использован для выявления неисправного элемента и компенсации изменений.

Поскольку при использовании ортонормализации сигналов каждый из выходных сигналов датчика определяется всеми составляющими, даже при полном исчезновении сигнала с одного выхода датчика, сигнал от вибрации в этом направлении от других датчиков присутствует, хотя погрешности измерения при этом могут быть весьма значительными. На рис.1 сплошной линией показана относительная погрешность сигнала для компоненты x вибрации на выходе ортонормализации при снижении коэффициента передачи от датчика по каналу x , что моделирует потерю чувствительности в этом канале. При этом, важно отметить, что при больших потерях чувствительности погрешность изменяется сравнительно слабо. В это же время сигнал с выхода датчика x уменьшается существенно сильнее.

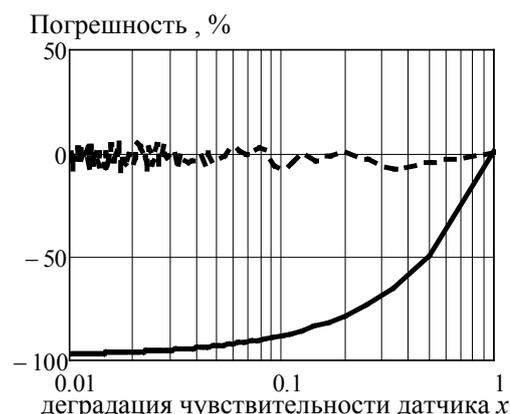


Рис.1.

По существу все три однокомпонентных датчика, входящих в трехкомпонентный? можно рассматривать как три независимых изделия? на которые воздействует одинаковая вибрация? причем такое «испытание» датчиков выполняется под воздействием вибрационного процесса, который можно рассматривать как эргодический случайный процесс. Такие испытания могут рассматриваться как эквивалентные множества испытаний, для большого количества образцов или при соответствующем увеличении длительности испытаний [5,6]. Этот вывод можно рассматривать как частный случай применения эргодической теоремы Биркхофа-Хинчина.

Если процессы стационарны, то, например, такая оценка как отношение средних квадратичных оценок СКЗ для сигналов U_y , U_z относительно малы, а отношение СКЗ сигнала U_x к СКЗ U_y и U_z снижается, это является признаком развития неисправности в канале x . Сравнение исходного значения СКЗ U_x и текущего значения при близких к исходному состоянию СКЗ U_y и U_z позволяет оценить степень деградации и учесть ее в матрице C . Это обеспечивает существенное снижение погрешности измерения (штриховая линия на рис.1).

Оценка соответствия критерию эргодичности формируемых на выходах трехкомпонентного датчика сигналов может быть в предлагаемом методе совмещена с процессом измерений в виде контроля стационарности и стремления

к нулю их автокорреляционных функций $R_{xx}(\tau)$ [7].

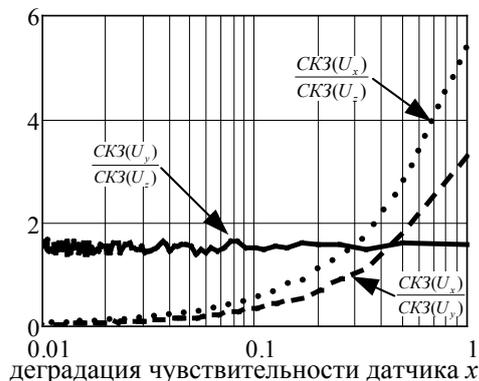


Рис.2.

Собираемые в системах непрерывного контроля данные о работе турбоагрегатов различного типа показывают, что такие сигналы на стационарных режимах работы можно рассматривать как эргодические. Эргодический характер контролируемых процессов вибрации, подтверждается примерами автокорреляционных функций. На рис.3 показана такая функция для осевой вибрации на третьем подшипнике горизонтального агрегата тепловой электростанции.

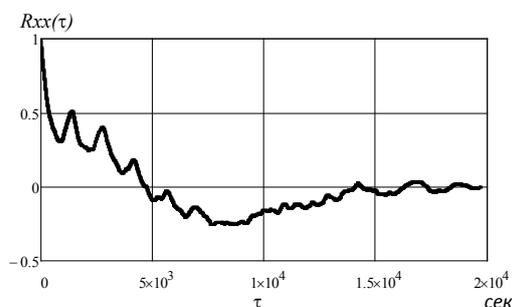


Рис.3.

На рис.4 показан аналогичный график для вибрации на крышке турбины вертикального гидроагрегата ГАЭС.

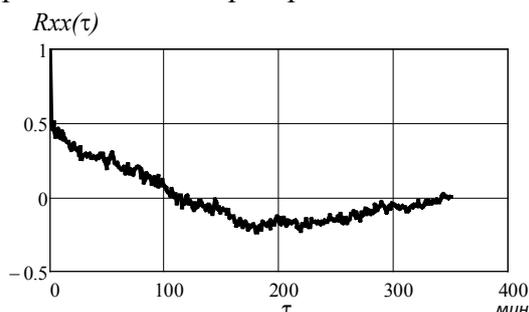


Рис.4.

Заключение

Применение для контроля пространственной вибрации трехкомпонентных датчиков, каждый чувствительный элемент которых независимо воспринимает все три ортогональные составляющие вибрации, при условии эргодичности воздействующей вибрации, позволяет рассматривать процесс измерения как параллельное испытание трех независимых однокомпонентных датчиков. Сравнение результатов такого «испытания» позволяет без демонтажа датчика заметить уход параметров одного из таких датчиков и оценить величину такого ухода. Ортонормализация получаемого с датчика вектора сигналов, с изменяемой в зависимости от ухода параметров матрицей корректирующих коэффициентов, позволяет в процессе работы не только выделить независимые ортогональные составляющие пространственной вибрации, но и компенсировать снижение чувствительности, возникающее в одном из каналов.

1. Козлов В.В., Санин Е.И. Измерение характеристик случайной стационарной коррелированной вибрации с устранением влияния поперечных компонент вибрации. Вибрационная техника, МДНТП, 1980 г., — с.74-81.
2. Генкин М.Д., Голубев В.С., и др. Анализатор вибраций. Авторское свидетельство СССР № 1257411 приор. 17.07.1980, БИ № 34, 1986 г., G01H9/00
3. Янчич В.В., Пьезоэлектрические виброизмерительные преобразователи. Акселерометры. Издательство: Южный Федеральный Университет, 2010г., 287 с.
4. Скворцов О.Б., Трунин Е.С. Автоматизация вибрационной защиты гидроагрегатов. Neftegaz.RU, №9, 2012, стр. 76-83.
5. Вентцель Е.С., Овчаров Л.А. Теория вероятностей и ее инженерные приложения. М.: Академия, 2003, 480 с.
6. Гнеденко Б.В. Курс теории вероятностей .8-е изд., М.; Едиториал УРСС, 2005, 448с.
7. Правоторова Е.А., Скворцов О.Б. Моделирование виброиспытаний элементов обмоток мощного электрооборудования. Проблемы машиностроения и надежности машин. № 5, 2015, с.103-110.

СТРУКТУРНЫЙ СИНТЕЗ СИСТЕМ УПРАВЛЕНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИМИ ПРОЦЕССАМИ НАНЕСЕНИЯ КЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА ВЕНТИЛЬНЫЕ МЕТАЛЛЫ И СПЛАВЫ

Раков Д.Л.¹, Сухоруков Р.Ю.¹, Клименко Б.М.², Печейкина М.А.³

¹ Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН (ИМАШ РАН), Москва, Россия; rdl@mail.ru

² Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет), Москва, Россия

³ Национальный исследовательский университет "МЭИ", Москва, Россия

В работе рассматривается применение морфологического подхода для анализа новых технических решений и технологий для установок микродугового оксидирования. Микродуговое оксидирование, представляет собой электрохимический процесс окисления поверхностного слоя в сочетании с электроразрядными явлениями на границе анод - электролит, позволяет получать на деталях из алюминиевых сплавов принципиально новые покрытия.

Ключевые слова: Технологические процессы, микродуговое оксидирование, керамические покрытия, управление процессами

Цель

Огромное число факторов конструктивного, технологического, эксплуатационного и экономического характера, влияющих на процесс создания патентоспособных технических решений (ТР) предопределили необходимость использования системного подхода. В связи с этим особое значение приобретает решение задачи создания технических систем (ТС), воплощающей новейшие научно-технические достижения и открытия, имеющей высокий технический уровень [1]. Одним из перспективных методов поверхностного упрочнения деталей, на основе которого формируют принципиально новые высококачественные покрытия с высокой износостойкостью и прочностью сцепления к основе является метод микродугового оксидирования (МДО). Метод МДО, представляющий собой электрохимический процесс окисления поверхностного слоя в сочетании с электроразрядными явлениями на границе анод - электролит, позволяет получать на деталях из вентильных сплавов керамические покрытия. Суть метода заключается в формировании на поверхности детали в условиях воздействия микродуговых разрядов высокопрочного износостойкого покрытия (МДО-покрытия), состоящего, например, на алюминиевых сплавах преимущественно из $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ (корунда) и других оксидов алюминия.

Используемый подход

При заданных ресурсах (затратах) эффективность новых ТС определяется прогрессивностью нововведений, т.е. техническим уровнем (ТУ). Это значит, что основное требование к конструкции состоит в том, чтобы при проектировании и производстве обеспечить максимально высокий техниче-

ский уровень. ТУ представляет собой совокупность требований конструктивного, производственно-технологического и эксплуатационного совершенства. В упрощенном виде процедура сравнения ТР осуществляется последовательным выполнением ряда процедур. Вначале формируется морфологическая таблица из известных решений, проектов, патентов [2,3]. В морфологическую таблицу (МТ) заносится несколько опорных ТР, выбирается ряд критериев, которым присваиваются экспертным путем балльные оценки (рис. 1). За основу определения весовых коэффициентов критериев и балльных оценок взят метод «Wertanalyse» рекомендованный обществом немецких инженеров для оценки ТР [4]. Предлагаемая процедура позволяет:

- предсказать изменение основных характеристик ТС;
- определить и дифференцировать эволюционирующие и стабильные признаки;
- определить направление эволюции любого признака;
- определить среднюю скорость эволюции уровня ТС;
- установить связь между эволюцией кластеров и вариантов в них.

В дальнейшем генерируется некоторое количество альтернатив и формируется морфологическое множество решений (ММР), которое разбивается на кластеры (рис.2). Сначала исследуются варианты ТР кластера, в котором находится опорный вариант. Затем проводят разработку других кластеров. С опорным вариантом сравниваются технические решения, выясняется возможность его улучшения [5].

		Элементы признаков →				
		P^1	P^2	P^3	...	P^k
Признаки ↓	P_1	P_1^1	P_1^2	P_1^3	...	P_1^k
	P_2	P_2^1	P_2^2	P_2^3	...	P_2^k
	P_3	P_3^1	P_3^2	P_3^3	...	P_3^k

	P_n	P_n^1	P_n^2	P_n^3	...	P_n^k

Рис. 1. Морфологическая таблица ТР

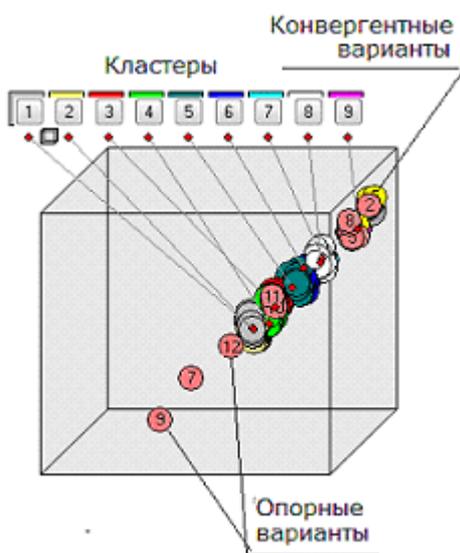


Рис. 2. Расположение кластеров в морфологическом поле решений

Для оценки вариантов при помощи экспертных оценок была составлена МТ [3] со следующими признаками – режимы нанесения покрытий, применяемые электролиты, используемые материалы, управление процессом нанесения, частотное регулирование и т.д. Любой набор элементов всех признаков (по одному из каждой строки морфологической таблицы) представляет собой возможный вариант технологии изготовления полых валов ГТД. Мощность морфологического множества равна 262144 вариантов.

Для уменьшения размерности МТ вводились критерии, по которым проводилась оценка. Каждый критерий получал весовую оценку. В МТ также занесены двенадцать опорных вариантов ТР. В дальнейшем каждой альтернативе проставлялись балльные оценки по каждому критерию. Были сгенерированы 1648 вариантов и отобрано 256 для дальнейшей кластеризации. Все варианты были рассчитаны на меру сходства. Из 256 сгенерированных и

отобранных вариантов были сформированы 9 кластеров, содержащих похожие технические решения (рис. 2). Наиболее высокую оценку имеет кластер № 9. Опорные варианты 9 и 10 с оценками 1,15 и 1,14 относятся к кластеру 9 (рис. 3) и характеризуются высоким техническим уровнем.

Кластер № 9

Номер варианта ТР	Альтернативы									Оценка	
	Сходство									1	2
	1	2	3	4	5	6	7	8	9		
1	1	1	1	2	1	2	1	3	2	1.11	1.15
2	2	2	1	1	2	3	1	2	2	1.53	1.14
3	2	2	1	3	2	1	1	2	1	1.79	1.14
4	2	2	1	3	2	2	1	2	3	1.82	1.14
5	2	2	1	3	1	1	1	2	3	1.82	1.15
6	1	1	1	3	1	1	1	2	1	1.56	1.16
7	1	1	1	3	1	1	1	2	2	1.59	1.16
8	2	2	1	3	2	1	1	2	3	1.87	1.14
9	1	2	1	3	2	2	1	2	3	1.76	1.15
10	2	2	1	3	2	3	1	2	3	1.79	1.14

Рис. 3. Расположение кластеров в морфологическом поле решений

Специфической особенностью опорных вариантов и большинства вариантов данного кластера является управление при помощи биполярных транзисторов с изолированным затвором, что ведет к расширению возможности контроля технологическими процессами. Данные варианты отличаются от других опорных вариантов – изобретений более высокими характеристиками (рис. 4).

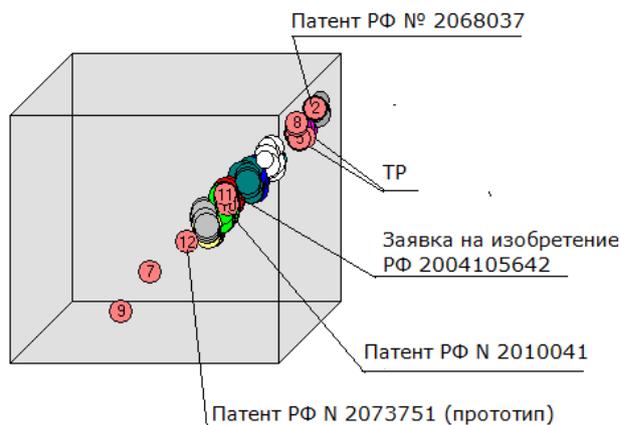


Рис. 4. Расположение опорных ТР

Для выбранного технического решения [6] создана экспериментальная установка МДО (рис.5) с широкими возможностями регулирования процессов. При помощи установки получены износостойкие керамические покрытия на вентильных металлах и сплавах (рис.6).



Рис. 5. Экспериментальная установка МДО



Рис. 6. Образец для исследований с нанесенными керамическими покрытиями

Выводы

Предлагаемый подход дает уточнение и упорядочение структуризации решаемой задачи. При этом повышается степень обоснованности принимаемых решений и расширяется множество вариантов, среди которых производится выбор, что дает возможность повысить качество (технический уровень) разрабатываемых ТС.

В заключение можно сделать следующие выводы:

- На ранних этапах подход позволяет проводить поиск инновационных технических решений, формировать кластеры вариантов, генерировать множество рациональных вариантов и осуществлять выбор и оценку ТР для последующего моделирования.
- На базе предложенного подхода проведена оценка технологий и оборудования для микродугового оксидирования. Общее число возможных технологических решений в МТ составляет 262144 вариантов, часть которых была синтезирована с последующим критериальным отбором и группировкой в кластеры и анализом. Исследуемые варианты обладают высокими оценками, что позволяет сделать заключение о технико-экономических показателях ТР.

Список литературы

1. Афанасьев, П. П. Оценка качества машиностроительной продукции [Текст] / П. П. Афанасьев, В. Ф. Витин, И. С. Голубев. - Москва: МАИ, 1995. - 74 с.
2. Раков Д.Л. Структурный анализ и синтез новых технических систем на базе морфологического подхода. - М.: - URSS, 2011, - 160 с.
3. D. Rakov, A.Timoshina. Structure synthesis of prospective technical systems // IEEE Aerospace and Electronic Systems Magazine. 2010. - Volume: 25 -Issue: 2. - P. 4 - 10.
4. VDI 2800 : 2000-05- Wertanalyse / VDI Society for Systems Engineering and Project Design. - 17 s.
5. Раков Д.Л. Использование морфологического подхода при проведении патентных исследований технических систем / Изобретательство, N 11, 2014.
6. Клименко Б.М., Раков Д.Л., Торбек Ю. Патент РФ на изобретение № 2413040. Устройство для нанесения покрытия микродуговым оксидированием вентильных металлов и сплавов. Дата публикации 27.02.2011. МПК C25D 11/02.

СТРУКТУРНЫЙ СИНТЕЗ НОВЫХ ТЕХНИЧЕСКИХ РЕШЕНИЙ НА БАЗЕ МОРФОЛОГИЧЕСКОГО ПОДХОДА

Раков Д.Л.¹, Торбек Ю.²

Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия; rdl@mail.ru
Берлинский технический университет, Берлин, Германия

В работе рассматриваются вопросы построения экспертной системы для структурного синтеза, поиска и идентификации новых технических систем. Пространство решений базируется в координатах "технический уровень - экономические показатели - экологичность". Поиск рациональных систем проводится в два этапа: генерация опорных вариантов (кластеров) и исследование окрестностей методом Хэмминга. Дальнейший отбор вариантов осуществляется методами экспертной оценки. После экспертизы остаются несколько вариантов, среди которых производится окончательный выбор.

Ключевые слова: Инновационные технологии, машиноведение, структурный синтез, морфологический подход, технические решения, САИ

Цель

В последнее время значительное внимание уделяется системам САИ (Computer Aided Innovation). Объединение САИ с CAD/CAE/CAM системой позволяет создать полнофункциональную САПР. Включение САИ системы завершает функциональное развитие САПР.

Системы автоматизированного проектирования предоставляют конструктору большое количество программных средств для выполнения проектно-конструкторских задач, имеющих жестко установленные алгоритмы решений. Практически все существующие САПР ориентированы на традиционный процесс проектирования, и не предназначены для генерации и выбора новых технических решений, для так называемого поискового конструирования. Выбор из множества технических решений (ТР) - дело самого конструктора, следствие его субъективных понятий и интеллекта. Использование традиционных САПР без использования САИ существенно ограничено при решении слабо формализуемых задач, содержащих неметрические характеристики объекта проектирования.

Используемый подход

В инженерной практике обычно отсутствуют способы, позволяющие по условиям технического задания, сразу же выбрать оптимальное техническое решение. Поэтому процесс разработки носит итеративный характер. Вначале разработчик определяет некоторое множество альтернатив, к которому принадлежит проектируемая система, а затем пытается сузить это множество, опробовать несколько технических решений, и выбрать то, которое является наиболее рациональным.

Процесс проектирования можно разделить на 2 этапа (рис.1). После постановки задачи на 1 этапе выбираются рациональные состав и структура системы (качественные параметры), а на 2 этапе про-

водится параметрическая оптимизация с фиксированным составом и структурой (количественные параметры).

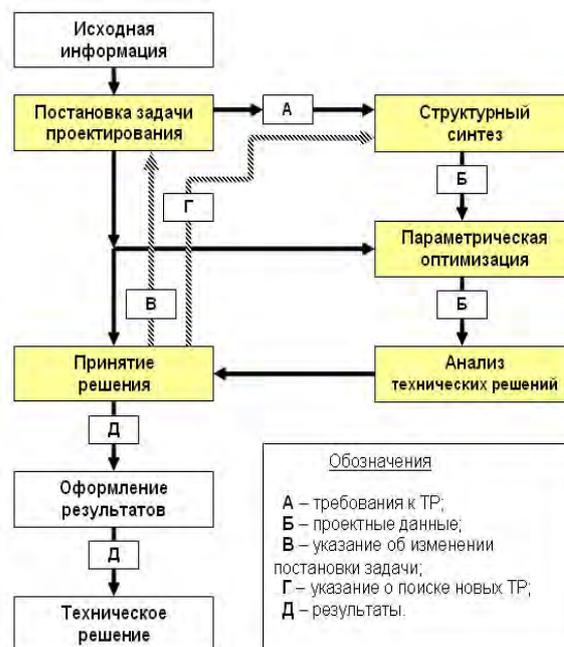


Рис.1. Схема процесса проектирования

Наибольшую сложность для процесса автоматизированного проектирования представляют начальные стадии процесса проектирования – трудноформализуемые задачи 1 этапа, для решения которых существует лишь небольшая группа методов. Одним из возможных путей решения данных задач является разработка методов интеллектуализации процесса автоматизированного проектирования.

Проблема заключается в том, что ошибка в выборе технических решений не может быть исправлена в дальнейшем. Поэтому необходимо проанализиро-

вать, по возможности, все реальные варианты, число которых может достигать нескольких тысяч. И соответственно, при принятии решений основной задачей становится значительное превышение объема информации о потенциальных вариантах выбора по сравнению с тем, который в состоянии оперативно обработать проектировщик [5,6].

Морфологические методы

Наиболее простыми с точки зрения формализации являются морфологические методы, позволяющие генерировать большое множество вариантов ТР.

Для структурного синтеза может быть эффективно использован морфологический подход. Он заключается в построении морфологической таблицы, заполнении ее возможными альтернативными вариантами и в выборе из всего множества комбинаций наилучших решений. Метод впервые применил швейцарский астроном Ф.Цвикки и в дальнейшем был развит в ряде исследований [1-5].

Морфологические методы допускают компьютерную реализацию. Пространство поиска называется морфологическим множеством, процесс определения этого пространства – морфологическим анализом, а поиск решения – морфологическим синтезом. В результате анализа находится множество вариантов-альтернатив. В нем содержатся все технические решения устройств рассматриваемого класса, как реально существующие, так и потенциально возможные. Недостатком методов является невозможность перебора и анализа всех возможных вариантов – мощность морфологического множества может быть колоссальной (достигать десятков и сотен тысяч возможных альтернатив), а также процедура выбора наилучшего решения.

Для снижения размерности морфологического множества выбора разработана методика структурного синтеза. Процесс синтеза предусматривает следующие этапы (рис.2) [6,7].

1. Создание морфологической таблицы (МТ).

В объекте выделяют группу основных признаков. Выбор является неформальным моментом. Например, множество признаков {P} может выявляться из формул изобретений. Для каждого признака выбирают элементы, т. е. возможные варианты его исполнения или реализации. Комбинируя их между собой, можно получить множество различных решений (вариантов).

Основные сложности на пути выбора решения определяются двумя обстоятельствами: сложностью формализации задачи и большим количеством разнообразных требований, критериев и ограничений. При переходе от целей к критериям, последние рассматриваются как количественные модели качественных целей. Определение значения критерия для данной альтернативы является, по существу, косвенной идентификацией ее пригодности как средства для достижения цели. В дальнейшем производится сопоставление каждому элементу морфологической таблицы соответствующего значения критерия, по которому будет проводиться

оценка. Критериям присваиваются весовые коэффициенты в зависимости от цели [7].

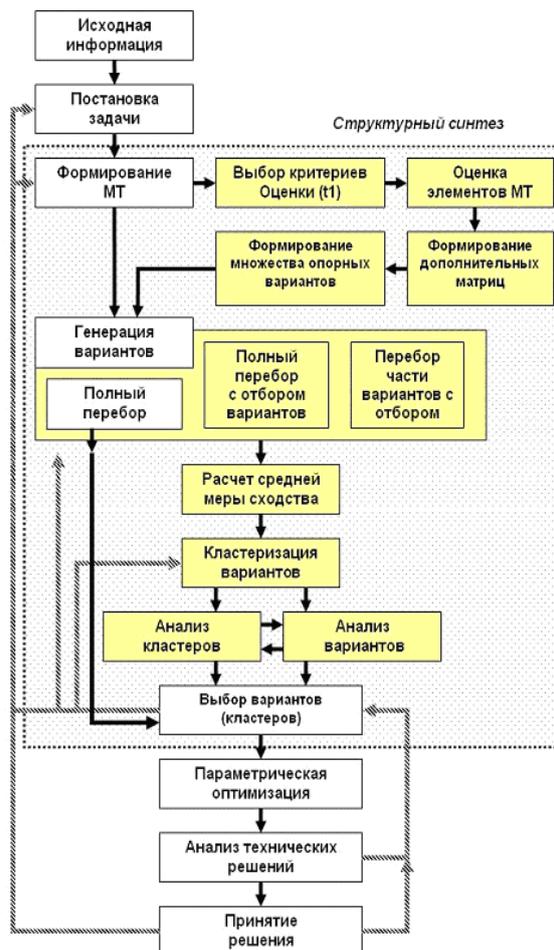


Рис.2. Блок-схема структурного синтеза

2. На втором этапе осуществляется генерация вариантов, их оценка, первоначальный отбор и формируется некоторое множество рациональных вариантов {R} для последующего анализа. Каждый новый сгенерированный вариант сравнивается с предыдущими из множества {R}. При более высоком уровне он заносится во множество {R}, при худшем отбрасывается.

3. В дальнейшем проводится кластеризация вариантов с использованием введенной меры сходства. Процесс кластеризации рассматривается как поиск "естественной" группировки объектов. Проектировщик может выбрать необходимую степень разбиения исходного множества на кластеры.

Область исследования сужают к нескольким кластерам, которые в дальнейшем исследуются (рис.3) [7]. Сопоставляя варианты, определяют наилучшие решения, успех которых наиболее вероятен. Вводится степень новизны и оценка найденных альтернатив. Для повышения степени информативности при выборе, генерируются конвергентные варианты – варианты имеющие максимальную оценку по каждому из критериев и «лучший» или «идеальный»

вариант, т.е. ТР имеющее максимальную оценку.

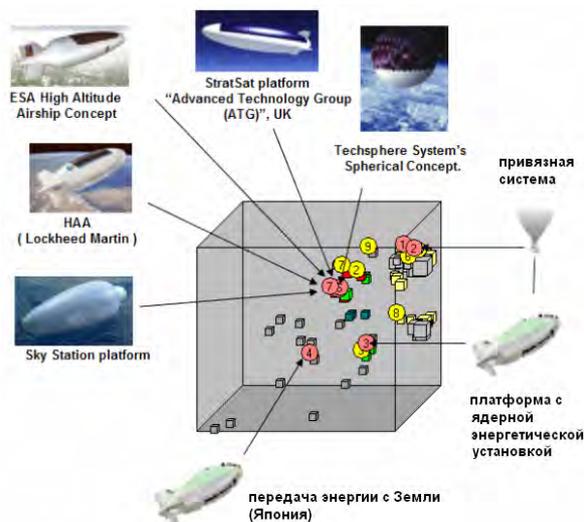


Рис3. Морфологическое поле решений транспортных систем

4. После выбора некоторого количества вариантов производят параметрическую оптимизацию и окончательный анализ.

Выводы

Структурный синтез новых технических решений является мощным средством САИ проектирования и может быть интегрирован в САПР. Разработанная методика позволяет:

1. Решить задачу снижения размерности морфологических таблиц путем оценки и кластеризации вариантов и, следовательно, снизить трудозатраты при поиске ТР.
2. Эффективно генерировать морфологическое множество и при помощи меры сходства осуществлять кластеризацию и выбирать наилучшие альтернативы.
3. Решать обратные задачи – по заданному варианту осуществлять поиск более эффективных технических решений.
4. Определять «устойчивость» разрабатываемых ТР.

Список литературы

1. Zwicky F. Discovery, Invention, Research through the Morphological Approach. New York: McMillan, 1969.
2. Одрин В.М. Метод морфологического анализа технических систем. М.: ВНИИПИ, 1989.
3. Акимов. С.В. Введение в морфологические методы исследования и моделирование знаний предметной области.
4. Абдрахимов Д., Иоффин А.. Информационно-аналитические технологии и выбор решений. Банковские технологии. N 10 – 1997.
5. М.Ш. Левин. Комбинаторное проектирование систем. – Автоматизация проектирования N 4, 1997
6. Раков Д.Л. Структурный анализ и синтез новых технических систем на базе морфологического подхода. - М.: - URSS, 2011, - 160 с.
7. Rakov D., Timoshina A. Structure synthesis of prospective technical systems // IEEE Aerospace and Electronic Systems Magazine. - : Feb. 2010. - Volume: 25 -Issue: 2. - P. 4 — 10.

ПАРЫ ТРЕНИЯ, СОДЕРЖАЩИЕ ЦИРКОНИЕВУЮ КЕРАМИКУ ДЛЯ УЗЛОВ ТРЕНИЯ АВИАЦИОННО-КОСМИЧЕСКОЙ ТЕХНИКИ, РАБОТАЮЩИХ БЕЗ СМАЗКИ

М.Н. Рошин, В.В. Алисин, А.И. Лукьянов

Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия; roschin50@yandex.ru

Приводятся результаты исследований триботехнических и прочностных свойств керамических материалов на основе наноструктурированного диоксида циркония, для узлов трения, работающих в условиях повышенных температур и открытого космоса.

Особенностью конструкционных материалов на основе диоксида циркония, а именно синтезированных из наноструктурных порошков, а также получаемых кристаллизацией из расплава в холодном контейнере при использовании прямого высокочастотного нагрева (наноструктурированные кристаллы ЧСЦ), является наиболее высокая трещиностойкость в сравнении с другими керамическими материалами. Ультратонкая структура наноструктурированного диоксида циркония позволила достигнуть уникального сочетания триботехнических и прочностных свойств. В области синтеза керамических материалов на основе диоксида циркония РФ занимает передовые позиции. Впервые в мире создано промышленное производство этих материалов, выполнены всесторонние исследования их механических свойств, с целью триботехнического применения. Физико-механические свойства керамических материалов одной из наиболее авторитетных фирм в области авиационной и космической промышленности (NORTON DESMAE QUEST) практически одинаковы с предлагаемыми спечеными керамиками, но существенно ниже, чем у наноструктурированных кристаллов ЧСЦ. Лучшая керамика из представленных на авиасалоне в Ле-Бурже (оксидная керамика ZFYI, содержащая 95% ZrO_2) имеет вязкость $10 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{0,5}$, что существенно меньше, чем у кристаллов ЧСЦ ($K_{1C} = 12 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{0,5}$). Преимущества предлагаемых материалов перед известными состоят в том, что содержат наноразмерные кристаллические домены с характерными раз-

мерами порядка 20 – 100 нм и ориентированными в направлении роста кристаллов. Эти материалы сохраняют свою работоспособность в диапазоне температур от -150 °С до +1400 °С (температура плавления +2800 °С). Предлагаемые износостойкие антифрикционные пары трения с низким коэффициентом трения и широким диапазоном рабочих температур ($\pm 1400^\circ\text{C}$) могут быть применены в авиадвигателях, а также в редукторах космических аппаратов негерметичных изделий, работающих в условиях космического пространства, т.к. позволяют исключить применение консистентных смазочных материалов, не обеспечивающих необходимого ресурса работы в открытом космосе и испаряемость которых отрицательно влияет на оптические приборы космического аппарата. Коэффициенты трения определялись на 3-х позиционном стенде по схеме вал-втулка при скорости 5 м/с, на воздухе и в вакууме не ниже 10^{-4} . Установлено, что при трении в вакууме кристалла ЧСЦ по титановому сплаву ВТ-9 (альф.) коэффициент трения за время испытания увеличивается от 0,13 до 0,5.

Альтернативу предлагаемого технического решения состоит в применении в космических аппаратах герметичных изделий, поэтому обеспечение защиты узла трения требует очень больших затрат энергии для поддержания необходимого температурного режима, утяжеляет массу привода, предъявляются очень высокие требования к точности изготовления отдельных узлов.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ТКАНОГО УГЛЕПЛАСТИКА С УЧЕТОМ ФАКТОРА ВРЕМЕНИ

^{1,2}Русланцев А.Н., ³Портнова Я.М., ²Таирова Л.П., ^{1,2}Думанский А.М.

¹ИМАШ РАН, Москва, Россия; (andreiruslantsev@gmail.com);

²МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва, Россия;

³ОАО «ОНПП «Технология»», Обнинск, Россия.

Цель

Проведение расчетно-экспериментальных исследований анизотропии механических свойств тканого углепластика БМИ-3/3692 с наномодифицированной матрицей.

Введение

Уникальные физико-механические свойства полимерных композиционных материалов позволяют их широко применять в конструкциях ракетно-космической техники. Однако, наряду с высокой удельной жесткостью и прочностью углепластика обладает существенной анизотропией свойств, склонностью к накоплению повреждений и растрескиванию, что вынуждает при проектировании закладывать дополнительный запас прочности. Для предотвращения растрескивания применяют различные технологические приемы, в частности, введение модифицирующих нанодобавок, что позволяет блокировать возникновение и распространение микроскопических трещин. Также предотвратить распространение трещин можно за счет высвобождения энергии деформации, не связанного с трещинообразованием. Один из возможных вариантов такого поведения – проявление эффектов реологии. Представляется актуальным анализ закономерностей процессов деформирования и разработка расчетно-экспериментальных методов прогнозирования сопротивления углепластиков деформированию и разрушению в зависимости от структурных и технологических факторов. В настоящей работе предлагается модель, позволяющая прогнозировать ползучесть тканого равнопрочного углепластика БМИ-3/3692 с наномодифицированной бисмалеимидной матрицей при сдвиговом нагружении в плоскости слоя.

Описание эксперимента

Образцы вырезались из 14-слойной пластины саржевого плетения с помощью компьютерной разметки и разрезки алмазным кругом на станке с ЧПУ. Направление основы во всех слоях одинаково. Кривые деформирования плоских образцов при растяжении получены при нагружении на испытательной машине Instron с измерением деформаций вдоль и поперек оси образца с помощью тензодатчиков (рис. 1). и тензометрической станции СИИТ-4. Производились испытания образцов, продольная ось которых составляла угол 0°, 30°, 45° и 90° к

направлению основы (рис. 2). Площадь поперечного сечения образцов составляла $2 \times 18 = 36 \text{ мм}^2$.



Рис. 1. Образец с наклеенными тензодатчиками после испытаний.

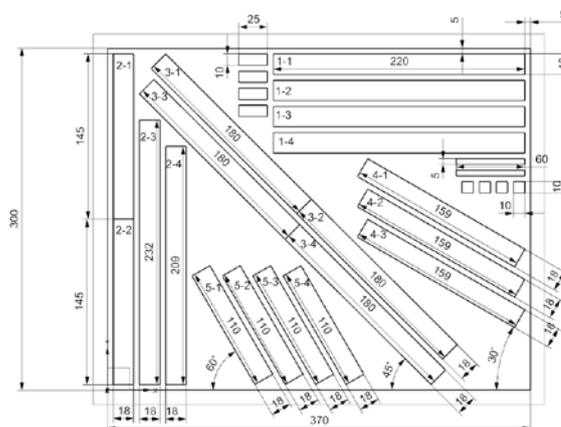


Рис. 2. Схема раскроя.

Образцы каждого направления вырезки нагружали со скоростью, соответствующей квазистатическому нагружению, с последующей разгрузкой. Для каждого образца скорость нагружения варьировалась в 2-3 раза. Последнее нагружение проводилось до разрушения. На каждый образец было наклеено 3 тензодатчика: 2 в продольном направлении и один в поперечном.

Образец 0° нагружали до напряжений 220 МПа, 440 МПа и 660 МПа с последующей разгрузкой, затем – до разрушения, произошедшего при 836 МПа. Образец 90° нагружали до 75, 150, 300 и 450 МПа с разгрузкой, затем – до разрушения, произошедшего при 694 МПа. Диаграммы деформирования оказались близки к линейным, значения характеристик упругости почти не зависят от уровня максимальных напряжений и скорости нагружения. Данные эксперименты позволили определить следующие упругие характеристики слоя: $E_1 = 84 \text{ ГПа}$, $E_2 = 66 \text{ ГПа}$, $\nu_{12} = 0.04$.

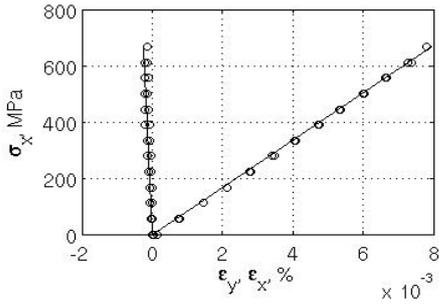


Рис. 3. Кривые деформирования образца 0°.

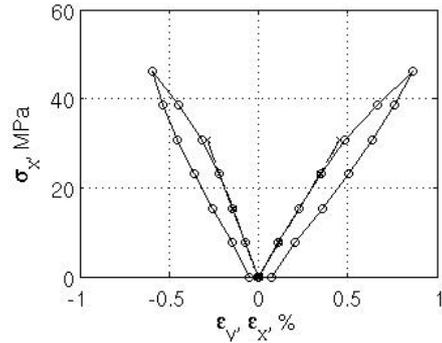


Рис. 4. Кривые деформирования образца 30°.

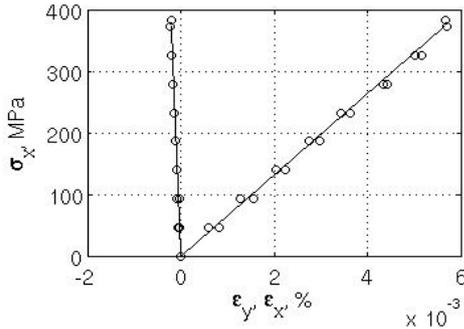


Рис. 4. Кривые деформирования образца 90°.

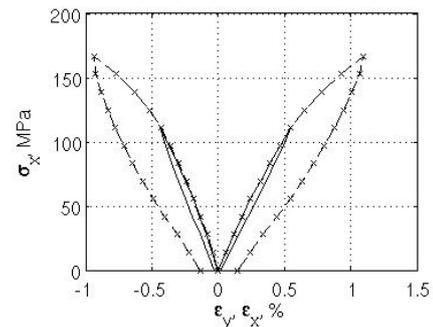


Рис. 5. Кривые деформирования образца 45°.

Образец 30° нагружался до 100 МПа и 150 МПа при различных скоростях, затем – до разрушения (222 МПа). Образец 45° нагружался до 56, 111 и 167 МПа при различных скоростях, затем – до разрушения (196 МПа). Диаграммы деформирования этих образцов близки к линейным при напряжениях не выше 0,4 от разрушающих и становятся нелинейными при приближении к разрушающей нагрузке. От скорости деформирования в исследованных пределах вид диаграмм зависит незначительно.

Решение обратной задачи для образцов, вырезанных под углами 30 и 45 градусов к направлению основы, позволило определить модуль сдвига монослоя материала на линейном участке диаграммы деформирования: $G_{12} = 7.5$ ГПа.

Другие образцы, вырезанные под углом 45° к основе, были исследованы на ползучесть при регистрации в течение всего времени испытаний продольных и поперечных деформаций образцов. Первый образец за 15 секунд нагружался до 172 МПа и выдерживался при этом напряжении 75 с, после чего произошло разрушение. Максимальные продольные деформации перед разрушением составляли 1,9%. На рис. 4 приведены зависимости напряжений и деформаций от времени для этого образца. Второй образец за 15 секунд нагружался до 158 МПа, после чего в течение 1,7 часа выдерживался при этой нагрузке без видимых признаков разрушения. Максимальные зарегистрированные продольные деформации составляли 1,8%.

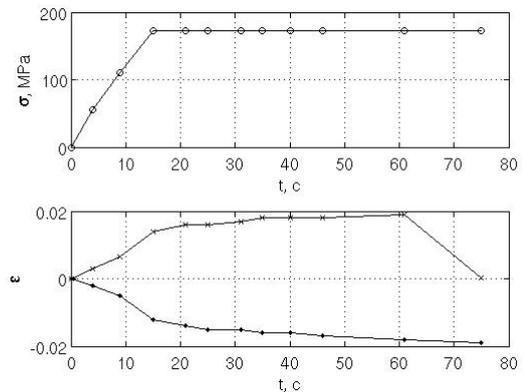


Рис. 6. Кривые зависимости напряжений и деформаций образца, вырезанного под углом 45° к направлению основы. Нижняя кривая на зависимости деформация-время – поперечная деформация.

Описание модели

Временные эффекты проявляются при сдвиговом нагружении углепластиков, армированных длинными волокнами, в то время как при деформировании вдоль и поперек направления армирования временные эффекты пренебрежимо малы [1].

В [2] для описания реологических эффектов предложено использовать соотношения линейной механики наследственных среднаследственной механики, предложенные Ю.Н. Работновым, и имеющими вид:

$$\gamma_{12} = \frac{1}{G_{12}^0} (1 + K^*) \tau_{12},$$

где K – ядро ползучести,

$$K^* \tau(t) = \int_0^t K(t-\xi) \tau(\xi) d\xi.$$

Данный подход является наиболее общим и адекватным и формой связи между напряжениями и деформациями в условиях переменных нагрузок. Также подобный подход позволяет выявить ряд взаимосвязанных материальных функций, характеризующих материал.

Используя выражение для резольвенты, получаем выражение для напряжений, вычисляемых по известной истории деформирования [1]

$$\tau_{12} = G_{12}^0 (1 - R^*) \gamma_{12}.$$

Для слоя данные определяющие соотношения можем записать в следующем матричном виде:

$$\{\sigma_{12}\} = [G_{12}^0 - G^0 R^*] \{\varepsilon_{12}\},$$

где $[G^0] = \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix}$ – матрица, позволяющая

учесть влияние ползучести.

Далее переходим к матрице жесткости пакета, воспользовавшись соотношениями теории слоистых пластин:

$$[G_{xy}] = [T][G_{12}][T]^T = [G_{xy}^0] - [\tilde{G}]R^*,$$

где $[G_{xy}^0] = [T_i][G_{12}^0][T_i]^T$ – матрица упругости

пакета без учета временных свойств, $[\tilde{G}] = [T_i][G^0][T_i]^T$ – поправочная матрица,

$[T] = \begin{bmatrix} c^2 & s^2 & -2sc \\ s^2 & c^2 & 2sc \\ sc & -sc & c^2 - s^2 \end{bmatrix}$ – матрица поворота, в

данном случае $c = \cos(45^\circ)$, $s = \sin(45^\circ)$.

К матрице податливости переходим, обращая матрицу жесткости:

$$[S_{xy}] = [G_{xy}]^{-1} = [G_{12}^0 - G^0 R^*]^{-1} = \\ = [G_{xy}^0] \left([I] - [S_{xy}^0][\tilde{G}]R^* \right)^{-1} = \left([I] - [S_{xy}^0][\tilde{G}]R^* \right)^{-1} [S_{xy}^0]$$

где $[S_{xy}^0] = [G_{xy}^0]^{-1}$ – матрица податливости пакета без учета временных свойств.

Таким образом, после преобразований окончательно имеем:

$$[S_{xy}] = [Q] \text{diag}(1 + \lambda_i R^* (\mu - \lambda_i)) [Q]^{-1} [S_{xy}^0]$$

Определяющие соотношения для пакета запишем в виде

$$\{\bar{\varepsilon}_{xy}(t)\} = [S_{xy}^*] \{\bar{\sigma}_{xy}(t)\},$$

где $[S_{xy}^*]$ – матрица податливости, $\{\bar{\sigma}_{xy}(t)\}$ – функция, описывающая историю нагружения.

Для описания ползучести было выбрано ядро

$$\text{вида } K = \sum_{n=0}^k \beta_n \left[1 - \exp\left(-t/\tau_n\right) \right],$$

поскольку оно позволяет с хорошей точностью описывать поведение материала [3]. Минимизация невязки между расчетными и экспериментальными значениями деформаций позволила определить параметры ядра: $R = 5 - 4.7 \cdot (1 - \exp(-t/10))$.

Соответствие расчетных и экспериментальных кривых ползучести углепластика с укладкой 45° приведено на рис. 8.

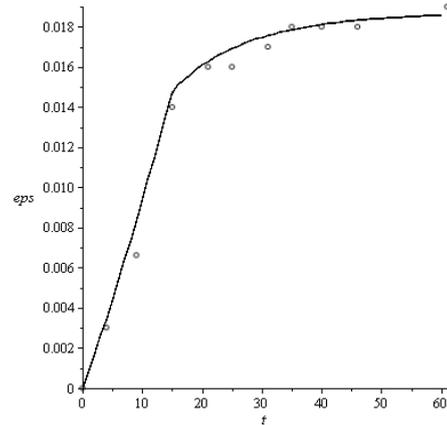


Рис. 7. Расчетная и экспериментальная кривые ползучести углепластика при нагружении под углом 45° к основе. Кружками показана экспериментальная зависимость, линией – расчетная.

Таким образом, выполнен анализ анизотропии механических свойств тканого углепластика с наномодифицированной высокотемпературной полимерной матрицей.

Проведены квазистатические испытания образцов, вырезанных под различными углами из пластины, определены упругие характеристики и значения прочности материала в направлении основы и утка.

Для выявления эффектов реологии были проведены испытания образцов на ползучесть, для описания которой была предложена модель наследственного типа, определен вид ядра модели и его параметры.

Получено удовлетворительное согласие между расчетными и экспериментальными данными.

Список литературы

1. Dumansky A.M., Tairova L.P. The prediction of viscoelastic properties of layered composites on example of cross ply carbon reinforced plastics // World Congress on Engineering 2007, V.II. - London, UK 2-4 July, 2007. – PP. 1346-1351.
2. Работнов Ю.Н. Элементы наследственной механики твердых тел // М.: Изд-во «Наука», 1977. – 384 с.
3. Тамуж В., Андерсонс Я., Анискевич К., Янсонс Ю., Корсгаард Д. Ползучесть и накопление повреждений в ортотропном композите при циклическом нагружении // Механика композитных материалов. 1998 т. 34. № 4. С. 447-460

МОДЕЛИРОВАНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ ДЕФОРМИРОВАНИЮ И РАЗРУШЕНИЮ ОБТЕКАТЕЛЯ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ АЭРОДИНАМИЧЕСКОГО ПОТОКА

А.И. Саввин¹, А.Н. Русланцев², Д.А. Рогов³

¹Московский государственный технический университет им. Н.Э.Баумана, Москва, Россия; saanig@mail.ru

²Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия; andreiruslantsev@gmail.com

³ОАО ОНПП «Технология» ГНЦ РФ, Обнинск, Россия

В работе представлен расчет напряженно-деформированного состояния радиопрозрачного обтекателя при действии на него аэродинамического потока. Разработана математическая модель и решена краевая задача для различных укладок слоев стеклоткани. Приведено распределение напряжений и деформаций по всему объему модели обтекателя. Ключевые слова: радиопрозрачный обтекатель, деформация, угол армирования, модель, расчет, разрушение.

Целью работы являлся конечно-элементный анализ напряженно-деформированного состояния (НДС) тонкостенного обтекателя летательного аппарата (ЛА) в условиях аэродинамического воздействия, моделируемого равномерным убывающим давлением по поверхности.

Введение

Характерной особенностью развития авиационной и ракетной техники является постоянное увеличение скоростей полета и маневренности летательных аппаратов, что неизбежно приводит к возрастанию тепловых и аэродинамических нагрузок на узлы и агрегаты ЛА [1]. Одной из главных функций головного обтекателя ЛА является обеспечение стабильной работы системы «обтекатель-антенна». Задача проектирования элемента ЛА заключается в выборе исходного материала. Необходимость получения оптимальных радиопрозрачных свойств и высокой устойчивости к внешним факторам приводит к проблеме выбора конечных материалов и прогнозирования их свойств, зависящих от технологии изготовления и конструктивных параметров обтекателя [2].

Для изготовления обтекателей, как правило, применяются стеклопластики и керамические материалы, которые обеспечивают необходимые характеристики жаропрочности и радиопрозрачности. Широкое применение в конструкциях антенных обтекателей нашли алюмооксидная, кварцевая керамика и ситаллы, однако им присуща хрупкость, обусловленная особенностями межатомного взаимодействия. Поэтому в настоящее время изготавливаются обтекатели из стеклоткани с неорганическим связующим, обладающим более высокими характеристиками жаропрочности и трещиностойкости по сравнению с элементами из керамики.

Стабильность физико-механических, диэлектрических и радиотехнических характеристик определяет работоспособность и надежность всей радиотехнической системы. Композитные обтекатели на основе стекла и неорганической матрицы обладают свойствами, сходными со стеклопластиковыми, но имеют более высокую жаропрочность.

В работе представлена модель разработки конструкции, расчета и анализа напряжен-

но-деформированного состояния радиопрозрачного обтекателя при помощи конечно-элементного моделирования в расчетной среде Ansys.

Объект исследования

Объект исследования – обтекатель из стеклоткани с алюмохромофосфатным связующим. Данные обтекатели используют для ЛА, развивающих скорость 3-5М, высота полета которых достигает не более 6 тысяч метров. Эксплуатационные температуры лежат в пределах 800 – 1200 °С.

В основном в конструкциях обтекателей для данного типа ЛА используют кварцевую керамику, ситаллы, стеклопластики. На рис. 1 представлены примеры конструкций таких обтекателей.

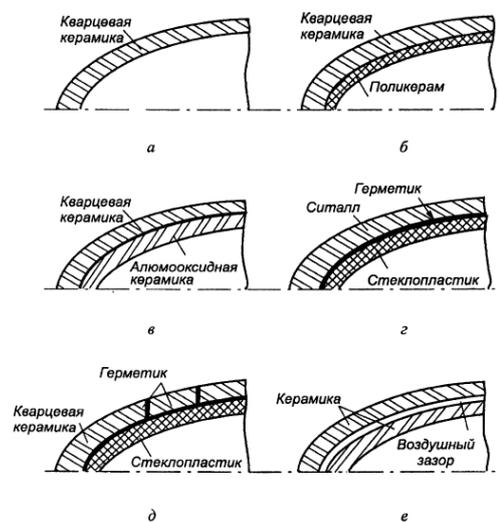


Рис. 1. Конструкции стенок обтекателя [3]

В данной работе представлен радиопрозрачный обтекатель со слоистой структурой. Он состоит из двух слоев неплозащитного слоя-чехла (ТЗС) и армирующего слоя

Армирующий слой исполняет роль опоры, он воспринимает всю нагрузку от давления скоростного напора. ТЗС служит для защиты от разрушения армирующего слоя, обеспечения жаропрочности обтекателя в целом и защиты от воздействия внешних факторов. На рис. 2 представлена конструкция обтекателя.

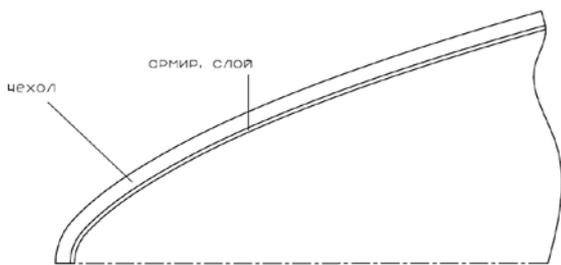


Рис. 2. Конструкция стенки обтекателя

Геометрическая модель

Для более высокой точности расчетов необходимо построить геометрическую модель, как можно более близкую к реальному обтекателю. Она представляет собой коническую оболочку с закруглением на конце, образующим носок. Диаметр основания оболочки составляет 500мм, длина 750мм, радиус закругления носка около 3-4 мм. Геометрическая модель обтекателя представлена на рис. 3.

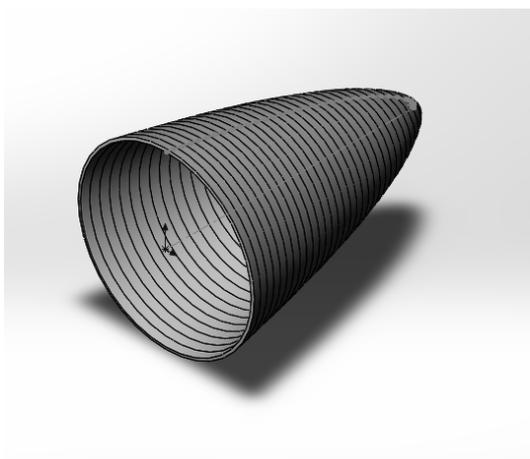


Рис. 3. Геометрическая модель обтекателя

Материалы

Представлены материалы, свойства которых, представленные в табл. 1 и табл. 2, достаточно точно соответствуют свойствам реальных материалов, используемых в процессе производства данных обтекателей.

Наполнители:

- Стеклоткань ЦТМЗ (чехол)
- Стеклоткань ТС 8/3-К-ТО (армирующий слой)

Таблица 1. Свойства наполнителей

Марка ткани	Масса 1 м ² , г	Толщина, мм	Поверх. плотность, г/м ²	Термостойкость, °С
ТС 8/3-К-ТО	290	0,25-0,31	290	>1200
ЦТМЗ		1,5-4,5	4900-5500	>1200

Связующее:

- Аллюхромофосфатное

Представляет собой водный раствор кислых фосфорнокислых солей алюминия и хрома.

Таблица 2. Свойства связующего

удельная масса, $\frac{\text{кг}}{\text{м}^3}$	1550-1770
Массовая доля алюминия в пересчете на Al_2O_3	6,5-9,0 %
Массовая доля алюминия в пересчете на Cr_2O_3	3,5-4,5 %
Массовая доля алюминия в пересчете на P_2O_5	35-40%

Технология

Радиопрозрачный обтекатель на основе кварцевой ткани ТС 8/3-К-ТО, многослойной цельнотканой заготовки ЦТМЗ и алюмохромофосфатного связующего изготавливается методом контактного или вакуумного формования.

Нагрузка

При полете на больших скоростях на корпус обтекателя действует аэродинамическое давление. По характеру воздействия его можно разделить на две составляющие: статическое и динамическое. Изменение статического давления P_h связано в основном с изменением высоты полета h и определяется по разработанным таблицам стандартной атмосферы. Динамическое давление P_a в каждой конкретной точке обтекателя зависит от многих факторов: скоростного напора q , угла атаки α , местного угла конусности θ , угловой координаты φ . Направление скоростного невозмущенного потока на обтекатель показано направлением его скорости V_∞ . Зная траекторию полета ракеты – зависимость изменения по времени функций $h(t)$, $v(t)$, $\alpha(t)$ – и геометрическую форму обтекателя, можно найти значения внешнего аэродинамического давления. Все обозначения показаны на рис. 4.

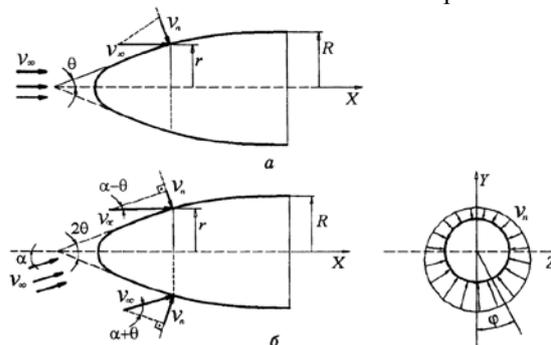


Рис. 4. Схема обтекания воздушным потоком: а – осесимметричное обтекание; б – обтекание под углом α [3]

Внешнее давление воздуха P на поверхность обтекателя определяется как сумма атмосферного давления P_h и избыточного по отношению к атмосферному давлению скоростного потока P_a .

$$P = P_h + P_a \quad (1)$$

Давление P_α определяется нормальной составляющей v_n скорости воздушного потока v_∞

$$P_\alpha = 2q \left(\frac{v_n}{v_\infty} \right)^2, \quad (2)$$

где $q = \rho \frac{v_\infty^2}{2}$ - скоростной напор; ρ - плотность воздуха, принимаемая в расчетах по таблицам стандартной атмосферы в соответствии с траекторией полета. Из геометрических соображений легко найти v_n как функцию углов α , θ , φ и затем определить P_α :

$$v_n = v \sin \alpha \cos \varphi \cos \theta + v \cos \alpha \sin \theta; \quad (3)$$

$$P_\alpha = 2q(\sin \alpha \cos \varphi \cos \theta + \cos \alpha \sin \theta)^2, \quad (4)$$

$$0 \leq \varphi \leq \pi, \alpha \geq 0 \quad [3].$$

Для приложения нагрузки и корректного расчета проводится аппроксимация функции P_α . Для этого разбиваем образующую обтекателя на 34 линейных участка (рис. 5), затем на каждом участке определить угол θ и рассчитать P_α . Рассчитывается P_α для углов атаки 0° и 5° .

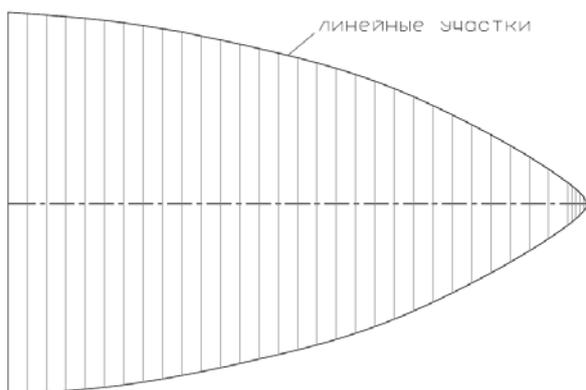


Рис. 5. Разбиение на линейные участки образующей обтекателя

Закрепление

Для моделирования крепления обтекателя к шпангоуту, а также отсутствие его перемещения как жесткого целого в процессе расчета, на цилиндрической части используется консольная заделка.

Выводы

Выполнен конечно-элементный анализ тонкостенного обтекателя летательного аппарата в условиях аэродинамического потока.

Получена модель НДС обтекателя по всем слоям при значениях углов атаки аэродинамического потока равными 0° и 5° (рис. 6).

Решена задача устойчивости конструкции при выбранных значениях нагрузки (рис. 7).

Определен оптимальный угол армирования материала всей конструкции. При угле атаки 0° угол укладки 45° , а при угле атаки 5° - 0° .

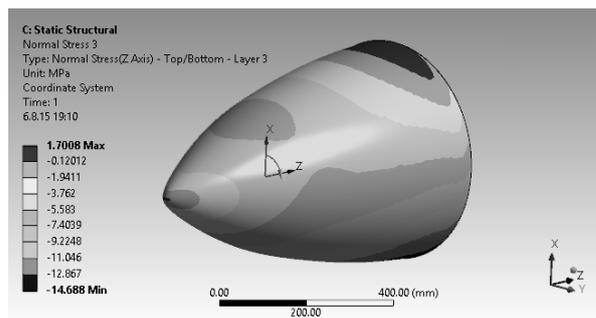


Рис. 6. Распределение напряжений в третьем слое

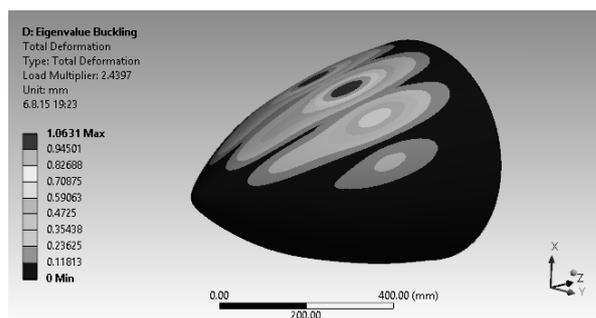


Рис. 7. Форма потери устойчивости

1. Ромашин А.Г., Гайдачук В.Е., Карпов Я.С., Русин М.Ю. Радиопрозрачные обтекатели летательных аппаратов. Проектирование, конструкционные материалы, технология производства, испытания. – Учеб. Пособие. - Харьков: Нац. аэрокосм. ун-т «Харьк. авиац. ин-т», 2003. – 239с
2. Гуртовик И.Г., Спортсмен В.Н., Стеклопластики рад технического назначения. – М.: Химия, 1987. 160с.
3. Русин М.Ю. Проектирование головных обтекателей ракет из керамических и композиционных материалов. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2005. – 12с.

БАЗОВЫЕ АППАРАТНЫЕ АРХИТЕКТУРЫ РЕКОНФИГУРИРУЕМОЙ СИСТЕМЫ ФУНКЦИОНАЛЬНОГО КОНТРОЛЯ И ДИАГНОСТИКИ В ЗАДАЧАХ МНОГОУРОВНЕВОЙ ДИАГНОСТИКИ БОРТОВЫХ КОМПЛЕКСОВ УПРАВЛЕНИЯ КОСМИЧЕСКИХ АППАРАТОВ

Л.В. Савкин

Научно-производственное объединение им. С.А. Лавочкина, Химки, Россия; slb@laspace.ru

В докладе рассмотрены основные особенности аппаратно-программного построения ранее предложенной реконфигурируемой системы функционального контроля и диагностики бортового комплекса управления космического аппарата. Представлены результаты исследования базовых аппаратных архитектур реконфигурируемого вычислительного поля для решения задач многоуровневой диагностики бортовых комплексов управления.

Ключевые слова: бортовой комплекс управления, функциональный контроль, диагностика, реконфигурируемое вычислительное поле, базовая архитектура

Цель работы

Основной целью работы является разработка и исследование способов повышения эффективности многоуровневого [1] контрольно-диагностического обеспечения бортовых комплексов управления (БКУ) современных космических аппаратов (КА) путем реализации алгоритмов контроля и диагностики БКУ КА на базе реконфигурируемых вычислительных систем [2].

Доклад посвящен исследованию наиболее эффективных базовых аппаратных архитектур единого реконфигурируемого вычислительного поля (РВП), реализуемых в ранее предложенной реконфигурируемой системе функционального контроля и диагностики (СФКД) БКУ КА [3, 4].

Показаны значительные преимущества реконфигурируемой СФКД БКУ КА перед широко распространенными программными [5] системами контроля и диагностики БКУ.

Построение реконфигурируемой СФКД БКУ КА

Структурная схема СФКД БКУ КА представлена на рис. 1.

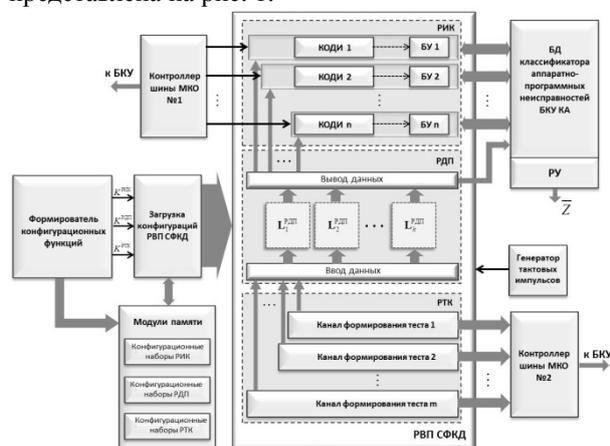


Рис. 1. Структурная схема СФКД БКУ КА

Из данного рисунка видно, что РВП СФКД делится на три основных фрагмента:

- 1) фрагмент реконфигурируемых измерительных каналов (РИК);
- 2) фрагмент реконфигурируемого дублирующего поля (РДП);
- 3) фрагмент реконфигурируемых тестовых каналов (РТК).

С помощью фрагмента РИК в РВП СФКД аппаратно реализуются n независимых контрольно-диагностических каналов, каждый из которых, в свою очередь, состоит из канала обработки диагностической информации (КОДИ) и буферного устройства (БУ).

В КОДИ осуществляется обработка контрольно-диагностической информации, поступающей от контрольных точек БКУ КА через мультиплексный канал обмена (МКО). На базе КОДИ, в зависимости от значения конфигурационной функции (КФ) $K^{РИК}$, может быть построен либо логический анализатор (диагностика программной составляющей БКУ), либо сигнатурный анализатор (диагностика аппаратной составляющей БКУ), которые через БУ осуществляют сопоставление регистрируемых данных с эталонными данными, хранящимися в пополняемой базе данных (БД) классификатора аппаратно-программных неисправностей БКУ КА.

Фрагмент РДП реализует проведение диагностики дискретных элементов БКУ КА методом эквивалентного дублирования аппаратуры. Это достигается путем создания необходимой эталонной конфигурации цифровых устройств БКУ в одной из матриц дублирующего поля $L_d^{РДП}$, где $d = \overline{1, k}$ – условный порядковый номер матричного набора коммутируемых логических блоков (КЛБ) в РДП. Анализ данных, полученных в результате

диагностирования дискретных элементов аппаратных подсистем БКУ методом эквивалентного дублирования, может осуществляться как напрямую через БД классификатора неисправностей БКУ КА, так и через фрагмент РИК. В обоих случаях тестовые воздействия формируются в выделенном фрагменте единого вычислительного поля РТК.

Фрагмент РТК представляет собой многоканальный формирователь тестов БКУ КА. Каждый из каналов реализуется аппаратным образом в одном из m каналов формирования тестов, аппаратная архитектура которого описывается КФ $K^{РТК}$.

Полученные результаты

В таблице 1 представлена количественная оценка трех фрагментов РВП СФКД, задействованных для реализации пяти различных диагностических моделей (ДМ) БКУ КА.

Таблица 1. Название таблицы

Номер ДМ БКУ	Количество КЛБ в матричном фрагменте РВП			Число выч. тактов
	РИК	РДП	РТК	
1	15600	500000	78960	250
2	1538600	500000	908960	150
3	1465600	400000	908960	120
4	1605600	400000	908960	180
5	15600	400000	908960	120

Для реализации единого РВП, в свою очередь, было использовано шесть программируемых логических интегральных схем Virtex-5 фирмы Xilinx. В правой графе таблицы указано минимальное значение числа вычислительных тактов, за которые возможно идентифицировать неисправность элемента первого аппаратного уровня модели БКУ КА с числом условных аппаратных уровней $q = 4$.

Особое внимание в работе было уделено разработке и исследованию базовых архитектур фрагмента РДП, реализующего различные цифровые устройства в рамках одной из пяти ДМ БКУ: эквивалентные аппаратные модули и встраиваемые логические архитектуры, выполняющие двусторонний обмен данными с БКУ КА по схеме встроенного контроля.

На рис. 2 показаны переходы между базовыми конфигурациями фрагмента РДП от первой ДМ во второй ДМ.

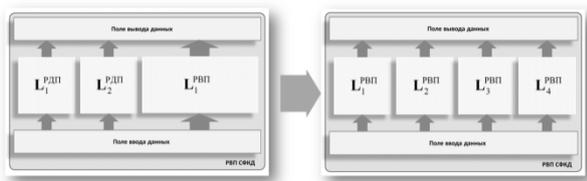


Рис. 2. Возможные конфигурации фрагмента РДП

Аппаратная архитектура фрагмента РДП, соответствующего первой ДМ, описывается КФ вида

$$K_{\text{общ.1}}^{РДП} = K^{ВХ} \cup K^{ВЫХ} \cup K_1^{РДП} \cup K_2^{РДП} \cup K_1^{РВП}, \quad (1)$$

где $K^{ВХ}$ - КФ устройства ввода данных; $K^{ВЫХ}$ - КФ устройства вывода данных; $K_1^{РДП}$, $K_2^{РДП}$ - КФ архитектур РДП, отведенных для реализации эквивалентных аппаратных модулей; $K_1^{РВП}$ - КФ архитектуры РДП, реализующей логический модуль обмена данными с БКУ по схеме встроенного контроля.

КФ каждой внутренней архитектуры РДП можно записать как

$$K_1^{РДП} = G(L_1^{РДП}), K_2^{РДП} = G(L_2^{РДП}), K_1^{РВП} = G(L_1^{РВП}), \quad (2)$$

где $L_1^{РДП}$, $L_2^{РДП}$, $L_1^{РВП}$ - матричные наборы КЛБ, отведенные для реализации внутренних архитектур фрагмента РДП; G - оргграф, описывающий топологию логико-арифметических связей между КЛБ-вершинами в матричных наборах КЛБ выделенных фрагментов РДП. Для реконфигурации СФКД из первой ДМ БКУ во вторую

$$K_{\text{общ.1}}^{РДП} \Rightarrow K_{\text{общ.2}}^{РДП}, \quad (3)$$

необходимо задать КФ второй ДМ БКУ вида

$$K_{\text{общ.2}}^{РДП} = K^{ВХ} \cup K^{ВЫХ} \cup K_1^{РВП} \cup K_2^{РВП} \cup K_3^{РВП} \cup K_4^{РВП} \quad (4)$$

где $K_i^{РВП}, i = \overline{1,4}$ - КФ аппаратных архитектур РДП, реализующих набор из четырех логических модулей обмена данными с БКУ по схеме встроенного контроля.

КФ набора логических модулей можно представить в виде системы КФ

$$K_{\text{наб.}}^{РВП} = \begin{cases} K_1^{РВП} = G(L_1^{РВП}), \\ K_2^{РВП} = G(L_2^{РВП}), \\ K_3^{РВП} = G(L_3^{РВП}), \\ K_4^{РВП} = G(L_4^{РВП}). \end{cases} \quad (5)$$

В этом случае КФ архитектуры фрагмента РДП, соответствующего второй ДМ БКУ КА можно представить как

$$K_{\text{общ.2}}^{РДП} = K^{ВХ} \cup K^{ВЫХ} \cup K_{\text{наб.}}^{РВП}, \quad (6)$$

где $K_{\text{наб.}}^{РВП}$ - система КФ, описывающих аппаратную архитектуру внутреннего набора логических модулей, реализуемых с помощью фрагмента РДП.

Список литературы

1. Алексеев А.А., Кораблев Ю.А., Шестопалов М.Ю. Идентификация и диагностика систем.-М.: Издательский центр «Академия», 2009. – 352 с.
2. Каляев И.А., Левин И.И., Семерников Е.А., Шмойлов В.И. Реконфигурируемые мультимониторные вычислительные структуры /Изд. 2-е, перераб. и доп. / Под общ. Ред. И.А. Каляева. - Ростов-на-Дону: Изд-во ЮНЦ РАН, 2009. – 344 с.
3. Ширшаков А.Е., Новичков В.М., Савкин Л.В., Макаров А.С. Расширение функциональных возможностей системы контроля и диагностики бортового комплекса управления космического аппарата за счет встроенных реконфигурируемых вычислительных структур. Вестник НПО им. С.А. Лавочкина, №2, 2015. с. 45-51.
4. Савкин Л.В., Ширшаков А.Е., Новичков В.М. Построение реконфигурируемой системы функционального контроля и диагностики бортового комплекса управления космического аппарата. Авиакосмическое приборостроение, №6, 2015. с. 8-13.
5. Бровкин А.Г., Бурдыгов Б.Г., Гордийко С.В. и др. Бортовые системы управления космическими аппаратами. /Под ред. проф. А.С. Сырова.-М.: Изд-во МАИ-ПРИНТ, 2010. – 304 с.

ТЕХНОЛОГИЯ ЛАЗЕРНО-УДАРНО-ВОЛНОВОЙ ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ОДНОКРАТНЫХ ИМПУЛЬСНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Г.Ж. Сахвадзе

Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия; sakhvadze@mail.ru

Технология лазерно-ударно-волновой обработки (ЛУВО) материалов является инновационной технологией обработки материалов, при которой в приповерхностной области генерируются значительные сжимающие остаточные напряжения, которые способствуют существенному улучшению их прочностных, трибологических и эксплуатационных характеристик.

Теоретические основы. Общая методология технологии лазерно-ударно-волновой обработки (ЛУВО) материалов следующая: обрабатываемую поверхность покрывают непрозрачным для лазерного излучения слоем с низкой температурой испарения: черной краской, металлической фольгой или лентой (рис. 1). Сверху находится прозрачный слой, роль которого наиболее часто выполняет вода.

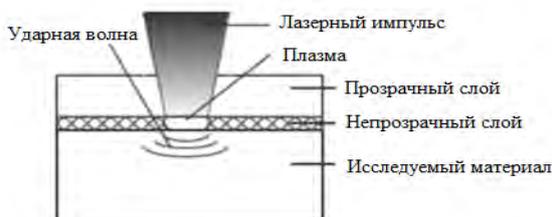


Рис. 1. Принципиальная схема технологии ЛУВО (лазерно-ударно-волновой обработки) материалов

Энергия лазерного импульса поглощается непрозрачным слоем, что приводит к его нагреву, испарению и формированию высокотемпературной плазмы, ограниченной с одной стороны поверхностью исследуемого материала, а с другой – прозрачным слоем, сдерживающим распространение плазмы. Вследствие ограниченности объема, давление резко возрастает до высоких значений (более 2 ГПа) и быстро распространяется в материал в виде ударной волны, которая способствует появлению в материале сжимающих остаточных напряжений. Если эти напряжения превосходят упругий предел Гюгонио, то материал деформируется пластически. Непрозрачный слой служит защитой от прямого контакта поверхности исследуемого материала с лазерно-индуцированной плазмой. Прямое взаимодействие поверхности материала с плазмой ведет в большинстве случаев к образованию расплава металла на поверхности. Из вышесказанного следует, что процесс ЛУВО не следует рассматривать термическим процессом, так как при этом не происходит нагрева поверхности материала и вода используется в нем лишь для ограничения распространения плазмы, а не для охлаждения поверхности.

Известно, что наиболее сильное влияние на механические характеристики материалов, прежде всего, прочностные и трибологические, среди известных импульсных методов оказывают ударные

волны [1], в том числе сгенерированные при лазерно-ударно-волновой обработке (ЛУВО) материалов. Кратко поясним суть методики в цифрах. При фокусировке короткого (в диапазоне 3-30 нс) и интенсивного ($> 10^{13}$ Вт/м²) лазерного импульса на поверхность материала, поверхностный слой мгновенно испаряется (явление абляции) и образуется приповерхностная плазма с высокими температурой (приблизительно 10000 К) и давлением (> 2 ГПа) Плазма при расширении в результате быстротекающих физико-химических процессов и фазовых превращениях [2] излучает ударные волны, и механические импульсы распространяются как в среде, так и в твердом теле. Обычно в экспериментах используется неодимовый импульсный лазер, генерирующий выходную мощность 80-100 Дж. с продолжительностью импульса около 20 нс, форма которого с удовлетворительной точностью может быть аппроксимирована как гауссова.

В случае, когда исследуемый материал окружен специальной средой и плазма «стеснена» между конструкцией и средой, прозрачного для лазерного излучения (стекло, вода), замедляется расширение плазмы и давление ударной волны повышается пропорционально акустическому импедансу Z_2 среды. Такой режим воздействия лазерного излучения с конструкцией называется стесненной абляцией, и он позволяет обработать даже самые твердые материалы. Максимальное производимое давление равно около 5 ГПа. Следует заметить, что продолжительность воспроизведения давления в 2 или 3 раза дольше, чем при прямой абляции (без окружающей среды) при тех же самых плотностях мощности лазерного излучения (до 2×10^{14} Вт/м²).

Рассмотрим процесс генерации давления при стесненной абляции. Для этого примем, что плазма является идеальным газом с корректирующим коэффициентом α , характеризующим отношение термической энергии к внутренней энергии ($\alpha=1$ для идеального газа), и учтем процессы нагревания, адиабатического охлаждения и заключительного расширения плазмы.

Процесс раскрытия поверхности раздела может быть выражено формулой Гюгонио [3]:

$$\frac{dL(t)}{dt} = \left(\frac{1}{Z_1} + \frac{1}{Z_2} \right) P(t) = \frac{2}{Z} P(t), \quad (1)$$

где $L(t) = \int_0^t [u_1(t) + u_2(t)] dt$ является длиной плазмы (равной толщине поверхности раздела в момент времени t), $u_1(t)$ и $u_2(t)$ - перемещения материала и абляционного слоя в момент t , $P(t)$ - давление в плазме в момент времени t , Z_1 - импеданс материала конструкции (равен, например, для алюминия $1,5 \times 10^7$ кг/м²с), Z_2 - импеданс среды (равен 1,65 кг/м²с для воды) и Z - приведенный импеданс ударной волны. Если $E_i(t)$ - плотность энергии плазмы и $I(t)$ - интенсивность поглощенной энергии лазера, то закон сохранения энергии на отрезке времени с малым шагом dt будет иметь вид:

$$I(t)dt = P(t)dL(t) + d[E_i(t)L(t)]. \quad (2)$$

Уравнения (1) и (2) могут быть легко объединены и решены, получая давление $P(t)$ и толщину плазмы $L(t)$:

$$\frac{dL(t)}{dt} = \frac{2P(t)}{Z}, \quad \left(\frac{Z}{2} + \frac{3}{4\alpha}\right) \left(\frac{dL(t)}{dt}\right)^2 + \frac{3Z}{4\alpha} L(t) \frac{d^2L(t)}{dt^2} = I_p(t).$$

В важном частном случае, когда интенсивность лазерного излучения I_0 постоянна, возникающее при этом давление можно определить следующей зависимостью:

$$P = 10^{-9} \left(\frac{\alpha}{2\alpha + 3}\right)^{1/2} (Z I_0)^{1/2} \quad (3)$$

В этой формуле давление измеряется в ГПа, импеданс - в кг/м²с, интенсивность - в Вт/м².

Если I_0 является начальной плотностью мощности лазерного излучения (т.е., $I(t) = I_0$ в течение всей продолжительности импульса τ), то α является мерой эффективности (своего рода к.п.д.) процесса взаимодействия, причем часть энергии αE идет на увеличение давления ($P = \frac{2}{3} \alpha E_i$), а остальная часть энергии $(1 - \alpha)E$ - на генерирование и ионизацию плазмы (заметьте, что α меняется от 0,1 до 0,2).

В случае использования воды в качестве окружающей среды $\alpha = 0,11$ (физический означающий, что только 11 % начальной плотности энергии лазерного излучения используется для повышения давления плазмы), пиковые давления пропорциональны квадратному корню от плотности мощности лазерного излучения. В этом случае из уравнения (3) получаем:

$$P = 3.22 \times 10^{-7} \times \sqrt{I_0}. \quad (4)$$

Определяющее соотношение. При ЛУВО скорости деформации достигают величин 10^6 с⁻¹ и более, поэтому при расчетах напряженно-деформированного состояния используется упрощенная модель Джонсона-Кука (поскольку технология ЛУВО относится к нетермическим технологиям, тепловыми эффектами игнорируем) [6]:

$$\sigma = (A + B\bar{\epsilon}^n)(1 + C\dot{\bar{\epsilon}}^*),$$

где A, B, C, n - постоянные материала, σ - эквивалентные напряжения по Мизесу, $\bar{\epsilon}$ - эквивалентные пластические деформации, $\dot{\bar{\epsilon}}^* = \dot{\bar{\epsilon}}/\dot{\bar{\epsilon}}_0$ - безразмерные скорости деформации ($\dot{\bar{\epsilon}}_0 = 1.0$ с⁻¹). В наших исследованиях расчеты проводятся для конструкционной подшипниковой стали Сталь-45. Ее механические характеристики приведены в табл. 1 [7].

Таблица 1. Механические характеристики конструкционной подшипниковой стали (Сталь-45).

Характеристика	Значение	Размерность
Плотность, ρ	7850	Кг/м ³
Коэффициент Пуассона, ν	0,29	-
Модуль упругости, E	206	ГПа
Предел упругости Гюгонио, P_H	2.1	ГПа
A	507	МПа
B	320	МПа
C	0,064	-
n	0,28	-

Конечноэлементное моделирование. Конечноэлементное моделирование проводилось программным комплексом ANSYS (номер лицензии 660578). Чтобы избежать многих сложностей при вычислениях в быстропротекающей динамической задаче, вычисления производятся в симметричной конечноэлементной модели с размерностью $4R \times 4R \times 2R$ [8], где R - радиус лазерного пятна (в нашем примере $R = 4$ мм.) (рис. 2). Размеры конечного элемента $R/l_{xy} = 10$, $R/l_z = 20$, где l_{xy} - длина конечного элемента вдоль осей x, y ; l_z - длина вдоль оси z . Шаг по времени - $\Delta t = 0,22$ нс.

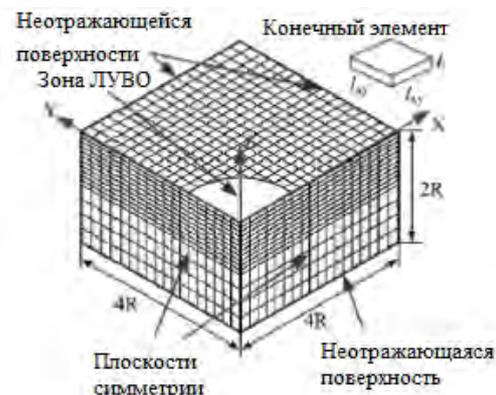


Рис. 2. Схема 3-D конечноэлементной модели

Результаты и их обсуждение. На рис. 3 показаны изменения остаточных напряжений на поверхности исследуемого материала во времени. Видно, что остаточные напряжения динамично меняются в интервале времени от 1000 нс до 2000 нс и

стабилизируются после 4000 нс. Поэтому принимается, что время 5000 нс достаточно для завершения всех переходных процессов, после чего имеем устойчивое равновесное напряженное состояние.

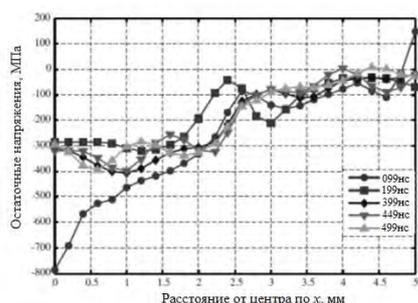


Рис. 3. Распределение остаточных напряжений σ_x на поверхности исследуемого материала в различные моменты времени

На рис. 4 представлено распределение остаточных напряжений σ_x и σ_y для одиночного импульса (однократное ЛУВО) на поверхности вдоль оси x (а) и вглубь материала по оси z (б) и их сравнение с экспериментом из [9]. Видно, что максимальные сжимающие остаточные напряжения порядка 355 МПа имеются в зоне пластических воздействий (L_p) на глубине 0,80 мм. МКЭ дает значения 349 МПа, что на 1,7 % меньше, чем экспериментальные данные, а зона пластических воздействий составляет 0,67 мм, что на 16,3 % меньше, чем в экспериментах. Таким образом, можно заключить, что МКЭ для задач ЛУВО дает вполне приемлемые результаты.

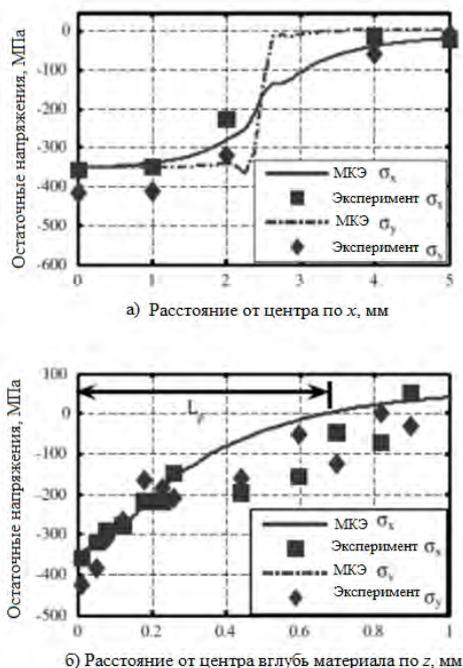


Рис. 4. Распределение остаточных напряжений σ_x и σ_y для одиночного импульса на поверхности вдоль оси x (а) и вглубь материала по оси z (б) и их сравнение с экспериментом из [9].

Следует также отметить, что полученные сжимающие остаточные напряжения являются почти однородными в зоне воздействия, достигают максимальных значений на поверхности и постепенно уменьшаются по глубине материала (т.е., имеем маленький градиент напряжений), что очень важно для обеспечения однородного поля сжимающих остаточных напряжений в приповерхностной области.

Таким образом, технология многократной ЛУВО повышает максимальные сжимающие остаточные напряжения на поверхности и продвигает их вглубь материала, существенно повышая прочностные, трибологические и эксплуатационные характеристики.

Выводы. Представлено конечноэлементное моделирование лазерно-ударно-волновой обработки (ЛУВО) материалов при однократном воздействии. Полученные результаты распределения сжимающих остаточных напряжений на поверхности и вглубь материала хорошо коррелируются с известными экспериментальными данными.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках Федеральной целевой программы «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014-2020 годы», Соглашение о предоставлении субсидии №14.607.21.0040 от 22.07.2014 г., проект RFMEFI60714X0040.

1. Зельдович Ю.Б., Райзер Ю.П. Физика ударных волн и высокотемпературных гидродинамических явлений. – 3-е изд., исправл. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2008. – 656 с.
2. Григорьянц А. Г., Шиганов И. Н., Мисуров А. И. Технологические процессы лазерной обработки. - Издательство МГТУ им. Н.Э. Баумана: учебное пособие для вузов, 2008. - 663 с.
3. Peyre P., Scherpereel X., Berthe L., Fabbro R. Current trends in laser shock processing // Surf. Eng. 1998; V. 14, P. 377–380.
4. Zhang, Y.K., Lu, J.Z., Ren, X.D., Yao, H.B., & Yao, H.X. Effect of laser shock processing on the mechanical properties and fatigue lives of the turbojet engine blades manufactured by LY2 Al alloy // Materials and Design, 2009, V. 30(5), P. 1697–1703.
5. Rozmus-Górnikowska, M. Surface modifications of a Ti6Al4 V alloy by a laser shock processing. Acta Physica Polonica // 2010, V. 117, P. 808–811.
6. Johnson G.R., Cook W.H. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures // Proceedings of the 7th international symposium on ballistics. The Hague, 1983, P. 541–547.
7. G.J. Sakhvadze. Laser Shock Processing of Materials to Produce Nanostructures // Special Issue of Scientific Journal of IFTOMM «Problems of Mechanics», № 2(55), 2014, P. 68-73.
8. Столяров В.В., Сахвадзе Г.Ж., Баранов Ю.В. Импульсные технологии обработки для получения наноструктурных материалов // Конструкции из композиционных материалов. 2007. Выпуск 3. С. 13-20.
9. Yongxiang Hu, Zhenqiang Yao. Numerical simulation and experimentation of overlapping laser shock processing with symmetry cell // International Journal of Machine Tools & Manufacture. 2008, V 48, P. 152–162.

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННОЙ АНАЛОГИИ ДЛЯ ОБОБЩЕНИЯ ХАРАКТЕРИСТИК ИЗНОСА ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВЕЛИЧИНАХ ФРИКЦИОННОГО НАГРЕВА

Седакова Е.Б., Козырев Ю.П.

Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия; elenasedakova2006@yandex.ru

Предложен подход к учету влияния вязкоупругих свойств политетрафторэтилена на ряд его триботехнических характеристик. Показано, что объемный нагрев политетрафторэтилена при трении приводит к смещению диапазона рабочих нагрузок в область их больших значений с одновременным снижением износостойкости полимера. Получено выражение, позволяющее прогнозировать диапазон рабочих нагрузок политетрафторэтилена.

Ключевые слова: трение, износостойкость, политетрафторэтилен, температура.

Физико-механические свойства полимерных материалов, как известно, в сильной степени зависят от их вязкоупругой природы. Поэтому следует ожидать, что на триботехнические характеристики полимерных материалов и их композитов также будут оказывать влияние физические процессы, происходящие из явления вязкоупругости [1]. При трении температурное поле, непосредственно в зоне фрикционного контакта имеет достаточно сложный случайный характер вследствие того, что тепловыделение при трении происходит в областях непосредственного контакта микронеровностей. Расчет температуры в зоне фрикционного контакта усложняется еще тем, что коэффициент распределения тепловых потоков может зависеть от интенсивности образования пленок переноса на металлическом контртеле в процессе трения. В этом случае основное влияние на износ может оказывать объемная температура образца. Так, в [2] был исследован износ ПТФЭ по стеклу в широком диапазоне скоростей скольжения и при изменении объемных температур образца в пределах от 23 до 100 °С. При этом основное внимание было уделено положению максимума коэффициента износа на шкале скоростей в области начальных нагрузок, который имеет сдвиг при изменении температуры. Этот максимум был в последствии аналитически предсказан эмпирическим законом изнашивания [3]. На основе полученных результатов была построена обобщенная кривая путем преобразования данных посредством горизонтального сдвига, зависящего от температуры полимера при испытаниях, относительно кривой при начальной температуре. Для этих целей использовалось соотношение Аррениуса.

Диапазон износа политетрафторэтилена (ПТФЭ) при больших нагрузках и вариации окружающей температуры был изучен в [4]. Резкий рост коэффициента износа при достижении критической скорости скольжения был идентифицирован как переход от умеренного к серьезному износу. В [3]

подобный рост коэффициента износа рассматривался как переход от адгезионного износа в область преобладания механической составляющей износа. В [4] обнаружено, что переход к серьезному износу сопровождается появлением и развитием подповерхностных трещин. Были проведены эксперименты по оценке влияния на обнаруженный переход окружающей температуры из диапазона от 23 до 66 °С. Было отмечено, что точка перехода при росте температуры смещается по шкале скорости скольжения в область более высоких значений. Так как этот процесс, по-видимому, связан с вязкоупругими свойствами, то он должен подчиняться соотношениям температурно-временной аналогии. Была построена единая обобщенная зависимость для скорости скольжения с помощью фактора температурного сдвига найденного по уравнению Аррениуса. Следует заметить, что обнаруженный в [4] переход фактически определяет величину предельно допустимой нагрузки на узел трения ПТФЭ в паре трения с металлом. Таким образом, рассмотренные выше результаты показывают влияние объемной температуры на триботехнические характеристики ПТФЭ.

Главный недостаток приведенных выше исследований состоял в том, что в них не учитывался нагрев образцов за счет фрикционного тепла. В [2] причиной этого были очень малые нагрузки, а в [4] использовался трибометр с осциллирующим нагружением.

В настоящей работе изучался износ образцов ПТФЭ, нагрев которых производился за счет фрикционного тепла с целью оценки роли объемной температуры на допустимые нагрузки при трении без учета уровня температур на самой поверхности контакта.

Экспериментальные исследования трения проводились на установке, описанной в [3], по схеме кольцо-плоскость. Образец ПТФЭ в виде пластины размером 20×25 мм и толщиной 5,8 мм изнашивался контртелом из стали 18Х2Н4МА ГОСТ 10702-78 в виде кольца диаметром 10×8 мм. Путь трения L составлял 250 м. При испытаниях варьировалась величина совместной

нагрузки pv являющейся произведением контактного давления p на скорость скольжения v . Значения pv изменялись от малых величин (0,05 МПа м/с) до величин порядка 2,5 МПа м/с, при которых уже наблюдается существенный фрикционный нагрев трибоузла. Для отдельного учета влияния скорости скольжения указанный диапазон pv достигался при постоянной скорости скольжения, которая в каждом диапазоне нагрузок была равна 0,1; 0,2; 0,3 и 1 м/с. Величина массового износа образца определялась в конце испытаний, а коэффициент износа K по обще принятой методике.

Для измерения температуры использовался безконтактный измеритель температуры – инфракрасный термометр УТ 302 С. Температура измерялась на боковой поверхности полимерного образца в конце испытаний.

Аппроксимация экспериментальных результатов проводилась с использованием эмпирического закона изнашивания, который устанавливает связь между коэффициентом износа K и совместной нагрузкой pv и имеет вид [3, 5]

$$K = apve^{-b pv} + c(e^{d pv} - 1), \quad (1)$$

где a, b, c, d – размерные коэффициенты. Зависимость (1) имеет максимум при малых pv и проходит через минимум. Таким образом, эмпирический закон отражает в аналитической форме те механизмы, которые имеют место при износе ПТФЭ и отражены в [2] и [4]. В [3] предложена методика определения допустимых нагрузок полимерных материалов по положению минимума на зависимости (1). Но такие опыты проводились при случайном выборе величины скорости скольжения, например, в диапазоне скоростей скольжения 0,1-1 м/с. В этом случае полученная величина характеризует некоторый средний уровень допустимой нагрузки в заданном диапазоне скоростей скольжения.

На рис. приведены результаты аппроксимации экспериментальных данных K при износе ПТФЭ при одних и тех же величинах pv , но полученных при различных скоростях скольжения. Графики рис. отчетливо показывают сдвиг положения минимума кривых pv_{min} по оси pv в зависимости от скорости скольжения, для которой вычисляется совместная нагрузка. Отметим, что при более высоких значениях pv , соответствующих минимальным значениям K , температура полимера выше из-за его фрикционного разогрева. Положение минимума было принято ранее [3] за допустимый уровень нагрузки, при превышении которого происходит резкое возрастание износа, связанного с образованием подповерхностных трещин. Кроме того, имеет место вертикальный сдвиг кривых рис. за счет более интенсивного износа при более высоких скоростях скольжения.

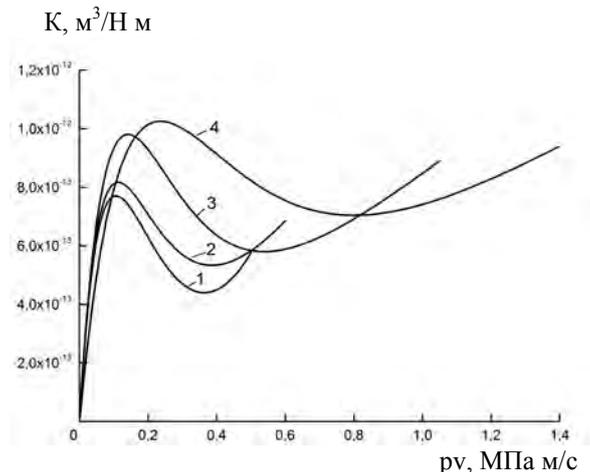


Рис. Результаты аппроксимации экспериментальных данных по (1). Расчет pv проводился при скоростях: 0,1 (1); 0,2 (2); 0,3 (3) и 1 (4) м/с

Рассмотрим горизонтальный сдвиг кривых вызванный влиянием температуры. Для частично кристаллических полимеров при температурах стеклования трибологическое поведение, как функция скорости или сдвиговой скорости, в широком диапазоне температур может быть представлено посредством обобщенной кривой путем использования фактора сдвига $a(T)$, определяемого соотношением Аррениуса

$$a(T) = \exp \left[\frac{\Delta H}{R} \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_0} \right) \right], \quad (2)$$

где T - абсолютная температура опыта; T_0 - начальная температура для фактора сдвига; ΔH - энергия активации; R - универсальная газовая постоянная.

В [4] делается вывод, что энергия активации применительно к трибологическими проблемами может находиться в пределах 7 - 10 ккал/моль. Для проводимых расчетов выбираем величину 10 ккал/моль. Исходные величины для расчета величины $a(T)$ приведены в табл. 1. В (2) $T_0 = 298K$. Измерения износа проводились при одной скорости с постепенным ростом pv до тех пор пока кривая K не проходит минимум и достигает своего максимального значения при pv_m . Опыты проводились с определенной градацией pv от малых величин до pv_m . Естественно, что температурный режим образца будет меняться, что будет сказываться на величине $a(T)$. В таблице приведены экспериментально полученные значения температуры и расчетные значения $a(T)$.

Таким образом, за счет обобщения температурно-временного сдвига можно иметь одно значение допустимой нагрузки

$pv_{\min}(a(T))$, которая в среднем равна 0,26 МПа м/с.

Таблица 1. Результаты измерения температуры образцов ПТФЭ при различных скоростях скольжения и при значениях pv_{\min} , расчетные значения $a(T)$ и $pv_{\min}(a(T))$

pv_{\min} , МПа м/с	v , м/с	T , К	$a(T)$	$pv_{\min}(a(T))$
0,36	0,1	303,1	0,75	0,27
0,39	0,2	307,3	0,60	0,23
0,55	0,3	311,1	0,49	0,27
0,76	1	320	0,37	0,28

Воспользоваться этим соотношением для прогнозирования не представляется возможным, так как величина $a(T)$ изменяется с изменением скорости скольжения за счет смещения pv_{\min} и соответствующего повышения температуры узла трения. Так как нами найдены четыре значения $a(T)$ при различных скоростях, то величину $a(T)_v$ можно аппроксимировать следующим образом

$$a(T)_v = a(T)_0^{1-4(v-v_0)}$$

где $a(T)_0$ - температурный сдвиг при скорости $v_0=1$ м/с.

Тогда величину pv_{\min} для любых промежуточных скоростей v в диапазоне 0,1 - 1 м/с можно найти из соотношения

$$pv_{\min} = \frac{0,26}{a(T)_v}$$

Следует заметить, что коэффициент 0,26 был найден при испытании образцов определенных размеров. Поэтому следует в дальнейшем провести опыты при других типоразмерах образцов

Таким образом характеристики износа полимерных материалов, как и их деформационные свойства имеют температурно-временную природу.

На это указывает и вертикальный сдвиг кривых (рис.) который возникает по причине того, что с ростом скорости скольжения модуль упругости и прочностные свойства вязкоупругих материалов возрастают. При этом усталостная прочность материала может снижаться, что в принципе приводит к некоторому снижению износостойкости. В [6] для прочностных свойств полимеров предлагаются различные зависимости, которые основаны на некоторой степенной зависимости скорости. Тогда в нашем случае относительный вертикальный сдвиг b_T будет

$$b_T = 3 \cdot 10^{-13} \cdot \log\left(\frac{v}{v_0}\right), \quad (3)$$

где v_0 - самое низкое значение скорости в диапазоне равное 0,1 м/с.

В табл. 2 приведены величины K_{\min} при pv_{\min} и расчетные значения $K_p = K_{\min} + b_T$ по (3) -, где значение K_{\min} взята при скорости $v=0,1$.

Из данных табл. видно, что при расчете с применением величины b_T ошибка не превышает 10 %, в то время как исходные данные могут отличаться на величину более 60 %.

Таблица 2. Сопоставление экспериментальных значений K_{\min} и расчетных величин K_p

v , м/с	K_{\min} , 10^{-13} м ³ /Н м	$b_T, 10^{-13}$ (экспериментальный)	$b_T, 10^{-13}$ по (3)	$K_p, 10^{-13}$
0,1	4,4	0	0	4,4
0,2	5,3	0,9	0,9	4,4
0,3	5,8	1,4	1,43	4,37
1	6,6	2,6	3	4

Основные выводы:

-показано, что фрикционный нагрев ПТФЭ в сочетании со скоростью нагружения приводит к изменению диапазонов действия основных механизмов износа и изменению самого уровня износостойкости;

-изменение величин допустимых нагрузок подчиняется закономерностям температурно-временной аналогии в соответствии с уравнением Аррениуса;

-предложено соотношение для прогнозирования величин допустимых нагрузок при любых скоростях скольжения в пределах выбранного диапазона;

-предложено соотношение для учета вертикального сдвига кривых износа.

Список литературы

1. McLaren .KG., Tabor D. Visco-elastic properties and the friction of solids//Nature.1963. V.197. P.856-858.
2. Tanaka K. Effects of various fillers on the friction and wear of PTFE- based composites In book: Friction and wear of polymer composites , edited by K Friedrich. Elsevier science publishers, Amsterdam , 1996. pp.137-174.
3. Козырев Ю.П., Седакова Е.Б. Метод определения допустимых нагрузок при трении с использованием эмпирического закона изнашивания.//Вестник машиностроения. 2007. N. 6. С. 44-46.
4. Blanchet T. A., Kennedy F. E. Sliding wear mechanism of polytetrafluoroethylene (PTFE) and PTFE composites// Wear. 1992. V. 153. N.1. P. 229-243.
5. Седакова Е.Б., Козырев Ю.П. Приложение эмпирического закона изнашивания к вопросам разработки композитов на основе политетрафторэтилена // Вопросы материаловедения. 2012. N. 4. С. 217-222.
6. Гуль В.Е., Кулезнев В.Н. Структура и механические свойства полимеров. М.: Высшая школа. 1979. 352 с.

ВЕКТОРНАЯ ОБРАБОТКА СИГНАЛОВ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ ДАТЧИКОВ ВИБРАЦИИ В СИСТЕМАХ ПРОТИВОАВАРИЙНОЙ ЗАЩИТЫ

О.Б. Скворцов^(1,2)

⁽¹⁾Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия; pravotorova@bk.ru

⁽²⁾«Научно-Технический Центр «Завод Балансировочных машин»

Рассмотрены методы матричной обработки сигналов многокомпонентных датчиков. Такая обработка позволяет не только компенсировать взаимное влияние векторной изменяемой величина на отдельные компоненты датчика, но и динамически менять функции измерительной аппаратуры для выделяемых ортогональных составляющих с частичным или полным поворотом базиса, а также переходом к резервированным суммарным оценкам.

Ключевые слова: вибрация, ортонормализация, дублирование, датчик

Нормативная база, касающаяся измерения и противоаварийной защиты по вибрации для роторного оборудования ориентирована на применение однокомпонентных датчиков вибрации [1,2]. Обеспечение высокой достоверности противоаварийной защиты предполагает либо резервирование, как измерительной аппаратуры, так и датчиков, либо реализацию алгоритмов логики защиты [3-5]. Применение резервирования, как возможность, заложена в большинство современных систем контроля, но на практике применяется весьма ограничено, поскольку требует кратного увеличения аппаратурных затрат и соответствующей стоимости оборудования.

Применение логики защиты предполагает подтверждение аварийного состояния по одному из каналов увеличением уровня вибрации на одном или нескольких «соседних» каналах. Под соседними каналами подразумевается измерение по разным направлениям на одном подшипнике или на соседних подшипниках. Анализ вибрации реального оборудования показывает, что рост вибрации по соседним каналам не всегда является типичным случаем [6]. Рост вибрации по одному направлению, иногда сопровождается снижением вибрации по другому. Такая ситуация чаще встречается для агрегатов свойства которых в выбранных направлениях существенно отличаются, например для горизонтально расположенных турбоагрегатов. Вертикальное расположение роторов, например в гидроагрегатах, обеспечивает большую симметрию конструкции и корреляционную связь сигналов [6].

Для горизонтальных агрегатов распространенным является применение двух датчиков вибрации, оси чувствительности которых ортогональны и направлены под углом 45 градусов к вертикали в плоскости перпендикулярной оси вращения агрегата [2,7], как показано на рис.1.

Каждый из одно- или трехкомпонентных датчиков с такой ориентацией благодаря поперечной чувствительности воспринимает не только проекции вертикальной и горизонтальной составляющих на измерительную ось, но и комбинации в соответствии с матрицей S коэффициентов чувствительности (1).

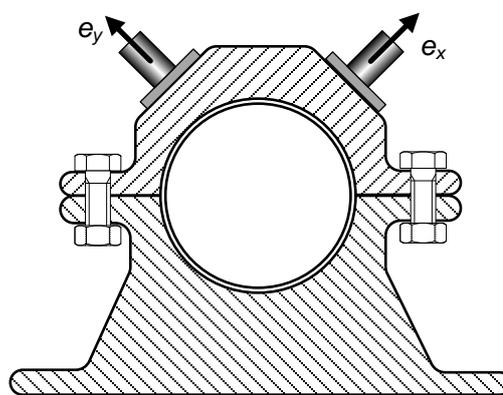


Рис.1.

Измерение коэффициентов матрицы может быть выполнено при калибровке на вибростенде, как показано на рис.2.

$$\begin{pmatrix} u_x \\ u_y \\ u_z \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} s_{\alpha x} & s_{\alpha y} & s_{\alpha z} \\ s_{\beta x} & s_{\beta y} & s_{\beta z} \\ s_{\gamma x} & s_{\gamma y} & s_{\gamma z} \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} a_x \\ a_y \\ a_z \end{pmatrix} \quad (1)$$

Оценку вектора вибрации в исходном базисе из вектора сигналов U можно получить его умножением на матрицу корректирующих коэффициентов C [8,9]:

$$\begin{pmatrix} a_x \\ a_y \\ a_z \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} c_{\alpha x} & c_{\alpha y} & c_{\alpha z} \\ c_{\beta x} & c_{\beta y} & c_{\beta z} \\ c_{\gamma x} & c_{\gamma y} & c_{\gamma z} \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} u_x \\ u_y \\ u_z \end{pmatrix} \quad (2)$$

Для выполнения этих условий матрица должна быть равна матрице обратной матрице коэффициентов чувствительности. При этом не только обеспечивают поворот системы координат, но и позволяют компенсировать поперечную чувствительность. Это обеспечивает измерение компонент вибрации в ортогональной системе координат с высокой точностью.

Для обеспечения логики защиты предпочтительнее использовать измерения более симметричные, а с точки зрения диагностики предпочтительно выбрать направления с наиболее значительными отличиями, например горизонтальное и

вертикальное. Эти противоречивые требования могут быть удовлетворены умножением вектора сигналов также на дополнительную матрицу K корректирующих коэффициентов нормирующую и устраняющую влияние к поперечной чувствительности, но не выполняющую поворот базиса к горизонтальному, вертикальному и осевому направлениям.

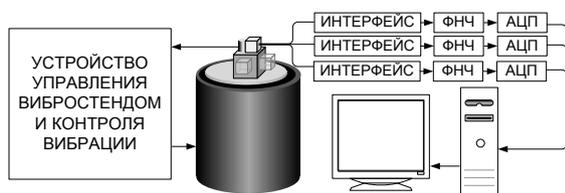


Рис.2.

Каждая компонента вектора U зависит от всех составляющих (горизонтального, вертикального и осевого), можно при использовании трехкомпонентного датчика обеспечить «резервирование», контролируя сигналы по всем трем выходам модуля, выполняющего матричное преобразование. Если необходимо получить три оценки для направления x коэффициенты корректирующей матрицы Kx должны удовлетворять решению матричного уравнения:

$$Kx \cdot S = \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 1 & 0 & 0 \\ 1 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad (3)$$

Можно также в качестве результата получить суммы мгновенных значений ортогональных составляющих сигналов $a_x + a_y + a_z$. Для этого матричное уравнение изменяется:

$$Kc \cdot S = \begin{pmatrix} 1 & 1 & 1 \\ 1 & 1 & 1 \\ 1 & 1 & 1 \end{pmatrix} \quad (4)$$

Для получения по первым двум каналам сумм вертикальной и поперечной вибрации, а по третьему независимой осевой составляющих, корректирующая матрица $K_{xy,z}$ определяется из:

$$K_{xy,z} \cdot S = \begin{pmatrix} 1 & 1 & 0 \\ 1 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \quad (5)$$

Найти существующие единственные решения для (3)-(5) не представляет трудности.

Установка датчика как показано на рис.3, позволяет контролировать радиальную вибрацию, причем вертикальная и поперечная вибрация относительно симметрично на чувствительные элементы x и y датчика.

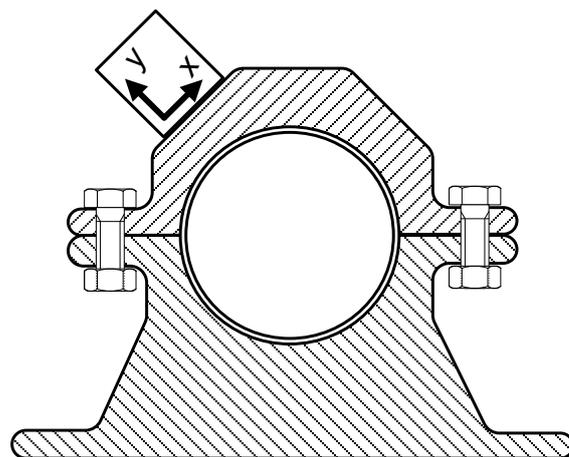


Рис.3.

Однако такая ориентация приведет к чувствительности к тангенциальной составляющей, совпадающей с направлением x датчика. Большую симметрию обеспечивает вариант установки датчика, показанный на рис.4.

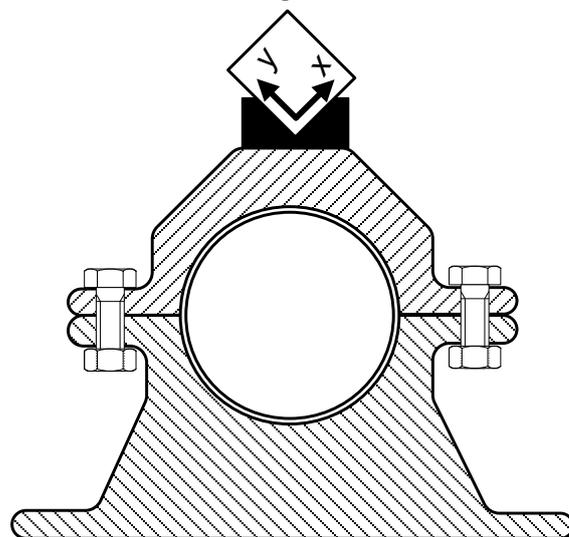


Рис.4.

Получение мгновенных значений сумм ортогональных составляющих в некоторых случаях может быть полезно для реализации функции защиты. Если составляющие не коррелированы, например, случайные, то при оценке средних квадратичных уровней для суммы в усредненную сумму войдут только квадраты слагаемых.

После ортонормализации с поворотом направления осей будут получены оценки вертикальной составляющих.

Оценка радиальной вибрации по сумме мгновенных значений в соответствии с (5) основано на подавлении при вычислении СКЗ произведений ортогональных или некоррелированных составляющих.

$$CKZ_{Radial} \approx \sqrt{\frac{\sum_{i=0}^{N-1} (a_x + a_y)^2}{N}} \quad (6)$$

где радиальная вибрация представлена аддитивной суммой оборотной частотой и случайных шумов:

$$a_x = V_x \cdot \sin(\omega t + \theta) + \text{Anoise}_x$$

$$a_y = V_y \cdot \cos(\omega t + \theta) + \text{Anoise}_y$$

При переходе к диагностическому анализу [10] можно вернуться к обычной ортонормализации (2) для получения прецизионных ортогональных измерений.

Выводы.

Непрерывный вибрационный мониторинг для общей оценки и сигнализации о существенных изменениях, а при наличии оснований для подробного анализа - детальный диагностический контроль требуют разных подходов к сбору и анализу вибрационных данных. На первичном уровне при относительно низких требованиях к точности и детализации важно оперативно обнаружить с высокой достоверностью наличие изменений в состоянии агрегата. Важно обеспечить самоконтроль и дублирование измерений. На этапе диагностического анализа существенное значение приобретает точность измерений. Применение векторной обработки позволяет совместить эти особенности в рамках единого аппаратно-программного комплекса.

Список литературы

- 1.ГОСТ Р 55265.2-2012 (ИСО 10816-2:2009) Вибрация. Контроль состояния машин по результатам измерений вибрации на невращающихся частях. Часть 2. Стационарные паровые турбины и генераторы мощностью более 50 МВт с рабочими частотами вращения 1500, 1800, 3000 и 3600 мин⁻¹, 2013, 20 с.
- 2.ГОСТ Р 55263-2012 (ИСО 7919-2:2009) Вибрация. Контроль состояния машин по результатам измерений вибрации на вращающихся валах. Часть 2. Стационарные паровые турбины и генераторы мощностью более 50 МВт с рабочими частотами вращения 1500, 1800, 3000 и 3600 мин⁻¹, 2913, 16 с.
- 3.Объем и технические условия на выполнение технологических защит теплоэнергетического оборудования электростанций с поперечными связями и водогрейных котлов (для оборудования, спроектированного до 1997 г.) РД 153-34.1-35.116-2001 СПО ОРГРЭС Москва, 2001, 46 с.
- 4.Гроза Л. О технологических защитах. СТА, №1, 2014, с.90-97.
- 5.Системы противоаварийной защиты. Интеллектуальный подход. Emerson Process Management, 2004 г., 30 с
- 6.Скворцов О.Б., Трунин Е.С. Автоматизация вибрационной защиты гидроагрегатов. Neftegaz.RU, №9, 2012, стр. 76-83.
- 7.ГОСТ ИСО 10817-1-2002. Вибрация. Системы измерений вибрации вращающихся валов. Часть 1. Устройства для снятия сигналов относительной и абсолютной вибрации. 2007, 20 с.
- 8.Козлов В.В., Санин Е.И. Измерение характеристик случайной стационарной коррелированной вибрации с устранением влияния поперечных компонент вибрации. Вибрационная техника, МДНТП, 1980 г., — с.74-81.
- 9.Генкин М.Д., Голубев В.С., и др. Анализатор вибраций. Авторское свидетельство СССР №. 1257411, приор. 17.07.1980, БИ № 34, 1986 г., G01H9/00
- 10.ГОСТ Р ИСО 13373-1-2009. Контроль состояния и диагностики машин. Вибрационный контроль состояния машин. Часть 1. Общие методы, 2010, 48 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ РАБОТОСПОСОБНОСТИ ПОГРУЖНЫХ ЦЕНТРОБЕЖНЫХ НАСОСОВ В НЕСТАЦИОНАРНЫХ УСЛОВИЯХ

Н.И.Смирнов, Н.Н.Смирнов

Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия; smir1947@yandex.ru

Разработаны методика оценки работоспособности погружных центробежных насосов в нестационарных условиях, комплекс стенов для испытаний на износ. Выявлено влияние износа радиальных сопряжений на динамику насоса. Получены расчетно-экспериментальные зависимости скорости изнашивания насосных секций от эксплуатационных параметров, конструктивных особенностей.

Ключевые слова: погружной центробежный насос, радиальные сопряжения, износ, динамика.

С помощью установок электрических погружных центробежных насосов (УЭЦН) добывается более 80% нефти в Западной Сибири. В последние годы в технологии добычи нефти с помощью УЭЦН применяются методы, приводящие к нестационарным режимам работы: периодические, режимы с регулированием частоты вращения. Кроме того за период эксплуатации происходит непрогнозируемое изменение состава и качества пластовой жидкости (механические примеси, газ, вода, коррозионно-активные элементы). Это приводит к дополнительной динамике установки и влияет на ресурс оборудования, вероятность возникновения аварии.

Основные методологические особенности.

1. Кинематика испытательных стенов воспроизводит динамику реального объекта. В стенде для испытаний радиальных сопряжений и рабочих ступеней – основных элементов центробежного насоса, используется вал переменной жесткости 1, на котором установлено рабочее колесо 2, контактирующее с направляющим аппаратом 3, рис.1 [1]. Критерием подобия динамики ротора является отношение Ω/ω , характеризующее частоту прецессии ротора Ω и соответственно период внешнего воздействия на смазочный слой подшипника при частоте стационарного вращения ω . Это позволяет путем изменения его жесткости воспроизводить различный динамический режим (докритический, закритический), в том числе и резонанс. Режим вращения вала влияет на форму износа радиальных подшипников. Кроме того, только такая конструкция ротора позволяет исследовать большие величины износа (более 1мм), имеющие значение для практики. Этот подход позволил объединить динамические и трибологические процессы, выяснить их взаимосвязь.

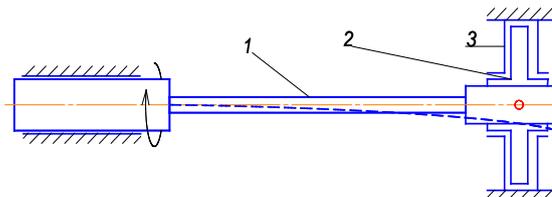


Рис.1. Динамическая модель стана для испытаний на износ.

2. Условия опытов в максимальной степени воспроизводят эксплуатационные условия по основным влияющим факторам (абразив, коррозионно-активная среда, температура).
3. Ускоренные испытания проводили при нагрузочных режимах, не изменяющих реальный механизм разрушения, который определяли на основе исследования статистических данных после эксплуатации.

Результаты исследования динамики центробежного насоса.

Для исследования динамики насосных секций центробежного насоса длиной до 5м созданы испытательные стенов, рис.2 (стенд горизонтального исполнения), с замкнутым контуром движения модельной жидкости с абразивом и измерительной системой NI на базе контроллера реального времени PXI-8156B/333RT для измерения вибрации в восьми точках на корпусе секции. Испытания более 40 насосных секций позволили доказать, что динамика центробежного насоса в значительной степени определяется износом радиальных сопряжений (рабочих ступеней и промежуточных подшипников). Причем величина виброскорости изношенного насоса более чем на порядок превышает начальные значения, рис.3.



Рис.2. Стенд для испытаний насосных секций на износ.

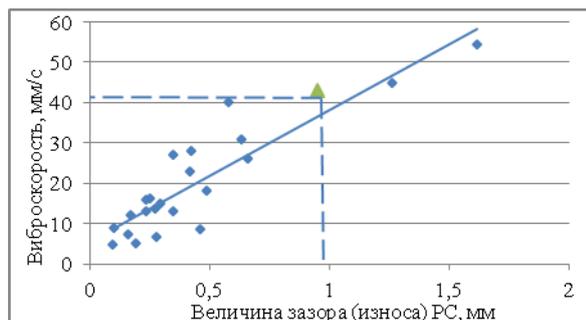


Рис.3. Зависимость виброскорости от величины зазора(износа) рабочих ступеней (зеленый треугольник – эксплуатационные данные)

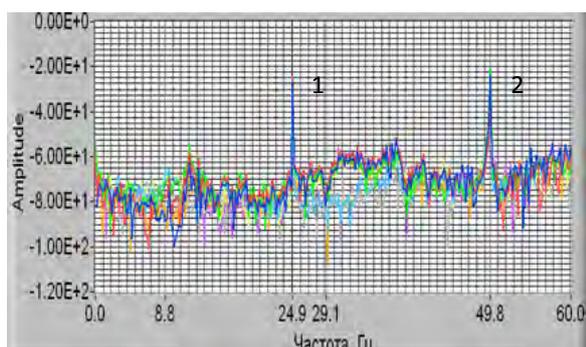


Рис.4. Спектр колебаний

Односторонняя форма износа ступиц рабочих колес и втулок защитных обусловлена синхронной прецессией вала. Равномерный износ характерен для асинхронной прецессии вала. Распределение износа радиальных сопряжений по длине секции имеет неравномерный характер, по форме близкий к синусоидальному. Период изменения величины износа по длине определяется жесткостью ротора (вал с рабочими колесами) или частотой собственных колебаний ротора. При нестационарном режиме, например, при изменении момента сопротивления или при остановке-запуске установки может происходить изменение формы и величины упругих колебаний ротора. Зависимость среднеквадратического значения виброскорости V [мм/с] от средней величины зазора радиальных сопряжений h [мм] насосных секций производительностью 25...500 м³/сут можно представить в виде выражения

$$V = 32,6 h + 5,5$$

Исследование спектров колебаний позволило выявить диагностический признак износа горизонтально- или наклонно установленного насоса. У изношенного насоса наряду с оборотной частотой (~50 Гц, пик 2 на рис.4) появляется половинная частота (пик 1 на рис.4). У нового насоса она отсутствует. Таким образом, степень изношенности насоса можно оценивать в процессе эксплуатации с помощью стандартной вибродиагностической погружной аппаратуры по частотному спектру.

Было также показано, что износ осевых сопряжений, даже катастрофический, оказывает на динамику насоса существенно меньшее влияние. Так при полном износе осевых шайб (2 мм) и износе диска рабочего колеса виброскорость не превышала величины 8,5 мм/с. Более существенное влияние износ осевых сопряжений оказывает на изменение крутящего момента, крутильные колебания и изменение напорно-расходной характеристики.

Результаты трибологических испытаний.

Предлагается следующая концепция оценки работоспособности центробежного насоса по критерию износа радиальных сопряжений. Предельная величина износа радиальных сопряжений устанавливается исходя из допустимой величины виброскорости, рис.3, принимаемой на этапе проектирования на основе анализа всех компонентов надежности. Учитывая, что насосная секция в основном состоит из однотипных деталей и сопряжений, скорость износа насосной секции можно представить в виде, где: A – коэффициент, характеризующий неравномерность скорости износа радиальных сопряжений по длине секции и некоторые особенности конструкции, например, наличие промежуточных подшипников.

Для расчета скорости изнашивания радиальных сопряжений можно использовать зависимость в виде безразмерных комплексов, полученную на основе испытаний рабочих ступеней из различных материалов и промежуточных подшипников в различных модельных средах на стенде [2]. Первые три комплекса характеризуют контакт и работоспособность сопряжения в нормальных условиях. Четвертый комплекс характеризует механизм абразивного изнашивания радиального сопряжения. Пятый комплекс характеризует интенсивность абразивосодержащей вязкой среды.

$$V_{p.c.} = K \cdot \left[\left(\frac{P}{HB} \right)^{\alpha_1} \cdot \left(\frac{\lambda}{h} \right)^{\alpha_2} \cdot \left(\frac{E}{\sigma} \right)^{\alpha_3} \cdot \left(1 + \frac{d_a}{\Delta} \right)^{\alpha_4} \cdot \left(1 + k_a \frac{\sqrt{v}}{d_c \sqrt{n}} \right)^{\alpha_5} k_k^{\alpha_6} \right]$$

где: P – давление в контакте; HB – твердость материалов сопряжения; h – толщина смазочного слоя; λ – параметр шероховатости; E – модуль упругости I рода; σ – прочностная характеристика материала сопряжения; k_a – коэффициент концентрации абразивных частиц на входе в насос; k_k – коэффициент коррозионной активности жидкости; Δ – зазор в сопряжениях; d_a – размер абразивной частицы; n – частота вращения; v – кинематическая вязкость; $K, \alpha_1, \alpha_2, \dots, \alpha_6$ – эмпирические коэффициенты.

Коэффициент k_k представляет собой отношений скорости изнашивания сопряжения в коррозионно-активной среде к скорости изнашивания в нормированной среде, например, воде.

Список литературы

1. Патент №2371694. Стенд для исследования износа рабочей ступени центробежного насоса.

2. Н.И.Смирнов, Н.Н.Смирнов Исследование коррозионно-механического разрушения деталей УЭЦН //Инженерная практика.2011.№8. С.22-26.

НОВЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ВИБРАЦИИ МЕТАЛЛОВ С ПОМОЩЬЮ ПЬЕЗОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ ПОД ВЛИЯНИЕМ ИМПУЛЬСОВ ТОКА В СТАТИЧЕСКИХ И ДИНАМИЧЕСКИХ УСЛОВИЯХ

В.И. Сташенко, О.А. Троицкий, О.Б. Скворцов и В.С. Савенко

Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва

Рассмотрены эффекты вибрационного отклика образцов на действие импульсов тока при отсутствии или наличии статической нагрузки. При испытаниях использовались трехкомпонентные пьезоэлектрические акселерометры для контроля амплитудных и временных характеристик вибрации от действия отдельных импульсов тока.

Ключевые слова: прочность, вибрация, импульс тока, статические нагрузки

Measurements of vibration caused by the current pulses. The study was conducted in the absence or presence of static load. When testing three-component piezoelectric accelerometers are used to control the amplitude and time characteristics of vibration.

Keywords: strength, vibration, current pulse, static load

При воздействии импульсов тока высокой плотности на металлические образцы возникают механические процессы в виде деформаций и виброакустических явлений в различных направлениях [1,2]. Прохождение импульсов тока может также сопровождаться выделением значительного количества тепла. Исследование металлических образцов в таких условиях может представлять практический интерес, поскольку ряд ответственных элементов и узлов современного технического оборудования в течение длительного времени эксплуатируется в таких условиях. Примером таких узлов могут служить обмотки мощных генераторов, трансформаторов и электродвигателей. Кроме динамических воздействий на подобные элементы могут одновременно воздействовать значительные статические механические нагрузки. Результаты можно использовать для проведения комплексных испытаний. Исследования происходящих процессов можно использовать и при создании средств неразрушающего контроля [3-5]. Поскольку возбуждение механических колебаний в металлических элементах при пропускании через них импульсов тока позволяет исследовать механическое состояние конструкции зачастую скрытой под другими элементами (например, изоляцией, трансформаторным железом и т.п.), когда применение других приборов, например ультразвуковых дефектоскопов, затруднено. Если импульсы тока имеют малую длительность и пропускаются через металлический образец достаточно редко, тепловое действие тока может быть незначительным. В этом случае можно анализировать измерение свойств материала образца без учета влияния изменения температуры.

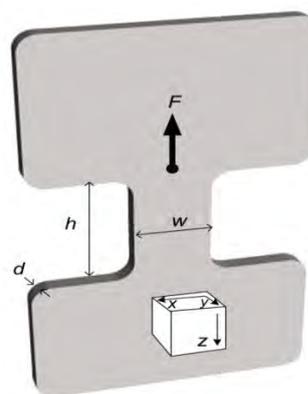


Рис.1.

На рис.1 показан пример образца с датчиком вибрации, используемого для испытаний. К образцу прикладывается статическая сила F , увеличивающаяся с течением времени. Одновременно к образцу подводится электрический ток от батареи конденсаторов, амплитуду и длительность действия которого можно задавать в зависимости от программы испытаний. При длительности импульсов порядка 100 мкс и плотности тока от 100 до нескольких тысяч А/мм², нагрев образца не превышал нескольких градусов если импульсы разделены интервалами в десятки секунд. Для ограничения объема накопления информации запись вибрации фиксируемой трехкомпонентным акселерометром выполнялась автоматически с упреждением по отношению к моменту начала импульса на 50-100 выборок, при частоте выборок 104 КГц. В качестве датчика был использован трехкомпонентный пьезоэлектрический акселерометр АП20 весом 5 грамм и резонансной частотой более 55 КГц. Датчик крепится на образце с использованием клея на основе циакрина через прокладку из ситалла. В качестве образцов использовались специально изготовленные элементы, форма которых приведена на рис.1 из меди, нержавеющей стали и латуни.

Сбор данных и анализ вибрационных процессов проводился с использованием модуля сбора NI USB 4431 и пакета программ LabVIEW [6].

На рис.2 приведена зависимость приложенной к образцу из нержавеющей стали статической силы от величины деформации до момента его разрушения. Действие импульсов тока проявляется в виде бросков нагрузки. Эти данные получены аппаратурой контроля статического нагружения, которая не успевает достаточно подробно фиксировать динамические процессы в момент действия импульса из-за недостаточного быстродействия.

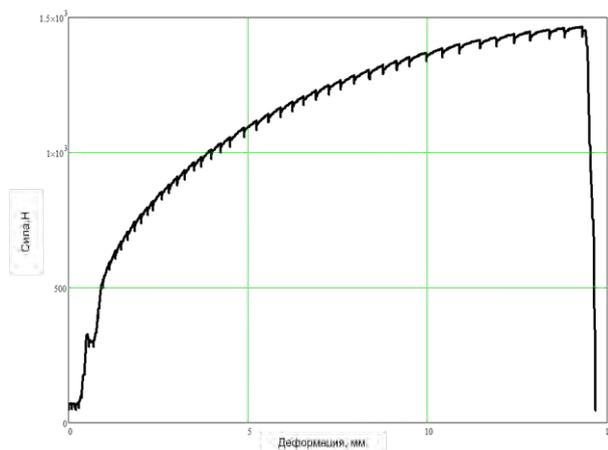


Рис.2.

На рис.3 приведен затухающий переходной процесс вибрации от воздействия импульса тока при отсутствии статического нагружения. м/с²

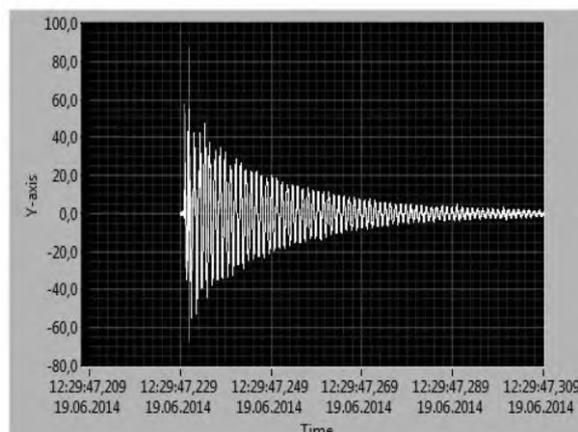


Рис.3.

Как амплитуда импульсов ускорения, так и процесс затухающих колебаний после окончания импульса тока могут быть использованы для анализа состояния материала.

При анализе скорости затухания колебаний обычно используют такой показатель как логарифмический декремент затухания. В данной работе была использована другая характеристика – скорость изменения ускорения после воздействия импульса, которая определялась как отношение максимальной амплитуды колебаний к времени, за которое происходит спад от этого максимального значения до уровня шумов в канале измере-

ния ускорения. На рис.4 приведена зависимость этого показателя от времени измерения, которое пропорционально величине статической деформации. Последняя величина определяется режимом работы стэнда статического нагружения образца. Как видно из графика при увеличении нагружения (и деформации) скорость изменения ускорения изменяется достаточно сильно. Это потенциально можно использовать для прогнозирования возможностей дальнейшего использования конструктивных элементов. Приведенный график соответствует образцам из нержавеющей стали в виде плавного изменения без резких скачков.

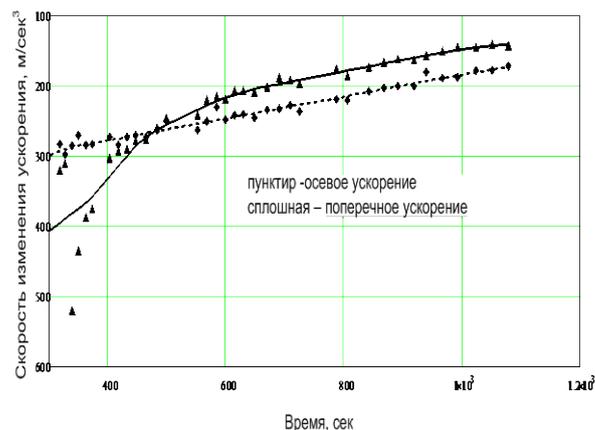


Рис.4.

При оценке амплитуды затухающего колебательного процесса формировалась оценка огибающей, по которой и определялась скорость уменьшения ускорения.

Как показано на рис.5 при незначительном осевом нагружении образца (а) колебания продолжаются в течении относительно большого интервала времени. При увеличении статического нагружения затухание колебаний происходит существенно быстрее (б).

При другом выборе материала образца, например для латуни, при увеличении нагружения возможны значительные скачкообразные изменения скорости изменения ускорения как для осевой, так и для поперечной составляющих вибрации.

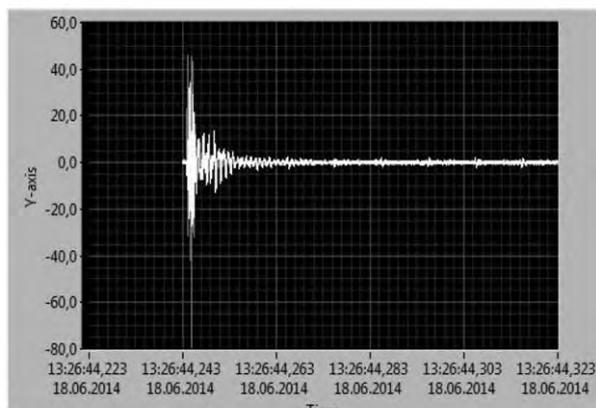
Хотя статическое нагружение образцов выполнялось в осевом направлении изменения скорости уменьшения ускорения более значительны для поперечной составляющей, т.е. в направлении перпендикулярном плоскости образца.

Практически для всех образцов момент разрыва образца совпадал с моментом пропускания импульсов тока, хотя динамические силы по амплитуде не превышали 3% от величины статического нагружения. Направление действия таких сил, как следует из графика, противоположно статическим нагрузкам.

Результаты испытаний показывают, что с ростом статического нагружения не только увеличивается амплитуда импульсов ускорения, но и

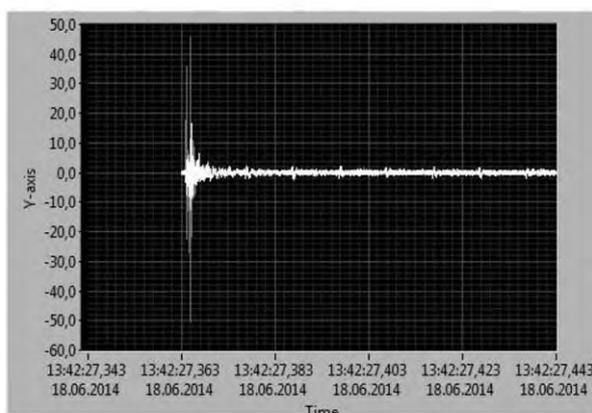
увеличивается скорость затухания колебаний после окончания действия импульса тока. Оценка скорости затухания проводилась по оценке среднего наклона огибающей.

м/с²



м/с²

(а)



(б)

Рис.5. Переходные процессы вибрации от действия импульса тока при малой величине деформации (а) и при деформации близкой к разрушению (б).

Выводы

Увеличение статической нагрузки вызывает рост затухания колебательных процессов, вызванных действием импульсного тока.

Механический отклик (в виде ускорения) на действие импульсного тока увеличивается с ростом статического нагружения.

Увеличение статической нагрузки вызывающих рост затухания колебательных процессов, вызванных действием импульсного тока, сильнее проявляется в поперечном к плоскости образца направлении.

Действие импульсного тока и контроль возникающих при этом вибраций можно использовать для неразрушающего контроля деформаций в конструкциях при статическом нагружении.

При обработке металлов, дополнительное воздействие импульсного тока позволяет изменять механические свойства материала.

Действие импульсного тока и контроль возникающих при этом вибраций можно использо-

вать для неразрушающего контроля деформаций в конструкциях при статическом нагружении.

Воздействие импульсного тока может быть использовано при комплексных испытаниях электропроводящих элементов оборудования, в том числе и в составе собранного изделия.

Список литературы

1. Троицкий О.А., и др. Физические основы и технологии обработки современных материалов (теория, технологии, структура и свойства), том 1 и том 11. Изд-во АНО ИКИ (Москва - Ижевск) 2004 г., 563 стр. и 467 с.
2. Троицкий О.А., Пластическая деформация металла, вызванная пинч-эффектом. Изв. АН СССР, сер. № 6, 1977, с. 118 - 122.
3. Sofronas, Anthony. Case histories in vibration analysis and metal fatigue for the practicing Engineer. John Wiley & Sons, Inc., 2012, 295 p.
4. Терентьев В.Ф., Оксогоев А.А. Циклическая прочность металлических материалов. – Новосибирск, Изд-во НГТУ, 2001 г., 61 стр.
5. Ленк А., Реницц Ю. Механические испытания приборов и аппаратов. - Мир, М.: 1976 г., 272 с.
6. Федосов В.П. Цифровая обработка звуковых и вибросигналов в LabView. Справочник функций системы NI Sound and Vibration LabVIEW. М., ДМК Пресс, 2010, 1296 с.

ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ТРИП – СТАЛИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

В.В. Столяров^{1,3} В.Ф. Терентьев²

¹ИМАШ им. А.А. Благонравова РАН, vlstol@mail.ru

²ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, fatig@mail.ru

³Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»

Исследован электропластический эффект при растяжении в аустенитно-мартенситной трип стали. Показано, что форма деформационной кривой и особенности пластического течения связаны с мартенситным превращением и режимом тока.

Электропластический эффект (ЭПЭ) - известное явление, проявляющееся в снижении напряжений течения при одновременном воздействии пластической деформации и тока в металлах и сплавах [1, 2]. Объектом исследования служила лента толщиной 0,3 мм из трип - стали (сталь с пластичностью, вызванной превращением [3]) ВНС9 – Ш (23Х15Н5АМ3-Ш). Структура стали в исходном состоянии представляла собой мартенсит деформации и метастабильный нагретый аустенит (47% мартенсита и 53% аустенита по данным рентгеноструктурного анализа)

Испытания на статическое растяжение при комнатной температуре были выполнены при скорости 1 мм/мин без тока и с током по разным режимам на образцах с шириной рабочей части 3 мм и длиной 25 мм. Режим 1 выполнялся в отсутствие тока ($j=0$). Режим 2 выполнялся в ручном варианте с выборочным введением одиночных импульсов тока с минимальными плотностью $j=30$ А/мм² и длительностью импульса $\tau=500$ мкс. Режим 3 отличался максимальной плотностью тока $j=460$ А/мм² и вариацией τ от 500 до 1000 мкс. Режим 4 соответствовал введению многоимпульсного тока от начала нагружения до разрушения с плотностью тока $j=30-200$ А/мм².

В стали ВНС9 – Ш на диаграмме растяжения образца без подвода тока (исходное состояние материала) сразу после «зуба текучести» наблюдается протяженная площадка текучести (~ 7% пластической деформации), а затем низкое деформационное упрочнение с наличием зубчатого характера (рис. 1, а). Наличие зубчатого характера на стадии деформационного упрочнения в трип – стали связывают с образованием мартенсита деформации [4], который затрудняет образование шейки благодаря интенсивному упрочнению в месте ее образования, и поэтому деформация образца долгое время носит равномерный характер (трип – эффект).

Слабые одиночные импульсы тока приводят к появлению скачков напряжения вниз, что однозначно связано с проявлением ЭПЭ (рис. 1, б). Эти скачки по своей амплитуде значительно

превышают параметры зубчатости в исходном материале (сравни рис. 1, а и 1, б). При этом исчезает площадка текучести при сохранении зуба текучести и сразу после макроупругой стадии деформирования следует стадия деформационного упрочнения. Предел прочности σ_b исходного образца и образца, подвергнутого одиночным импульсам, остается на одном уровне (~ 1600 МПа), однако одиночные импульсы несколько снижают пластичность.

Повышение интенсивности одиночных импульсов (плотности тока и длительности импульсов) почти двукратно увеличивает амплитуду скачков напряжения (до 160 МПа), приводит к исчезновению зуба и площадки текучести, появлению дополнительных скачков напряжения в упругопластической области и резкому снижению условного предела текучести. Снижается также предел прочности σ_b , но повышается пластичность (рис. 1, в).

Характер диаграммы растяжения резко изменяется при введении многоимпульсного электрического тока (рис.1, г). Предел прочности по сравнению с исходным состоянием материала снижается незначительно, однако резко снижается условный предел текучести (до ~ 900 МПа) и катастрофически низким становится относительное удлинение (до ~ 2,5%). На кривой растяжения полностью отсутствует зубчатый характер пластического течения. Как показал специальный эксперимент, к такому же изменению вида кривой растяжения приводит режим введения постоянного тока в течение всего процесса растяжения.

Рентгеноструктурные исследования показали, что растяжение без тока в исходном состоянии повышает объемную долю мартенсита деформации в структуре стали с 47 до 82 %. После растяжения с воздействием одиночных импульсов тока доля мартенсита несколько снижается и составляет 72%. Введение многоимпульсного тока при растяжении снижает долю образующегося мартенсита до 50%, что практически соответствует количеству мартенсита в исходном недеформированном

состоянии. При этом механические свойства материала кардинально изменяются.

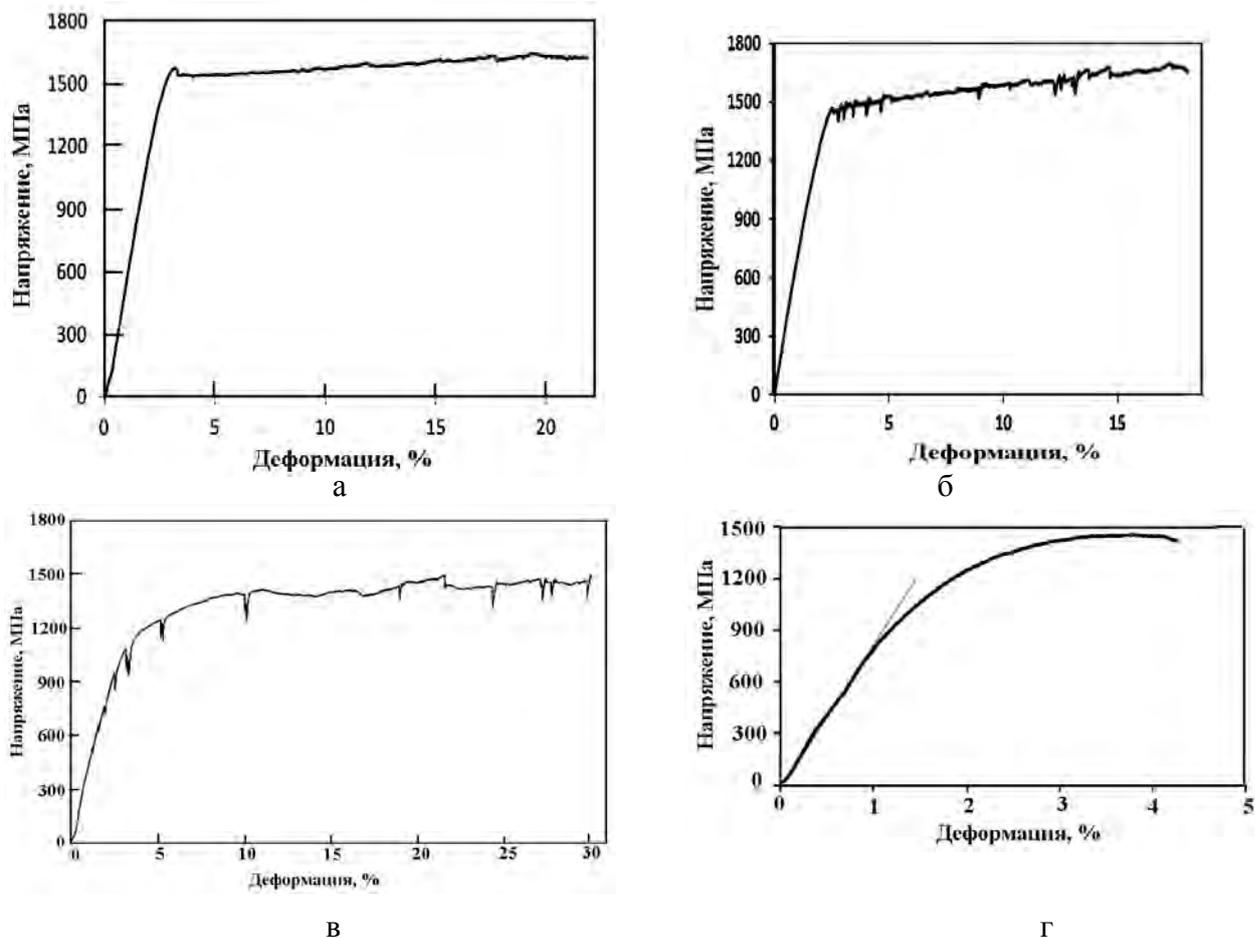


Рис. 1. Диаграммы растяжения образцов трип – стали: (а) без тока; (б) слабые одиночные импульсы; (в) сильные одиночные импульсы; (г) - многоимпульсный ток

После растяжения без тока наблюдается однородное вязкое ямочное разрушение (рис. 2, а). При воздействии единичных импульсов тока на поверхности разрушения наблюдаются области с параметрами вязкого разрушения (рис. 2 б, зона А), так и области с большим размером вязких ямок (рис. 2, б зона Б). Многоимпульсное воздействие тока приводит к смене механизма вязкого отрыва к механизму разрушения путем вязкого сдвига (рис. 2 в). Такое явление происходит при высокотемпературной деформации. При воздействии постоянного тока наблюдаются области мелких и более крупных вязких ямок вязкого разрушения, а также области вязкого сдвига (рис. 2, г).

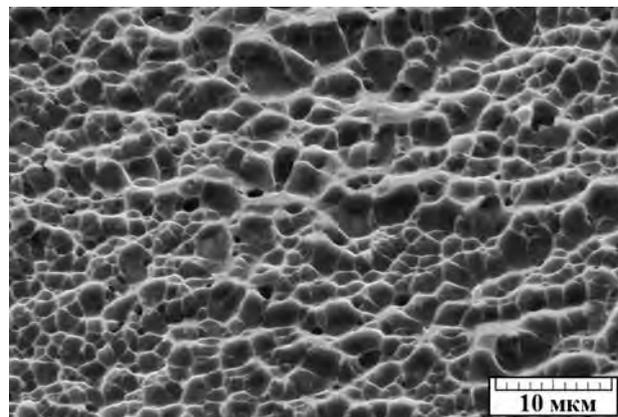
Таким образом, импульсный ток при растяжении подавляет трип – эффект, что может быть связано как с проявлением электропластического эффекта, так и с тепловым действием тока. Резкое снижение удлинения при воздействии многоимпульсного электрического тока можно объяснить полным отсутствием трип – эффекта в стали. В то же время обычные высокопрочные стали с таким уровнем предела прочности (~ 1500 МПа) также имеют низкие пластические свойства.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 15 – 08 – 02518/15.

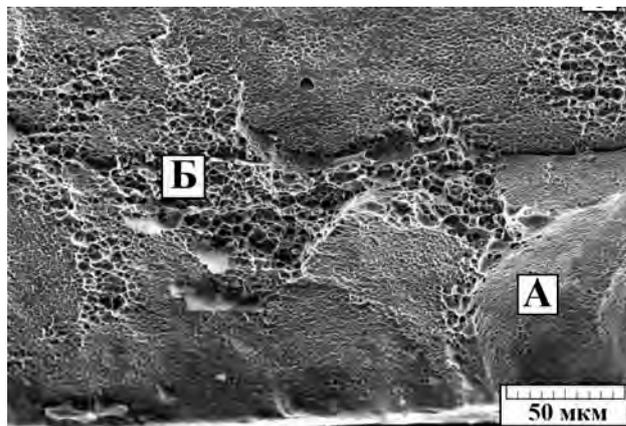
Список литературы

1. Троицкий О.А., Баранов Ю.В., и др. Физические основы и технологии обработки современных материалов (теория, технология, структура и свойства). в 2-х томах. Т. 1, Москва – Ижевск, Институт компьютерных технологий, 2004. 590 с.
2. Столяров В. В., Влияние химического и фазового состава на проявление электропластического эффекта в титановых сплавах, Известия РАН. Серия физическая, 2014, том 78, № 3, с. 356–358.

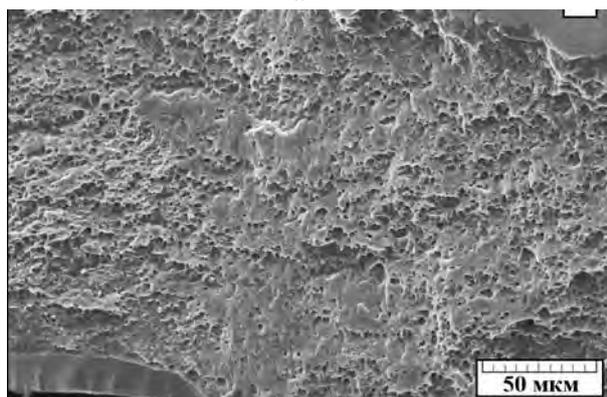
3. Потехин Б.А. Особенности деформации цилиндрических образцов из метастабильных аустенитных сталей при растяжении // ФММ. 1979. Т. 48. № 5. С. 1058–1076.
4. Терентьев В.Ф., Слизов А.К., Просвирнин Д.В. и др. Влияние скорости деформирования растяжением на механические свойства и фазовый состав трип – стали ВНС 9 – Ш // Деформация и разрушение материалов, 2014, № 10, с. 40 – 43.



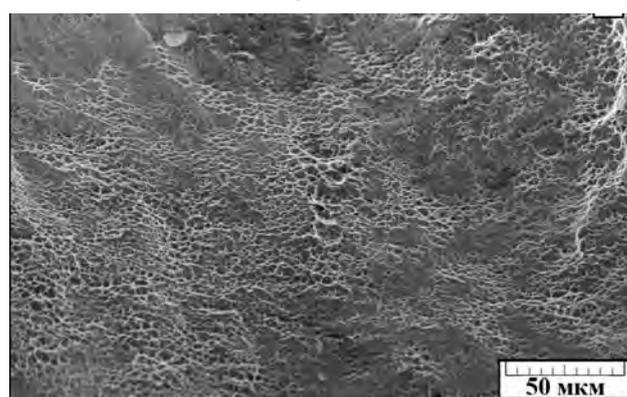
а



б



в



г

Рис. 2. Фрактография поверхности разрушения трип стали после различных режимов воздействия тока.

ФИЗИЧЕСКОЕ И МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАСКАТКИ КОНИЧЕСКОГО ВАЛА АВИАЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ.

Сухоруков Р.Ю.¹, Сидоров А.А.¹, Алимов А.И.¹, Нагимов М.И.², Утяшев Ф.З.²

¹ Институт машиноведения им. А.А.Благодирова РАН, Москва, Россия; alexander.a.sidorov@gmail.com

² Институт проблем сверхпластичности металлов, Уфа, Россия.

Одним из наиболее перспективных способов изготовления осесимметричных деталей типа диск или полый вал газотурбинных двигателей является локальное деформирование на раскатных станах. Для проектирования данного класса технологических операций и оборудования эффективным является применение физического и математического моделирования. В настоящей статье приведены методика и результаты физического и математического конечно-элементного моделирования процесса локального деформирования детали типа «конус с цилиндром» из хромистой стали 11X11H2B2MФ-Ш. Произведен анализ энергосиловых параметров технологического процесса и анализ возможности разрушения детали в процессе деформирования.

Ключевые слова: изотермическая штамповка, раскатка, конечно-элементный анализ.

Введение.

Детали типа полых валов и их комбинации с дисками являются важнейшими элементами конструкции современного ГТД для авиадвигателей. Эти детали эксплуатируются в условиях экстремальных силовых и тепловых воздействий и поэтому изготавливаются из жаропрочных сплавов на основе никеля, железа и титана.

Значительно повысить степень однородности структуры металла, снизить силы деформирования и увеличить КИМ, по сравнению с традиционными способами производства подобных деталей (ковка и штамповка), позволяет применение технологических процессов, основанных на методе локального деформирования [1].

На рисунке 1 приведена принципиальная схема технологического процесса получения вала типа «конус с цилиндром» рассматриваемого в данной статье. Рассматриваемый технологический процесс может протекать с принудительным утонением стенки (раскатка) и без (ротационная вытяжка).

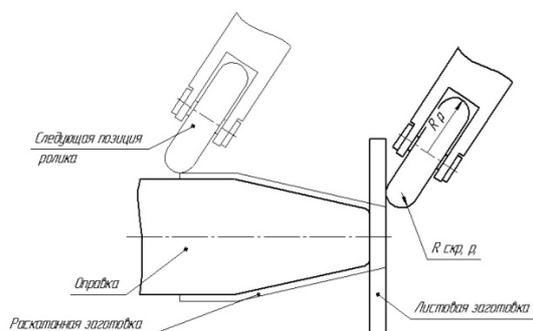


Рис. 1 – Принципиальная схема раскатки полого вала типа конус с цилиндром.

Целью настоящей работы было изучение возможности изготовления полого вала типа «конус с цилиндром» из хромистой стали 11X11H2B2MФ-Ш (ЭИ962-Ш) раскаткой путем физического и численного моделирования,

а так же определение необходимых энергосиловых параметров раскатки.

Методика и результаты физического моделирования.

Более подробно методика и результаты проведенного физического моделирования процесса ротационной вытяжки полого вала типа «конус с цилиндром» была изложена в работе [2]. Ротационную вытяжку проводили на раскатном стане PNC-600 “Leifeld” с газовым нагревом заготовки и оправок (элементов деформирующего оборудования, непосредственно контактирующих с заготовкой) в квазиизотермических условиях. Заготовки были вырезаны из листового материала толщиной 12-16 мм.

Результаты физического моделирования показали, что наиболее сложной задачей, решаемой при проектировании рассматриваемого технологического процесса, является деформирование без разрушения места перехода от плоской к конической части вала (место крепления заготовки между прижимом и оправкой). Физическое моделирование показало, что чем тоньше исходная заготовка, тем более вероятна локализация деформации и разрушение в этом месте (рисунок 2).



Рис.2 – Разрушение детали в месте перехода от плоской к конической части при ротационной вытяжке из листа толщиной 12 мм.

Схожие результаты были получены в работе [3].

Методика численного моделирования.

Методика построения математических моделей с высокой степенью локализации пластической деформации на примере раскатки дисков была ранее представлена в работе [4]. Численное моделирование рассматриваемого процесса проводилось с помощью метода конечных элементов с использованием коммерческого программного кода SFTC DEFORM. Необходимо отметить так же, что в случае построения модели в осесимметричной постановке, не требующей значительных вычислительных ресурсов, целесообразнее использовать традиционный для моделирования процессов обработки металлов давлением метод решения в переменных Лагранжа [5], в случае же построения трехмерной модели целесообразнее использовать совместную Лагранжа-Эйлерову (ALE) постановку [6], которая значительно ускоряет процесс моделирования.

Результаты численного моделирования.

С целью определения энергосиловых параметров изготовления вала типа конус с цилиндром была построена трехмерная модель технологического процесса раскатки.

Начальная толщина заготовки была принята равной 20 мм, ее диаметр – 220 мм. Толщина стенки конечной детали – 7 мм, т.е. процесс протекает со значительным утонением стенок. Скорость вращения оправки составляла 60 об/мин, осевая линейная скорость ролика – 1,17462 мм/мин, радиальная линейная скорость ролика – 0,42752. При расчете использовалась реологическая модель стали ЭИ962-Ш при постоянной температуре 1100 °C в виде:

$$\sigma_s = 76 \cdot \dot{\varepsilon}^{0,16} + \sigma_0 \quad (1)$$

где σ_s – напряжение течения материала, $\sigma_0 = 34$ МПа – предел текучести материала, $\dot{\varepsilon}$ – скорость деформации.

Для ускорения расчета использовалась гексаэдральная восьмиузловая сетка конечных элементов (6 600 элементов) первого порядка с локальным уплотнением в очаге деформации. Расчет на персональной вычислительной машине, оснащенной процессором Intel Core i7 2600 тактовой частотой 3,4 ГГц и 8 Гб оперативной памяти занял 207,6 часа.

В результате было установлено, что максимальная сила деформирования в процессе раскатки возникает в начальный момент, т.е. в момент, когда происходит интенсивное деформирование заготовки в месте перехода от плоской к конической части вала и составляет 135 кН в осевом направлении и 101 кН в радиальном.

При исследовании причин возникновения разрушения при раскатке в месте перехода от плоской к конической части детали было сделано допущение об осесимметричности напряженно-деформированного состояния. Данное допущение необходимо из-за значительных временных затрат, которые требуются при расчете данной задачи в трехмерной постановке. Следует иметь в виду, что данное допущение не учитывает реальную локализацию деформации (кольцевая форма очага деформации в случае осесимметричной постановки и пятно при реальной раскатке), а так же возможность «скручивания» различных слоев конуса друг относительно друга. При этом моделирование процесса в осесимметричной постановке показывает схожесть характера течения металла по сравнению с трехмерной постановкой. Кроме того очевидно, что наибольший вклад в разрушение, в данном случае, вносят осевые растягивающие напряжения, распределение которых в интересующем нас месте не должно сильно измениться при переходе от трехмерной к осесимметричной задаче. Исходя из вышеперечисленного и было сделано допущение об осесимметричности задачи при исследовании опасности разрушения в месте перехода от плоской к конической части.

С целью исследования причины возникновения разрыва в месте перехода от плоской к конической части заготовки при раскатке вала типа «конус с цилиндром» проведен анализ влияния толщины исходной заготовки на вероятность возникновения разрыва, а так же анализ напряженно-деформированного состояния в месте разрыва с помощью четырех критериев разрушения:

- Критерий Кокрафта-Лехема [7]:

$$D = \int \frac{\sigma^*}{\bar{\sigma}} d\varepsilon \quad (2)$$

где σ^* – максимальное главное напряжение, $\bar{\sigma}$ – напряжение течения материала, ε – накопленная деформация.

- Критерий Жао-Куна [8]:

$$D = \sigma^* / \bar{\sigma} \quad (3)$$

- Отношение максимального главного напряжения к пределу прочности при растяжении материала:

$$D = \sigma^* / UTS \quad (4)$$

где UTS – предел прочности материала при растяжении.

- Трехосность напряженного состояния:

$$D = \sigma_m / \bar{\sigma} \quad (5)$$

где σ_m – среднее напряжение.

Необходимо отметить, что критерий Кокрафта-Лехема никак не учитывает релаксацию свойств материала, которая происходит в процессе раскатки в то время, когда материал не находится в очаге деформации, т.е. более подходящими для анализа возможности раз-

рушения заготовки при раскатке являются силовые критерии [2], не учитывающие историю деформации, а учитывающие лишь характер напряженного состояния.

Модели разрушения (3)-(5) были интегрированы в постпроцессор программного кода DEFORM с помощью пользовательского программирования на языке Fortran 77. Критерий Коккрафта-Лехема интегрирован в программный комплекс DEFORM его разработчиком, поэтому интегрировать его в DEFORM самостоятельно не было необходимости.

Было проведено четыре численных эксперимента с анализом напряженного состояния в очаге пластической деформации в каждом из этих экспериментов. Были рассмотрены четыре различные толщины заготовки: H=16, 20, 25, 30 мм. В таблице 2 приведены показатели, характеризующие напряженное состояние очага деформации и рассмотренные выше критерии разрушения материала.

Таблица 2 – Результаты анализа напряженного состояния и ресурса пластичности (критериев разрушения)

Толщина заготовки H, мм	Критерий разрушения			
	$\sigma^* / \bar{\sigma}$	$\int \frac{\sigma^*}{\bar{\sigma}} d\varepsilon$	σ^* / UTS	$\sigma_m / \bar{\sigma}$
16	1,21	1,02	0,208	0,64
20	1,2	1,06	0,199	0,635
25	0,936	0,953	0,166	0,362
30	0,858	0,882	0,163	0,277

Анализ напряженного состояния заготовки показывает, что с увеличением толщины заготовки, уменьшается составляющая максимального главного напряжения (σ_1), в то время как минимальное главное напряжение (σ_2) постепенно меняет знак с положительного (растяжение) на отрицательное (сжатие). Это влечет за собой уменьшение среднего напряжения, что положительно сказывается на ресурсе пластичности в очаге деформации.

В дальнейшем, для анализа процесса раскатки подобных деталей целесообразно определить значения критериев разрушения для данного процесса. В настоящий же момент, все три силовых критерия разрушения показывают снижение вероятности разрушения с увеличением толщины исходной заготовки.

Выводы.

1. Показана принципиальная возможность изготовления полого вала типа «конус с цилиндром» из хромистой стали 11X11H2B2MФ-Ш методом локального деформирования.
2. Выполнен расчет энергосиловых параметров процесса раскатки полого вала типа «конус с цилиндром» на основе метода конечных элементов.
3. Проведен анализ напряженно-деформированного состояния и возможности разрушения заготовки в месте перехода от плоской к конической части вала типа «конус с цилиндром».

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки России, в рамках реализации федеральной целевой программы «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014 - 2020 годы» (соглашение № 14.604.21.0091 от 08 июля 2014 г., уникальный идентификатор проекта RFMEFI60414X0091).

Список литературы:

1. Utyashev, F. Z., Burlakov, I. A., Geikin, V. A., Morozov, V. V., Mulyukov, R. R., Nazarov, A. A., & Sukhorukov, R. Y. (2013). Scientific fundamentals of high-efficiency roll forming technology for axially symmetrical parts of a gas-turbine engine rotor of high-temperature alloy. *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*, 42(5), 419-426.
2. Мухтаров Ш.Х., Нагимов М.И., Закирова А.А., Классман П.А., Утяшев Ф.З. Разработка процесса ротационной вытяжки конических деталей из листового материала // Перспективные материалы. 2013. Спец. вып. № 15. С. 92-96.
3. Xia, Q., Shima, S., Kotera, H., & Yasuhuku, D. A study of the one-path deep drawing spinning of cups // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2005. – Т. 159. – №. 3. – С. 397-400.
4. Р.Ю. Сухоруков, А.А. Сидоров, Ф.З. Утяшев, А.Р. Ибрагимов. Определение силовых параметров процесса изотермической раскатки ответственных деталей газотурбинных двигателей// Проблемы машиностроения и автоматизации. – 2015. – № 1. С. 116-122.
5. Алюшин Ю. А. Механика процессов деформации в пространстве переменных Лагранжа. – М. : Машиностроение, 1997.
6. Davey K., Ward M. J. An ALE approach for finite element ring-rolling simulation of profiled rings // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2003. – Т. 139. – №. 1. – С. 559-566.
7. Cockcroft M. G., Latham D. J. Ductility and the workability of metals // *J Inst Metals*. – 1968. – Т. 96. – №. 1. – С. 33-39.
8. Zhao D., Bandstra J. P., Kuhn H. A. A New Fracture Criterion for Fracture Prediction in Metalworking Processes // *Concurrent Engineering Approach to Materials Processing*. – 1992. – С. 107-119

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ФРАГМЕНТОВ МНОГОСТЕНОЧНЫХ КОМПОЗИТНЫХ ОБОЛОЧЕК ПРИ ТЕРМОСИЛОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Л.П. Таирова, Т.Ш. Фан

Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана, Москва, Россия;

phantheson80@yahoo.com

Приведены результаты термосиловых испытаний многостеночных образцов, позволяющие определить характер деформирования и разрушения многостеночных конструкций, и также оценить их работоспособность в условиях нестационарного температурного и силового воздействий. Подтверждается, что характеристики упругости многостеночных образцов мало зависят от температуры в исследованном диапазоне от комнатной до 195°C , но характеристики прочности снижаются весьма значительно с увеличением температуры.

Ключевые слова: температура, нагружение на сжатие, эксперимент, работоспособность, многостеночные образцы

Постановка задачи

Многостеночные композитные оболочки, представляющие собой сравнительно ново-перспективный вид несущих конструкций ракетно-космической техники (рис. 1). Такие конструкции, изготовленные методом инфузии и инъекции из углепластиков, имеют многие массовые и несущие преимущества по сравнению с традиционными конструкциями, как и стрингерно-шпангоутными, сетчатыми, так и трехслойными с легким наполнителем. Таким образом, их применение перспективно в отсеках и обтекателях ракет, корпусах космических аппаратов, тубуса космических телескопов и фотоаппаратов. Имеющиеся сегодня публикации в основном посвящены технологическим приемам изготовления таких конструкций, тогда как подробный анализ их свойств и особенностей применения отсутствует.

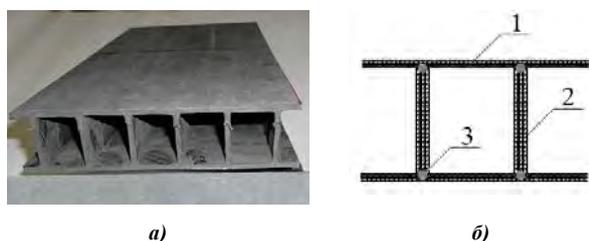


Рис. 1. Композитная многостеночная панель (а), ее основные элементы (б): 1 – обшивка; 2 – стенка; 3 – вставка

Кроме того, реальные несущие конструкции ракет-носителей (РН), имеющие сложную неоднородную структуру, работают в условиях пространственно неравномерных, быстро меняющихся во времени тепловых потоков и нагрузок. Причем реальное моделирование теплового и напряженного состояния таких объектов – весьма сложная задача, особенно с учетом возможных разбросов теплофизических и прочностных характеристик материалов и меняющихся погодных условий во время эксплуа-

тации. Поэтому испытания небольших образцов, имеющих ту же структуру, что и реальные конструкции, в условиях непосредственного воздействия температуры и осевой нагрузки в сочетаниях, близких к наиболее опасным вариантам эксплуатации, могут дать очень ценную информацию о характере деформации и разрушения слоев, и о работоспособности конструкций.

Задачей таких испытаний является имитация штатной эксплуатации реальной конструкции с целью установить, сохранит ли несущую способность образец, если общая сжимающая нагрузка, действующая на него, и температура на нагреваемой обшивке образца изменяются в соответствии с заданными зависимостями. Пример такой зависимости, характерной для обтекателя РН “Протон” [1], приведен на рис. 2.

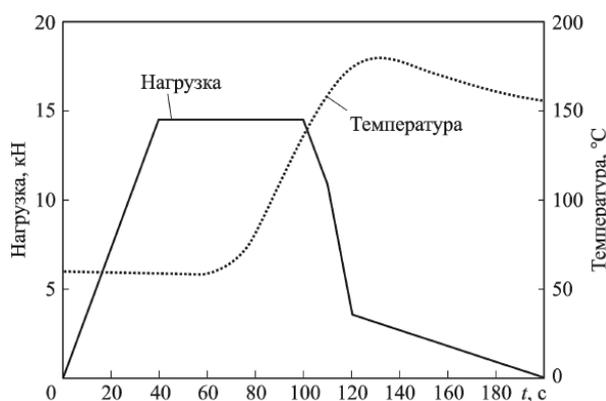


Рис. 2. Цикл нагружения исследуемого объекта при термосиловом испытании

Технические особенности проведения испытаний

Исследуемый объект – образцы, представляющие собой фрагменты многостеночных панелей, изготовлены методом инфузии из углепластика на основе волокон ЛУП-0,1 и связующего

SK02TM200-3 “EPO-LAM [3]. Длина образца обычно принимается равной 170...180 мм, ширина 130...145 мм при имитации штатной эксплуатации и 65...70 мм при исследовании в условиях полного прогрева, толщины и структурные параметры обшивок и стенок аналогичны штатной конструкции. Этот образец является представительным элементом реальной конструкции.

Испытания многостеночных образцов в условиях нестационарного термосилового воздействия проводились на специальном стенде МГТУ Баумана, созданном для таких испытаний, имитирующих полета РН «Протон». Силовая нагрузка задавалась при помощи серво-гидравлической машины Instron-880, которая позволяет реализовать изменение нагрузки в соответствии с заданной программой и управляется с помощью ПЭВМ. Односторонний нагрев образца осуществлялся с помощью нагревательного устройства с инфракрасными лампами накаливания и отражающими экранами. Методика испытаний и используемое оборудование подробно описаны в работе [2].

При испытаниях на сжатие образцы должны укладываться с двух сторон каждой и из обшивок и каждого ребра вблизи торцов стеклоткани для обеспечения отсутствия сматия в зонах этих торцов [4]. Длина зона подкрепления – 30...40 мм.

Для обеспечения удовлетворительной однородности деформаций в рабочем сечении отклонения от плоскости и параллельности торцов должны быть не более 0,1 мм [2]. Кроме того, для увеличения степени однородности поля деформаций в рабочей части образца для нагружения нужно использовать центрирующую платформу с шариком. Контроль однородности поля деформаций образца обычно ведется при предварительных нагружениях с помощью продольных тензодатчиков и съемного деформометра испытательной машины при комнатной температуре. Измерение деформаций и напряжений осуществляется тензодатчиками и деформометром машины Instron-880.

Испытания в условиях полного прогрева про-

водились с использованием подкрепляющих кромки приспособлений, защемляющих с небольшим усилием кромки между двумя фторопластовыми пластинами.

Основные результаты испытаний

Проведены два вида испытаний: исследования характера деформирования и разрушения многостеночных образцов в условиях одноосного сжатия при полном прогреве до заданной температуры и подтверждение работоспособности многостеночных образцов в условиях воздействия одностороннего нагрева и сжимающей нагрузки, имитирующих старт и полет РН. Сначала проводились нагружения при комнатной температуре для оценки работоспособности измерителей деформаций и для проверки однородности поля деформаций в рабочем сечении образца, затем – нагружения после полного прогрева при заданной температуре 100°C, 140°C, 170°C и 195°C.

На рис. 3а приведены зависимости относительного модуля упругости по показаниям деформометра от температуры. Эти данные подтверждают отсутствие влияния температуры на модуль упругости на начальном участке деформирования. Здесь следует заметить, что напряжения конца начального участка деформирования, по которому определялся модуль упругости при повышенной температуре, сильно зависят от температуры из-за резкого уменьшения прочности образцов с температурой.

На рис. 3б показана зависимость относительной прочности от температуры испытания. Видно, что прочность при повышении температуры сильно уменьшается. Снижение прочности на сжатие вдоль волокон углепластиков при увеличении температуры происходит из-за снижения критической нагрузки для отдельных волокон, находящихся в связующем, как в поддерживающей волокно среде. С температурой уменьшается жесткость связующего, поэтому уменьшается и нагрузка, при которой начинается потеря устойчивости отдельных волокон, приводящая к разрушению материала.

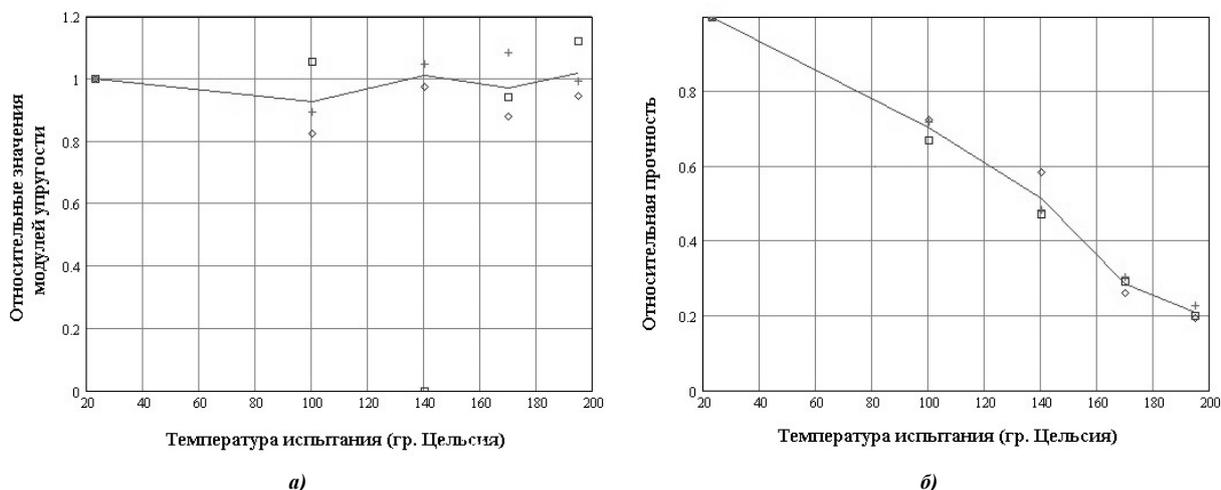


Рис. 3. Зависимости относительных значений модуля упругости (а) и прочности (б) от температуры: точки – экспериментальные значения, линии – средние значения

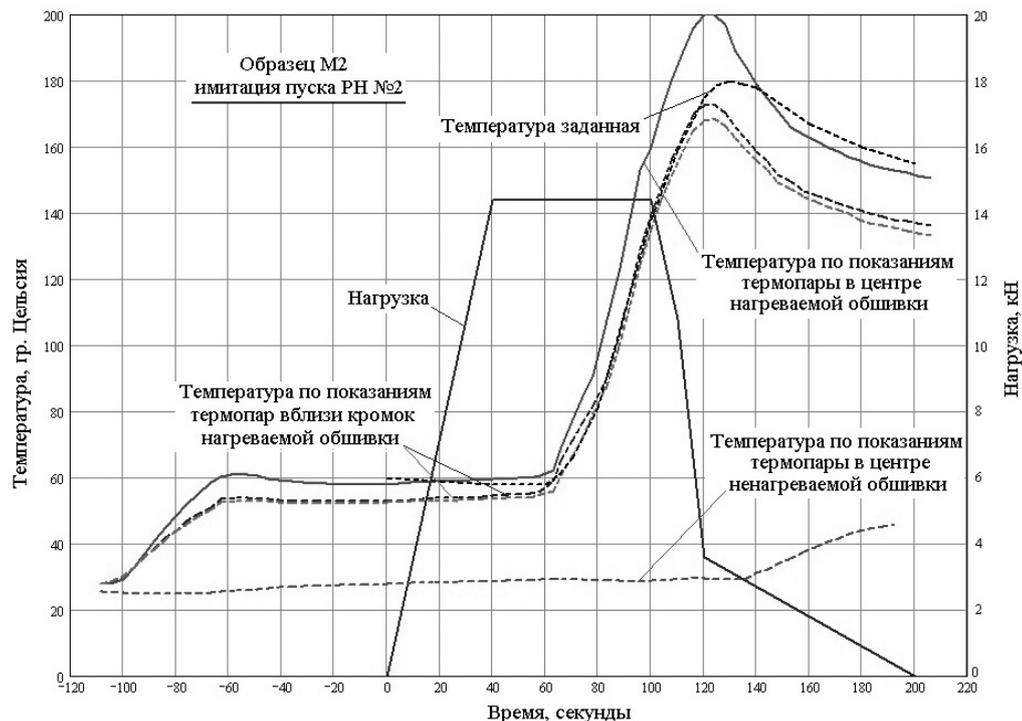


Рис. 4. Результаты имитации пуска РН для одного из испытаний

Сравнение вида зон разрушения при различной температуре позволяет сделать вывод: чем выше температура, тем менее ярко выражена зона разрушения. Это связано, по-видимому, с тем, что при уменьшении разрушающей нагрузки уменьшается энергия, накапливаемая образцом к моменту разрушения и реализуемая в расслоении и трещинообразовании.

Испытания по оценке работоспособности материала в условиях, близких к условиям реальной эксплуатации, проведены на трех образцах. На рис. 4 приведены экспериментальные и заданные зависимости температур и нагрузки от времени для одного из испытаний. Здесь видно, что температура в центре нагреваемой обшивки почти на всем интервале нагружения превышала заданную, а температура на краях нагреваемой обшивки была близка к заданной. Образец выдержал это испытание без визуально наблюдаемых изменений. Для дополнительной проверки запаса прочности материала образца была проведена еще одна имитация пуска, для которой температура в центре нагреваемой обшивки еще больше превышала заданную на всем интервале нагружения и даже температура на краях нагреваемой обшивки была выше заданной в интервале наибольших нагрузок. Образец тоже выдержал это испытание без визуально наблюдаемых изменений. Аналогичная картина наблюдалась и для других испытанных образцов. Таким образом, доказано, что материал исследованной структуры может быть использован для изготовления несущих конструкций РН типа «Протон».

Выводы

Приведенные результаты исследований позволяют сформулировать выводы, что характеристики упругости многостеночных образцов мало зависят от температуры в исследованном диапазоне от комнатной до 195°C, но характеристики прочности снижаются с увеличением температуры весьма значительно, что характерно для углепластиковых конструкций при нагружении на сжатие. Кроме того, по результатам испытаний зафиксировано, что все образцы выдержали имитацию пуска РН без разрушения. Таким образом, подтверждена несущая способность многостеночной структуры и принципиальная пригодность ее для использования в крупногабаритных ракетно-космических конструкциях.

1. Смердов А.А., Таирова Л.П., Бахтин А.Г., Абрамова Е.А. Проведение виртуальных теплопрочностных испытаний при помощи конечно-элементного анализа // Научно-технические разработки КБ «Салют». / Под ред. Ю.О. Бахвалова. – М.: Машиностроение, 2010. – С. 96–103.
2. Смердов А.А., Таирова Л.П., Бахтин А.Г., Полиновский В.П. Экспериментальное исследование температурных и силовых воздействий наносущих конструкции ракет-носителей в условиях соответствующих штатной эксплуатации // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. – 2012. – Сер. Машиностроение. Специальный выпуск. – С. 116–123.
3. Смердов А.А., Думанский А.М., Таирова Л.П. Комплексные экспериментальные исследования деформативных и прочностных свойств композитов для отсеков и обтекателей ракет // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. – 2012. – Сер. Машиностроение. Специальный выпуск: Крупногабаритные трансформируемые космические конструкции и материалы для перспективных ракетно-космических систем. – С. 124–136.
4. Тарнопольский Ю.М., Киндиз Т.Я. Методы статических испытаний армированных пластиков. – М.: Химия, 1981. – 272 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕЙСТВИЯ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА И СВЧ-ИЗЛУЧЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 12X18H10T

Троицкий О.А., Сташенко В.И., О.Б. Скворцов О.Б., Левин И.С., Хрущов М.М., Савенко В.С.

Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва

Экспериментально установлено влияние СВЧ-излучения и импульсного тока на процесс пластической деформации металла с изменением его фазового состава по содержанию мартенситной и аустенитной фазы. Результаты позволяют утверждать о наличии дополнительного механизма электропластической деформации спинового происхождения в скрещенных полях СВЧ-излучения и собственного магнитного поля тока.

Experimentally established the influence of SHF - radiation and pulsed current on plastic deformation of metal with the change of its phase composition on the content of the martensitic and austenitic phases. The results suggest the presence of an additional mechanism of the electroplastic deformation of spin origin in the crossed fields of the microwave-radiation and self-magnetic field of current.

Для изучения влияния СВЧ-излучения на механические свойства металлов в условиях пластической деформации растяжением при одновременном действии импульсным током была выбрана частота 2,45 ГГц, применяемая в микроволновых СВЧ-печах [1]. Передача электромагнитного (ЭМ) излучения от источника СВЧ-излучения магнетрона к деформируемому образцу осуществлялась с помощью волновода прямоугольного сечения. Короб волновода был изготовлен из нержавеющей стали с окнами во взаимно перпендикулярных плоскостях для размещения испытуемого образца (рис. 2). В опытах применялось дистанционное управление магнетроном. Ориентацию вектора напряженности E электрического поля СВЧ-излучения меняли поворотом короба волновода относительно деформируемого образца на 90 град. Температуру образцов измеряли термопарой во время действия СВЧ-излучения и одиночных импульсов тока, не превышала 60–80 °С. Образцы из нержавеющей стали 12X18H10T толщиной 0,2 мм с длиной рабочей части 28 мм находились в изолированных зажимах испытательной машины



Рис. 1. Узел деформации при действии СВЧ-излучения

и импульсов тока. Образец находится внутри волновода, магнетрон внизу. ЭМ-поле E направлено поперек оси образца

Влияние СВЧ-излучения на пластическую деформацию металла изучалось в двух

постановках опыта: при активной деформации с различной постоянной скоростью и при релаксации напряжений. Во время активной деформации в поле СВЧ-излучения подавались одиночные импульсы тока. Пики спада деформирующего усилия на образцах в СВЧ-поле чередовались с подобными пиками спада нагрузки под действием тока + СВЧ. Ориентация поля E СВЧ-излучения была поперечной. Величина скачков разупрочнения: при действии импульса тока была от 14,0 МПа до 14,3 МПа; тока + СВЧ от 14,8 МПа до 15,0 МПа. Из полученных данных следует, что электропластическое действие импульсного тока на деформацию нержавеющей стали усиливается в присутствии СВЧ-излучения. Небольшое тепловое действие тока и СВЧ-излучения не вызывало скачков деформации металла в сторону разупрочнения. Увеличение пиков электропластического эффекта в присутствии СВЧ-излучения указывает на действие СВЧ-излучения на активную деформацию металла, что является принципиально важным результатом и впервые обнаружено.

На рис. 2 в границах пунктирных линий 1; 2 приведены данные измерений пиков разупрочнения, полученные от пяти образцов при действии импульсов тока порядка 1000 А/мм². Данные в границах пунктирных линий 2- при одновременном воздействии импульсов тока и СВЧ-излучения. Ориентация электрического поля E СВЧ излучения была продольной.

Во второй постановке опыта при релаксации механических напряжений во время кратковременных остановок растяжения образцов с паузами по 3 мин без разгрузок оценивалась величина релаксации напряжений при разных вариантах внешнего и внутреннего энергетического воздействия. Растяжение перед

каждой новой серией измерений начиналось с более высокой нагрузки, и так вплоть до разрушения образца.

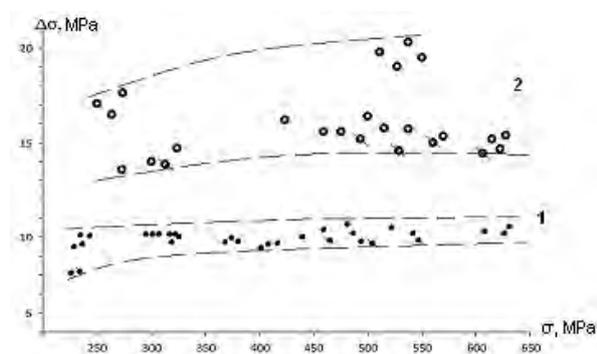


Рис.2 Скачки разупрочнения от пяти образцов при деформации и энергетических воздействий

Каждая новая серия измерений начиналась при достижении уровня нагрузки на 50–100 Н больше прежнего. Каждая серия измерений состояла из четырех пауз: а) без какого-либо воздействия; б) с воздействием СВЧ-излучением при разной ориентации вектора E ; в) с воздействием импульсами тока; г) с совместным действием СВЧ-излучения и импульсов тока. При падении нагрузки за первые 2–3 с после остановки активной деформации без какого-либо воздействия (а) релаксация не превышала 3–5 %, при действии СВЧ-излучения (б) и импульсов тока (в) 4–5 и 6–7 % соответственно. В случае (г) при совместном действии с учетом вычета теплового действия эффект достигал значений 12–13 %. Ориентация поля E была поперечной. Падение нагрузки за 3-мин паузу релаксации составило 8 %, а при действии СВЧ-излучения и тока 7,5–12,3% и 10–13 % соответственно. Во всех случаях рост падения нагрузок происходил с увеличением уровня приложенных напряжений. При этом совместное действие тока и СВЧ-излучения дает релаксацию в пределах 14,6–22,5 %. Электропластическое действие импульсного тока на пластическую деформацию нержавеющей стали усиливалось в присутствии СВЧ-излучения [3, 4]. Снижение нагрузки за счет нагрева образца вычиталось из эффекта токового и СВЧ-воздействия. Эффект действия СВЧ-излучения усиливался с ростом скорости деформации, что можно связать с возрастанием числа незавершенных сдвигов в металле и числа подвижных дислокаций под влиянием СВЧ-излучения, которое способствовало разрядке скоплений дислокаций. В опытах было установлено явление исчезновения магнитных свойств у нержавеющей стали в результате

электропластической деформации наиболее вероятно за счет подавления аустенитно-мартенситного превращения, что в других постановках опытов также наблюдалось ранее в [5], что было подтверждено в настоящей работе проведенным рентгенофазовым анализом.

В результате обычной деформации шейка образцов становилась магнитной из-за выпадения в результате перенапряжения металла α -фазы или мартенсита деформации, обладающего ОЦК - структурой с магнитными свойствами. Это явление впервые зафиксировано в проведенных экспериментах при действии СВЧ-излучением на деформируемую нержавеющую сталь. Результаты падения нагрузок на образцах, на который в процессе релаксации напряжений действовало СВЧ-поле с вектором E продольной ориентацией относительно оси испытуемого образца, был значительным. Эффект совместного действия тока и СВЧ-поля в этом случае достигает значений 30 %.

Установлено: в исходном образце после отжига параметр решетки аустенита значительно меньше табличного, что вероятно связано с искажением кристаллической решетки железа атомами углерода и легирующих элементов. Наблюдается также интенсивная кристаллографическая текстура (рис.3а).

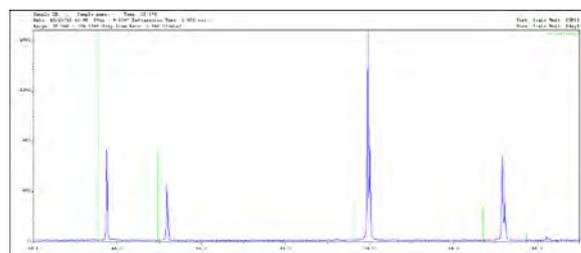


Рис.3а. Рентгенограмма образца

На рентгенограмме образца, продеформированного без тока, помимо аустенита появляются пики мартенсита деформации (рис 3б).

Видно, что под действием тока подавляется появление мартенсита деформации.

Анализ микроструктуры образцов показал существенные ее изменения под влиянием внешних энергетических воздействий на нержавеющую сталь. Под действием электрического тока и СВЧ-излучения происходит уменьшение площади и периметра зерен, т. е. происходит дробление зерен и микроструктура деформационной части образца становится мелкозернистой. Зерна принимают более округлую форму с уменьшением

удлинения зерна, с преимущественной ориентацией аксиальной структуры. Существенно уменьшаются длина, ширина и удлинение зерен, вертикальная и горизонтальная проекция зерен. Эквивалентный диаметр и средний габарит зерен уменьшаются.

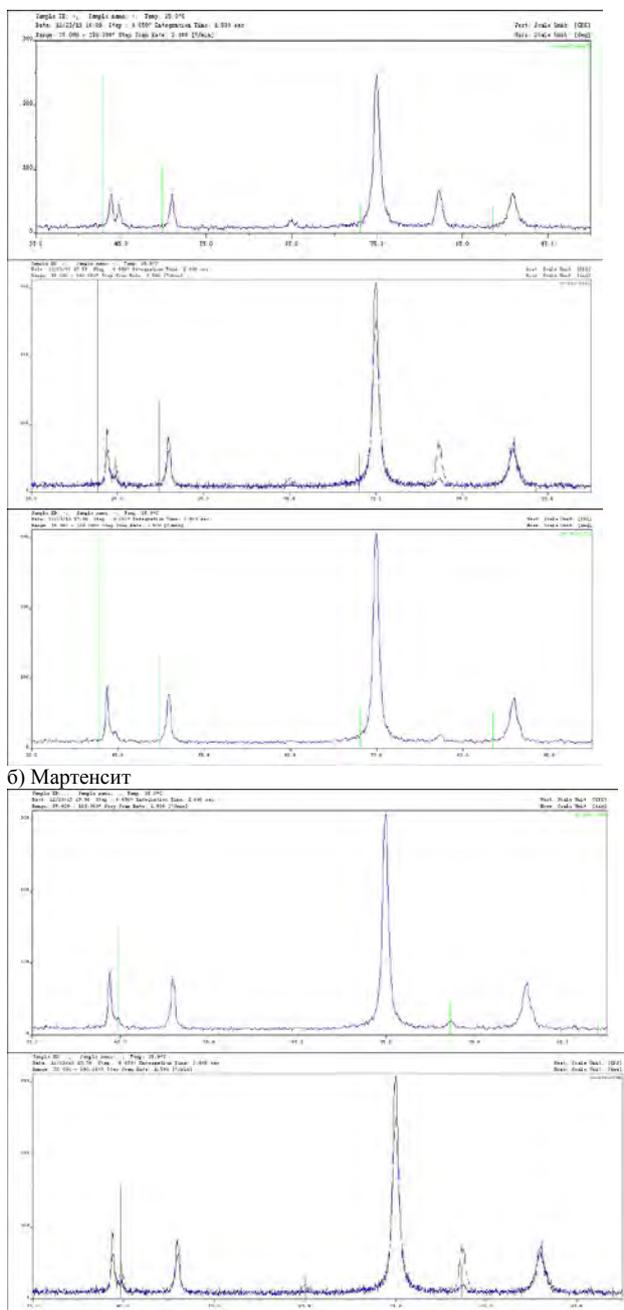


Рис.3, б. Синяя кривая: образец, деформированный с током, а серая кривая без тока.

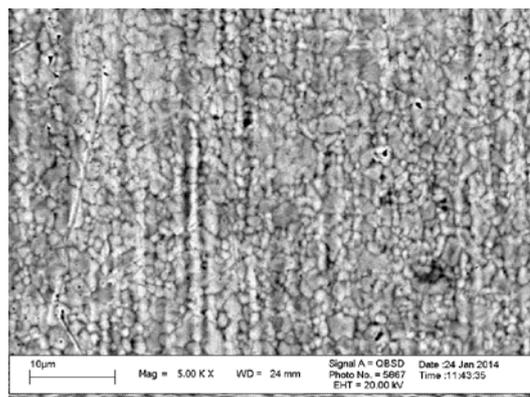


Рис.4. Микроструктура образца после деформации и действий СВЧ-излучения и тока

Результаты исследований микро твердости образцов после растяжении и действий СВЧ-излучения и тока свидетельствуют о том что, микро твердость материала в наиболее деформированной рабочей части образца (шейки) уменьшается, а в области захватов практически остается неизменной. Данные по микроструктуре, указывают на проявление обратной зависимости Холла-Петча. По-видимому, с увеличением степени деформации, под действием импульсного тока и СВЧ-излучения изменяется доминирующий механизм деформации.

Список литературы

1. СВЧ-полупроводниковые приборы и их применение: пер. с англ. / ред. Г. Уотсон. — М.: Мир. 1972. — 660 с.
2. Сапунов Г. С. Ремонт микроволновых печей. — М.: Салон-пресс. 2003. — 272 с.
3. Троицкий О. А. Электромеханический эффект в металлах // Письма в ЖЭТФ. 1969. Т. 2. № 10. С. 18–22.
4. Рошупкин А. М., Батаронов И. Л. Об эффекте электрон-фононного увлечения дефектов в кристаллах // Изв. РАН. Сер. Физическая. 2004. Т. 68. № 7. С. 998–1007.
5. Физические основы электроимпульсной и электропластической обработок и новые материалы (монография) / Ю. В. Баранов, О. А. Троицкий, Ю. С. Аврамов, А. Д. Шляпин. — М.: Изд-во МГИУ. 2001. — 843 с.
6. Molotskii M., Fleurov V. Magnetic effects in electroplasticity of metals // Physical Review B. 1991. V. 52. № 22. P. 311–317.

ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ РЕЖУЩЕЙ КРОМКИ ТВЕРДОСПЛАВНОГО ИНСТРУМЕНТА НА ЕГО РЕЖУЩИЕ СВОЙСТВА.

Федоров С.В.(av288291@akado.ru), Игонов Д.В., Остриков Е.А.
Московский государственный технологический университет «СТАНКИН», Москва, Россия

В данной статье описаны основные методы упрочнения твердых сплавов, рассмотрена возможность применения не сплошных покрытий на твердосплавном инструменте с целью повышения его режущих свойств. Рассказывается об особенностях такого инструмента, оборудование для получения дискретного покрытия и результатах исследований.

Введение.

Основные параметры твердосплавного инструмента жестко регламентируются отечественными и зарубежными стандартами. Однако даже для изделий одного производителя, одной марки и одного типоразмера могут значительно отличаться такие параметры, как составляющие силы резания, максимальная температура, уровень виброакустического сигнала, особенно на начальной стадии изнашивания. Выяснилось, что за такое поведение резцов во многом ответственно изменение радиуса округления режущей кромки ρ .

Целью данной работы является повышение стойкости твердосплавных режущих пластин Н13А с покрытием (TiAl)N при чистовом точении за счет изменения геометрии инструмента методом лазерного селективного удаления износостойкого покрытия с передней поверхности инструмента.

Основные методы получения не сплошных покрытий.

Всего в машиностроении используются 2 основных метода: это метод катодно-ионной бомбардировки через металлическую сетку «рис. 1», и электроконтактное припекание порошковых покрытий «рис. 2».

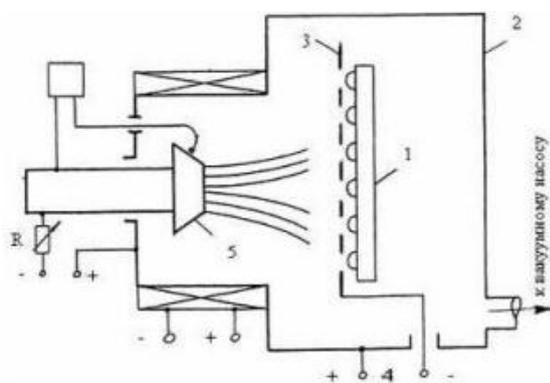


Рис 1. 1- твердосплавная пластина; 2- вакуумная камера; 3- формообразующий экран; 4- источник разгонного напряжения; 5- испаритель

При первом методе вещество генерируется катодным пятном вакуумной дуги высокопоточного низковольтного разряда, который развивается только в парах материала электрода. При подаче в вакуумное пространство реагирующих газов (метана, азота и др.) в условиях ионной бомбардиров-

ки покрытие конденсируется на поверхности режущего инструмента благодаря протеканию плазмохимических реакций (1).

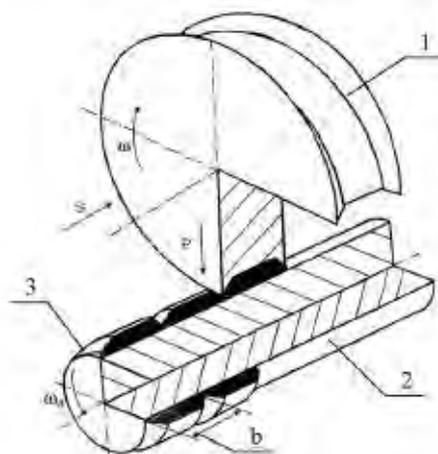


Рис.2 1- фасонный электрод; 2- деталь; 3- покрытие

Во втором случае данная технология применяется для упрочнения и восстановления детали типа «вал». Температура детали при этом не превышает 150 °С, что благодаря чему отсутствуют термическое коробление и поводка детали (2). Недостатком является неравномерность распределения свойств в поверхности изделия. Причиной является возникновение в ходе обработки краевого эффекта. В ходе решения данной проблемы для устранения краевого эффекта, и выравнивания распределения свойств покрытия по поверхности инструмента был разработан специальный электрод с трапециевидной формой сечения.

Как показали исследования, при эксплуатации инструмента с дискретным покрытием, полученным методом электроконтактного припекания, стойкость такого инструмента повышается.

Если же брать в общем, применение таких покрытий позволяет снизить уровень напряжений в поверхностных слоях основного материала. Изолированный участок покрытия является более жестким, чем сплошное покрытие, и развитие трещины будет ограничено участком одного дискрета без перехода трещины на следующий участок. Кроме того не сплошные покрытия улавливают твердые частицы износа с помощью регулярных полостей-впадин и удерживают смазку в по-

лостях покрытия, а также улучшают условия удаления стружки из зоны обработки.

Однако, точечное снятие покрытия достаточно трудно осуществить такими методами, особенно если учитывать малый размер фаски и ее точное расположение относительно режущей кромки. В данной работе предлагается метод лазерного селективного удаления покрытия с необходимых участков поверхности режущего инструмента. А именно создание на передней поверхности инструмента не сплошного (или дискретного) покрытия или, как частный случай, его полное удаление.

Методика формирования не сплошного покрытия методом лазерной абляции.

На «рис. 3» схематически представлен процесс лазерной абляции покрытия с поверхности инструмента. При плотности мощности лазерного излучения, превышающего порог абляции, в приповерхностном слое формируются высокие напряжения сжатия, далее происходит распространение волны давления вглубь материала, далее в результате взаимодействия волны с обратной поверхностью заготовки происходит микровзрыв и откол участка покрытия. На качество обработанной поверхности влияет достаточно большое количество входных параметров.

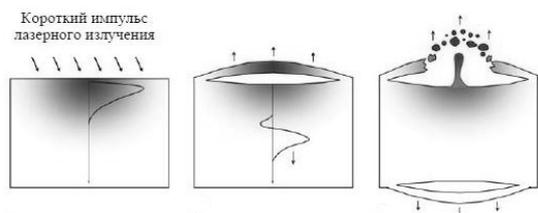


Рис. 3 Схематическое изображение процессов, происходящих при абляции частиц покрытия из зоны лазерной абляции

Как показали исследования, максимально допустимая плотность мощности лазерного излучения равна $0,25 \text{ Дж/см}^2$. При ее превышении наблюдается образование трещин, или оплавление поверхности в зоне обработки. Поэтому необходимо использовать специальное оборудование, позволяющее непрерывно контролировать позиционирование обрабатываемого инструмента по отношению к лазерному лучу. Примером такого оборудования могут служить современные многокоординатные лазерные обрабатывающие центры.

Ниже представлено формирование радиусной части лезвия при помощи лазерной абляции. А именно, уменьшение радиуса за счет создания не сплошного покрытия. Как уже говорилось, малый радиус округления кромки позволяет интенсифицировать процесс чистового точения. В нашем случае таким не сплошным покрытием яв-

ляется канавка, расположенная параллельно режущей кромке в непосредственной близости от нее. Ширина канавки 100 мкм.

Отсутствие износостойкого покрытия на режущем лезвии инструмента уменьшает нормальные напряжения на передней поверхности и убирает краевые эффекты, возникающие в локальных объемах покрытия, расположенных на радиусной части инструмента.

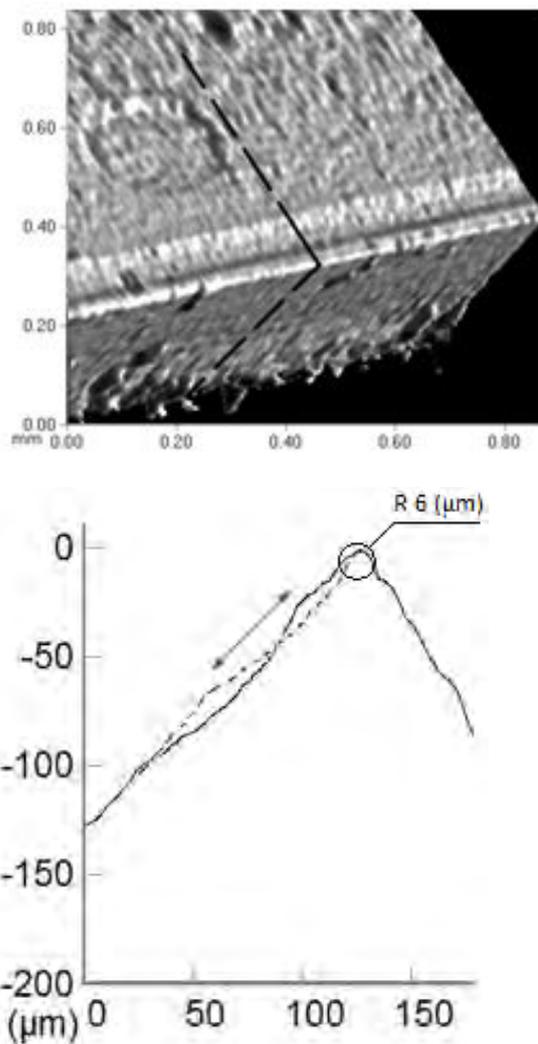


Рис. 4

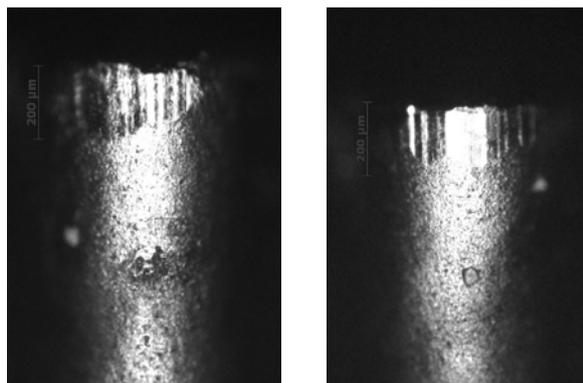
На рис. 4 показана такая канавка, снизу показано световые сечения, полученные с помощью специального устройства MikroCad lite, на которых виден профиль пластины канавки, и также показан радиус после лазерной обработки, который уменьшился на 5 мкм.

Для уменьшения изнашивания инструмента необходимо так изменять геометрию режущей части инструмента, чтобы обеспечить более легкий сьем стружки. Это достигается созданием канавки, что приведет к интенсификации изнашивания инструмента по передней поверхности, обра-

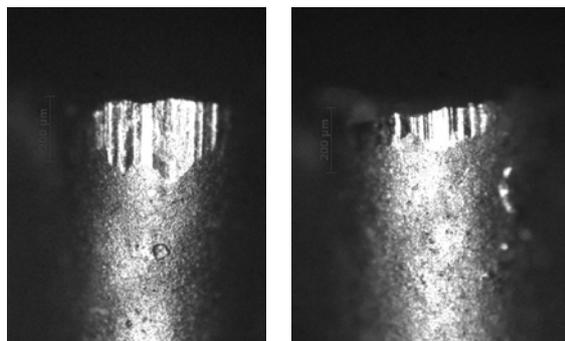
зованию лунки износа. Такое самозатачивание инструмента уменьшит радиус округления режущей кромки и облегчит сход стружки. Однако при таких условиях резания возрастает нагрузка на режущую кромку. Это может привести к ее быстрому скалыванию. Для того чтобы этого избежать, предлагается провести комплексную поверхностную обработку, включающую электронно-лучевое легирование сплавом NbHfTi и последующее пере нанесение износостойкого покрытия.

Сравнение режущих пластин в процессе резания.

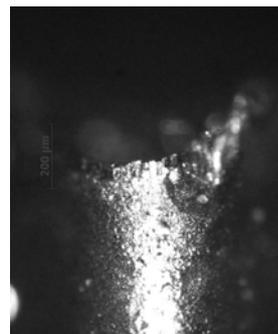
Таким образом для того чтобы сравнить износостойкость пластин со сплошным покрытием (TiAl)N, с комплексной обработкой, и с комплексной обработкой с образованной на передней поверхности канавкой было проведено точение стали ШХ-15 пластинами с соответствующими видами поверхностной обработки. На «рис. 5» показаны результаты опыта. В качестве критерия отказа был выбран износ по задней поверхности $h_z=0,3$ мм.



Изнашивание на 6-ой минуте резания



Изнашивание на 14-ой минуте резания



Изнашивание на 32-ой минуте резания

Рис. 5 Изнашивание пластин Н13А при продольном точении стали ШХ15: левая колонка – пластина с покрытием (TiAl)N, средняя колонка - пластина с комплексной поверхностной обработкой, правая колонка - пластина со снятым с передней поверхности покрытием после комплексной поверхностной обработки

В итоге пластина с покрытием (TiAl)N достигает стадии катастрофического износа уже на 6 мин резания. Пластина с комплексной обработкой – на 12 мин, пластина с комплексной обработкой и не сплошным покрытием – на 30 мин.

Список литературы

1. Верещака, А.С., Третьяков И.П. Режущие инструменты с износостойкими покрытиями / М.: Машиностроение. 1986 г., с. 192
2. Лопата Л.А. Электроконтактное припекание дискретных покрытий/ «Вестник Полоцкого государственного университета. Сер. В, Прикладные науки», 2010 г.- Выпуск №2, с. 147-154

ТЕХНОЛОГИЯ НЕРАЗЪЕМНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТРУБОПРОВОДОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МУФТ ИЗ МЕТАЛЛА С ЭПФ.

У. Хасьянов¹, Д.У. Хасьянова¹

¹Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия; dinara.khasyanova@mail.ru

Аннотация.

В работе представлен обзор технологических процессов создания соединений трубопроводов, а также рассмотрены различные конструкции неразъемных термомеханических соединений (ТМС), их особенности и предназначения.

Ключевые слова: эффект памяти формы, муфта, термомеханическое соединение, сверхупругость.

Трубопроводы – это устройства, по которым транспортируются жидкие, газообразные и сыпучие вещества. Их использование в машиностроении крайне велико. Безотказность работы машин во многом зависит от надёжности трубопроводов и их соединений.

В промышленности широко применяют сварные соединения с несъемной арматурой или исполнительными устройствами. Для производства качественной сварки, необходимо выполнения следующих требований: использование однородных или близких по химическому составу материалов, тщательная подгонка размеров свариваемых элементов, достаточная-необходимая защита, очистка, термоупрочнение сварного шва и выполнение требований контроля. Паяные соединения являются также неразъемными соединениями и к ним предъявляются требования, аналогичные сварным [1]. В разъемных соединениях, где используется арматура с резьбовыми сочленениями, для обеспечения их герметичности при эксплуатации, требуются периодическая подтяжка. После каждой подтяжки создается перенапряженность материала соединяемых элементов и необходимость в повышении момента затяжки. У соединений из материалов с различными коэффициентами термического расширения в зоне напряженного контакта при нагреве и охлаждении, происходит необратимая пластическая деформация. При некоторой пониженной эксплуатационной температуре возникает термический зазор и потеря герметичности.

Для возможности использования в соединениях разнородных материалов (Al, Ti, Fe, Cu и др.) и сочетания сплавов на их основе, разработано большое количество неразъемных конструкций прессового типа. Такие конструкции позволяют соединять не только трубопроводы из разнородных материалов без осевых (сборочных) напряжений, но и допускать некоторый монтажный зазор торцевых поверхностей. При монтаже, муфта такого соединения, за счет приложения внешних усилий, приводится в пласти-

ческое перемещение. На «рис.1» схематически представлен процесс создания таких соединений.

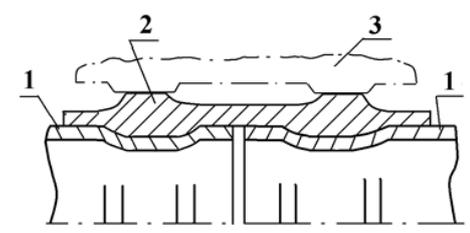


Рис. 1. Схема создания прессованного соединения:

1 – соединяемые трубы; 2 – муфта; 3- внешнее силовое устройство

Прессовые соединения монтируются при напряжениях, превышающих предел текучести материала муфты при сжатии [2]. Как только действие внешних сил сжатия прекращаются, напряжения сжатия в муфте падают до нуля, а затем, в результате противодействия упругих составляющих материала трубы, переходят в растягивающие. В процессе монтажа соединения (до эксплуатации) «получают» напряжения, соответствующие по величине пределу текучести материала трубы. При эксплуатации напряжения от рабочих жидкостей действуют в тех же направлениях что и остаточные при монтаже [3]. Суммируясь, они приводят к ослаблению соединений. Кроме того, в результате эксплуатационного термоциклирования, они подвержены процессам разупрочнения.

Соединения, в которых используются термоупругие свойства сплавов, обладающих «эффектом памяти формы (ЭПФ) и сверхупругостью (СУ), позволяют существенно изменить представление о процессах, осуществляющих создание таких соединений.

Термомеханические соединения (ТМС) в конструктивном отношении аналогичны соединениям с прессовой формовкой, но они имеют существенные отличия. При нагреве в муфте ТМС, вследствие действия ЭПФ и СУ, самим материалом генерируются напряжения, осуществляющие восстановление исходных размеров. При контакте с соединяемой трубой, в результате противодействия восстановлению, генерируются сжимающие муфту напряжения (напряжения термомеханического возврата).

Величины развиваемых напряжений термомеханического возврата при реализации сверхупругости, значительно превышают генерируемые напряжения [4].

Установлено, что при проявлении эффекта СУ, в отличие от закона Гука, при деформации аустенита в изотермических условиях примерно от 3х до 6% наблюдаются некоторые постоянства напряжений термомеханического возврата - действующих величин напряжений.

На «рис.2» представлены некоторые конструктивные решения ТМС.

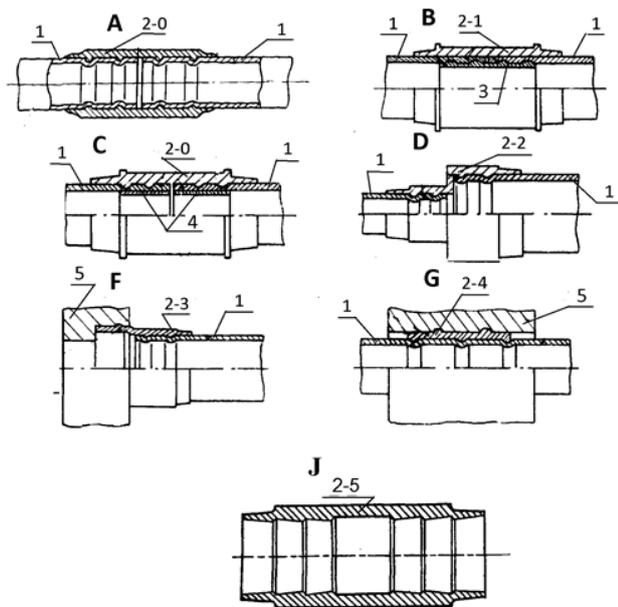


Рис. 2. Варианты конструкций ТМС:

1 – соединяемые трубопроводы; 2 – муфта; 3- профилированная проставка; 4 – пояски муфты; 5 – корпус.

Конструкции типа «А» являются наиболее распространенными неразъемными соединениями трубопроводов с внешними размерами от 6 до 40мм и толщиной от 0,8 до 2,5мм. Муфты «2-0» в зависимости от диаметра имеют 1,2 или 3 герметизирующих пояска. Пояски высотой 0,2-0,3мм, осуществляют локальное пластическое отеснение поверхности трубы, при этом сминая микронеровности и поверхностные дефекты труб, обеспечивают вакуумную плотность.

Конструкции типа «В» предназначены для соединения трубопроводов преимущественно больших диаметров, позволяющих использовать внутреннюю профилированную проставку 3 из конструкционного материала. Используется гладкая муфта «2-1», которая обжимает элементы соединяемых трубопроводов, пластически прижимая их к проставке.

Напряжения, развиваемые муфтой должны быть достаточны, чтобы привести не только всю поверхность элемента трубопровода в пластическое состояние, но и выступы профилированной проставки. Соединение менее надежно по сравнению с «А».

Конструкции с внутренней поддержкой типа «С» предназначены для соединения алюминиевых

(из-за отсутствия постоянства предела текучести от напряжений) и пластиковых трубопроводов диаметрами от 10 до 40мм. Используется профилированная муфта «2-0».

Конструкции типа «D» предназначены для соединения трубопроводов или исполнительных устройств, имеющих разные диаметры. Для этого используются обжимные муфты типа «2-2». Допустимая разность диаметров до 4-х. При этом минимальный диаметр соединения должен быть не менее 8мм.

Конструкция типа «F» может использоваться для непосредственного присоединения трубопроводов к исполнительным устройствам и агрегатам без фитингов или штуцеров. Конструкция является комбинированной, уплотнительные выступы внешней поверхности муфты «2-3» осуществляют врезание в тело корпуса 5, а другая часть, по аналогии с «2-0», осуществляет обжим элемента трубопровода 1.

Конструкция типа «G» применима для герметичного монтажа трубопровода через корпус или отсек с одновременно жесткой фиксацией. Для этого используется комбинированная разжимно-обжимная муфта «2-4», которая одновременно, внешними выступами, врезается в корпус 5, а внутренними поясками врезается в тело трубы 1. В этом случае для муфты может использоваться сплав с температурами фазовых превращений близкими к комнатным температурам.

Конструкция «J» по исполнению аналогична конструкции «А», но применяется для локального создания напряжений пределов текучести и исключения потери устойчивости тонкостенного трубопровода при всестороннем обжатии. В таком соединении используются обжимающие тонкостенные муфты «2-5» с заостренной профилируемой поверхностью.

На основании перечисленных возможностей сплавов, подтвержденные экспериментальными исследованиями и натурными испытаниями установлено [5], что предел выносливости соединений трубопроводов муфтами ТМС составляет (0,95 – 0,98) σ_{10} от предела выносливости трубы, а прочность соединений, под действием предельных внутренних давлений, превышает прочность самих труб.

1. Сапожников В.М., Лагосюк Г.С. Прочность и испытания трубопроводов гидросистем самолетов и вертолетов. / М.: Машиностроение, 1973. 274 с.
2. Хасьянов У. Исследование термомеханических характеристик сплавов с памятью и разработка технологического процесса изготовления неразъемных соединений муфтами ТМС. // Дисс. на соиск. уч. степ. канд. наук. / М.: МАТИ, 1981. 210 с.
3. Феодосьев В. И. Сопротивление материалов. / Издание восьмое. Москва. «Наука» 1979г.
4. Хачин В.Н. и др. Структурные превращения, физические свойства и эффекты памяти в никелиде титана и сплавах на его основе. // ФММ. вып.3. 1978. №6. с. 98 -103.
5. Хасьянова Д.У. Технологическое обеспечение качества изготовления муфт тмс и сборки трубопроводов. Дисс. на соиск. уч. степ. канд. техн. наук. / М.: МГУПИ. 2012.

МИКРОСТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛЕГИРОВАННЫХ АЛМАЗОПОДОБНЫХ ПОКРЫТИЙ И НАНОКОМПОЗИТОВ

Хрущов М.М.¹, Марченко Е.А.¹, Левин И.С.^{1,2}, Атаманов М.В.³, Токарев Д.А.¹

Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Физический факультет МГУ им. М.В.Ломоносова, ЗАО «ИНАКОТЕК», Москва, Россия, michel_x@mail.ru

Приведены результаты исследования трибологических свойств вакуумных ионно-плазменных покрытий аморфного углерода, легированных различными элементами. Исследования выполнены в условиях сухого трения на воздухе. Также проведено комплексное исследование, которое подтвердило алмазоподобный характер углерода в покрытиях и наличие в некоторых из них нанокompозитной структуры на основе химических элементов, использованных для легирования, их карбидных и нитридных фаз.

Ключевые слова: алмазоподобные покрытия, хром, молибден, вольфрам, кремний, азот, карбиды, нитриды, наноразмерные включения, нанокompозитная структура.

Введение

В интересах промышленности настоящее время ведутся активные работы по повышению износостойкости алмазоподобных покрытий без значительного снижения антифрикционных свойств [1,2]. Одним из способов добиться этого является легирование синтезируемых пленок металлическими и металлоидными компонентами и создание на этой основе алмазоподобных нанокompозитных структур [3]. Кроме того, современные технологии, основанные на использовании распыляемых мишеней различного состава и активных атмосфер, дают возможность получить покрытия, легированные химическими соединениями (оксиды алюминия и кремния, карбиды переходных металлов и т. д.), и покрытия с модулированной слоистой и/или сложной нанокompозитной структурой. Несмотря на то, что выявлено влияние природы и количества легирующих элементов на трибологические характеристики покрытий, остается множество неучтенных факторов, влияющих на их структуру и свойства [2,3].

Цель работы

Исследовать влияние различных легирующих добавок на трибологическое поведение покрытий, полученных с использованием ряда вакуумных ионно-плазменных технологий.

Методы исследования.

Покрытия, легированные кремнием и кремнием-молибденом, толщиной 1 мкм на плоских полированных подложках из жаропрочной стали ХН35ВТ и инструментальной стали 95Х18 получали путем плазмохимического осаждения из паровой фазы (РАСVD) по методике, описанной в [4].

Образцы покрытий, легированных хромом и вольфрамом, наносили на сталь марки ХН35ВТ магнетронным распылением. Покрытия на основе

хрома получали реактивным распылением в смеси ацетилена и азота [5], покрытия вольфрама – распылением составной мишени в аргоне. Покрытия этого типа имели толщину ~ 3 мкм. При их напылении для улучшения адгезии на поверхность подложки наносили хромовый подслои толщиной 1 мкм.

Алмазоподобные покрытия толщиной ~ 1 мкм, легированные азотом, получали по вакуумно-дуговой технологии, описанной в [6].

При комплексном исследовании покрытий использовали рентгеноструктурный анализ, оптическую и электронную микроскопию, рентгеноспектральный микроанализ, спектроскопию комбинационного рассеяния, методы микро- и наноиндентирования.

Определение трибологических характеристик проводилось на одношариковом трибометре при трении в паре со сферой диаметром 6 мм из керамики на основе нитрида кремния при сухом трении путем непрерывной регистрации силы трения. База испытаний составляла 6000 циклов (длительность испытания – 1 ч при частоте вращения образцов ~ 100 об/мин.), интервал нормальных нагрузок – (0.02÷0.20) Н. Максимальные контактные давления по Герцу, исходя из механических характеристик материалов подложки и нитрида кремния, лежат в интервале (250÷500) МПа.

Трибологические свойства и их обсуждение.

Результаты испытаний при ведены на рис. 1-3 (коэффициент трения) и 3-4 (число циклов до начала разрушения, характеризующее работоспособность в условиях высоких контактных нагрузок). Трибологические свойства, покрытий, легированных кремнием, кремнием-молибденом и хромом подробно обсуждались ранее [5,7]. Результаты для покрытий с азотом и вольфрамом ранее нами не обсуждались.

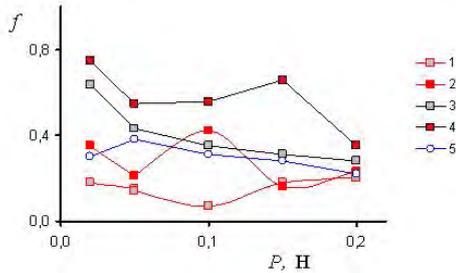


Рис.1. Зависимость коэффициента трения покрытий, легированных кремнием и кремнием-молибденом, от нагрузки и наличия модельной смазки: 1 – покрытие а-С:Н:Si:Mo со смазкой BM; 2 – а-С:Н:Si со смазкой BM; 3 – а-С:Н:Si:Mo без смазки; 4 – а-С:Н:Si без смазки; 5 – материал подложки (95X18) без смазки.

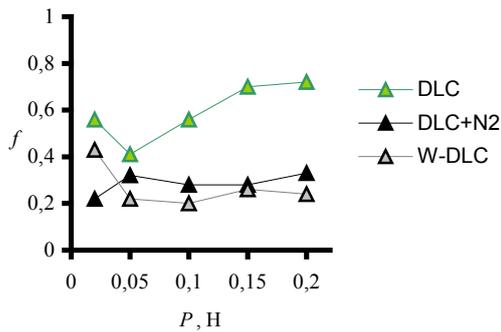


Рис. 2. Зависимость коэффициента трения вакуумно-дуговых алмазоподобных покрытий без легирования и с легированием азотом. Приведены также значения коэффициента трения для магнетронного покрытия, легированного вольфрамом.

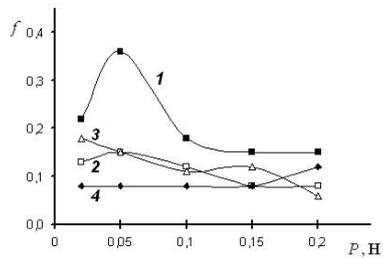


Рис. 3. Зависимости коэффициента трения f_t покрытий а-С:Н:Cr^N на стали ХН35ВТ, (1 – 100; 2 – 80; 3 – 40; 4 – 20 об.% C₂H₂) от нагрузки.

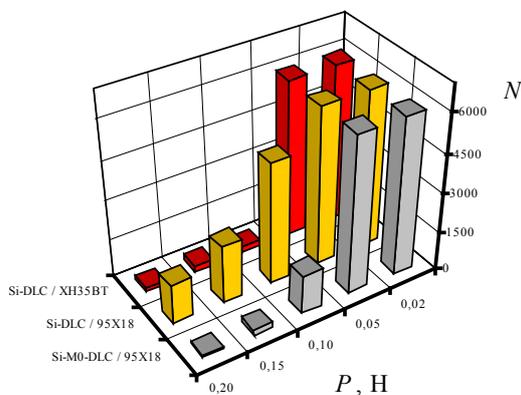


Рис.4. Зависимость числа циклов до разрушения от для покрытий, легированных кремнием и кремнием-молибденом на подложках из стали ХН35ВТ и 95X18.

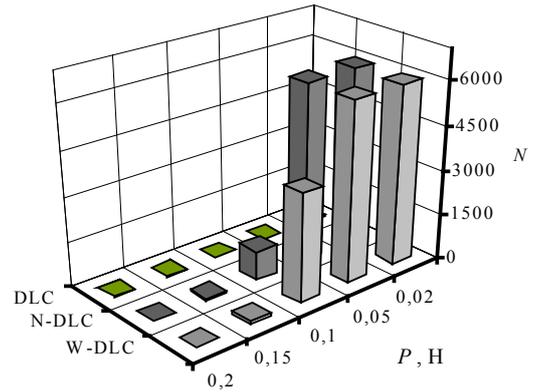


Рис. 5. Зависимость от приложенной нагрузки числа циклов до разрушения N вакуумно-дуговых алмазоподобных покрытий без легирования и с легированием азотом. Приведены также значения N для магнетронного покрытия, легированного вольфрамом.

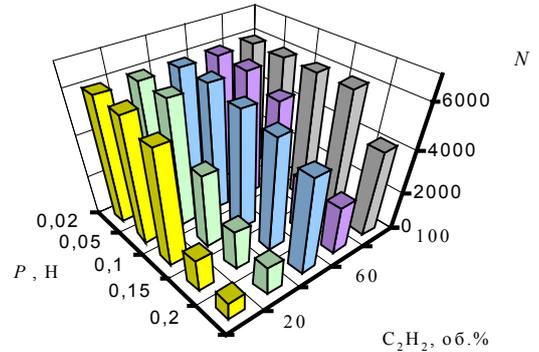


Рис. 6. Зависимость числа циклов N до момента появления неустойчивости коэффициента трения покрытий а-С:Н:Cr на стали ХН35ВТ от приложенной нагрузки объемного содержания ацетилена при магнетронном напылении в смеси ацетилен-азот.

В результате анализа полученных данных были сделаны следующие выводы:

1. Показано, что при трении без смазки в паре с керамикой из нитрида кремния практически все покрытия а-С:Н:Si и а-С:Н:Si:Mo при контактных давлениях выше 290 МПа имеют высокий коэффициент трения и низкую фрикционно-усталостную долговечность. При этом трибологические характеристики могут быть улучшены до приемлемого уровня при облегченных условиях трения (например, при использовании модельных смазок).

2. Легирование алмазоподобных покрытий вольфрамом и азотом дает возможность существенно улучшить их работоспособность, однако коэффициент трения сохраняется на уровне 0,2...0,35.

3. Наиболее высокие трибологические характеристики показали покрытия, легированные хромом. Их структурное состояние,

фазовый состав и свойства зависят от состава активной атмосферы. Эти покрытия имеют высокие механические и трибологические характеристики, что делает их перспективными для работы при больших контактных давлениях.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 15-08-05264).

Список литературы

1. Семенов А.П. Трибологические свойства и вакуумные ионно-плазменные методы получения алмазных и алмазоподобных покрытий // Трение и износ. 2009. Т. 30. № 1. С.83-102.
2. Erdemir A., Donnet C. Tribology of diamond-like carbon films: Recent progress and future prospects // J. Phys. D. 2006. V.39. P.R311-R327.
3. Хрущов М.М. Легированные алмазоподобные покрытия трибологического назначения // Современные технологии модифицирования поверхностей деталей машин / Под ред. Г.В.Москвитина. М.: УРСС / ЛЕНАНД. 2013. С.78-113.
4. Kirpilenko G.G., Frolov V.D., Zavedeev E.V. a.o. Synthesis, characterization and nanostructuring of (a-C:H):Si and (a-C:H):Si:metal films // Diamond and Related Materials. 2006. V.15. P.1147-1150.
5. Хрущов М.М., Атаманов М.В., Марченко Е.А., Петржик, Левин И.С. Алмазоподобные нанокompозитные покрытия a-C:H:Cg – стр М.И.уктурное состояние, механические и трибологические свойства // Известия РАН. Серия физическая. 2014. Т.78. № 10. С.1257-1265.
6. Башков В.М., Беляева А.О., Седых И.С., Токарев Д.А. Исследование физико-химических параметров алмазоподобных покрытий, полученных методами электродугового физического осаждения с сепарацией плазмы // Наноинженерия. 2013. № 11. С.35-38.
7. Хрущов М.М., Марченко Е.А., Левин И.С., Тарелкин Ю.А. Вакуумные ионно-плазменные покрытия-нанокompозиты: трибологическое поведение и структура // Вестник МГТУ «МИРЭА». 2015. Т. 2. № 3. С.42-55

МОДЕЛЬ ЗАХВАТА ПАЛЬЦАМИ ПРОТЕЗА ПРЕДМЕТА С НЕЧЁТКОЙ ГЕОМЕТРИЧЕСКОЙ ХАРАКТЕРИСТИКОЙ В УСЛОВИЯХ ЕГО СТАТИЧЕСКОЙ НЕУСТОЙЧИВОСТИ

Чижиков В.И.

Московский государственный университет информационных технологий, радиотехники и электроники (МИРЭА), Email: vichizhikov@gmail.com

В условиях нечёткой информации об условиях контакта предмета с опорной поверхностью и его геометрической форме решена задача захвата предмета на основании показаний сенсоров. Разработана программа управления бионическим протезом руки, в которой решены вопросы загрузки исходных данных, полученных в системе для инженерных вычислений Mathcad, а также возможность отображения исходных данных в виде графиков корреляционных связей.

Ключевые слова: протез, изопериметрическая задача, нейронная сеть

Целью проведённых исследований является разработка метода построения модели развития усилий захвата предмета, форма которого не определена. Одной из сложнейших задач, которую решает пользователь протеза руки, является захват предмета. Определим захват предмета, как создание за минимальное время таких реакций пальцами протеза на поверхности предмета манипулирования, которые обеспечивают его неподвижное удержание без остаточных деформаций в местах захвата. Информационную картину о взаимодействии протеза с предметом создают сенсоры, размещённые на активных элементах исполнительной системы кисти. Контакт предмета с опорной поверхностью в подавляющем большинстве случаев оценивается зрительно пользователем протеза и носит вероятностный характер. Реакции на поверхности предмета при успешном его захвате образуют пространственную систему сходящихся сил. При отрицательном результате фиксации предмета в пространственной системе, как правило, появляется вектор, допускающий возможное движение предмета в его направлении. Такое соотношение реакций на поверхности предмета от пальцев протеза и на опорной поверхности может привести при захвате к потере его устойчивости. На поверхности предмета может быть бесконечное множество $\{A\}$ точек, в которых возможно осуществить контакт звеньев пальца протеза и развитие реакций. Причём в каждой из этих точек имеются два положения пальца протеза – a_{i0} и a_{i1} , в которых начинается и заканчивается развитие реакции. Обход множества $\{A\}$ одним активным элементом кисти с развитием реакции в точке a_{i0} является поисковым движением по поверхности предмета и не преследует цели его захвата. Включение в поисковое движение противоположного пальца со своим множеством состояний, например $\{B\}$, при определённых

условиях может обеспечить развитие реакций обеспечивающих захват. Если вводится в действие другие активные элементы кисти, то алфавит множеств расширяется, при этом индексация элементов подмножеств сохраняется. Число вариантов, которые приводят к захвату – бесконечно. Успешное выполнение захвата связано с алгоритмом поиска в неизвестной зоне точек, в которых создаётся упомянутая выше пространственная система сил. При этом возникает задача разработки алгоритма, при котором проверяется условие возможности захвата в пространственной системе координат двумя или несколькими активными элементами кисти протеза. К настоящему времени имеются работы по алгоритмам управления динамическими системами в известной и неизвестной средах. Обзоры таких алгоритмов представлены в [1,2]. Предложены алгоритмы, в которых проводится полный перебор и алгоритм, в котором за конечное число шагов либо находят путь из точки a_i в точку a_j из $\{A\}$, либо сообщают, что на этом множестве нет точки, достижимой из исходной точки a_{00} . Если принять, что неизвестная поверхность имеет дискретное пространство состояний, то следует использовать методы теории графов. Поиск и исполнение путей для различных a_i и a_j приводит к очень большому суммарному количеству передвижений динамической системы [3]. В соответствии с классификацией поиска пути [2] представителями алгоритмов поиска в ширину являются алгоритм A^* , собственно алгоритм поиска в ширину, эвристический поиск, динамическое программирование, ленивый вероятностный маршрут. Решение изопериметрической задачи относительно управления сводится к поиску экстремума

функционала: $I = \int_{t_0}^{t_1} L dt$, где L – функция

Лагранжа. В данном случае имеем:

$$L = \psi_0 \cdot 1 + \psi_1(x_2 - \dot{x}_1) + \psi_2 \begin{pmatrix} u_1 + x_1 x_4^2 - \\ - \dot{x}_2 \end{pmatrix} \rightarrow$$

$$\rightarrow + \psi_3(x_4 - \dot{x}_3) + \psi_4 \left(\frac{u_2 - 2x_2 x_4}{x_1} - \dot{x}_4 \right) \rightarrow$$

$$\rightarrow -u_1^2 - u_2^2,$$

где ψ_i – неопределённые множители Лагранжа,

$\{i=0-4\}$.

На рис.1 представлена графическая интерпретация решения задачи оптимального управления развитием реакции на поверхности предмета при его контакте со звеном механизма пальца.

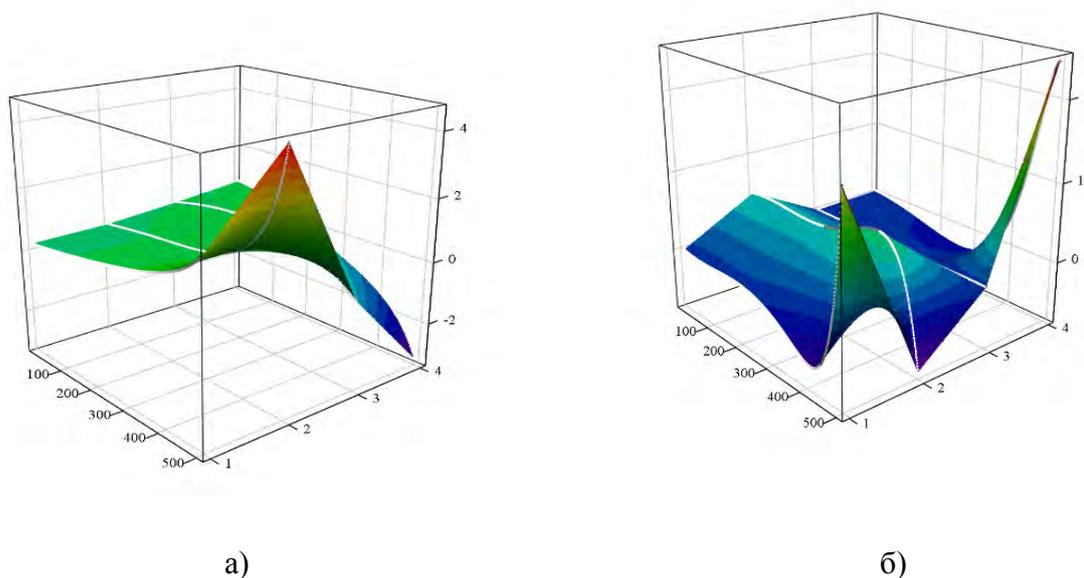


Рис.1. Гиперповерхности кинематических характеристик механизма пальца а) и неопределённых множителей Лагранжа Ψ_i б) в задаче оптимального управления развитием реакции на поверхности предмета

Разработка нейросетевой модели управления бионическим протезом (механизмом пальца).

Решение поставленной на данном этапе задачи предполагает использование полученных выше результатов аналитического решения для определения весовых коэффициентов входных сигналов. В частности востребованы численные значения кинематических характеристик x_i и неопределённых множителей Лагранжа ψ_i , которые получены для принятого отрезка времени.

Разработанная программа управления бионическим протезом руки решает следующие вопросы:

- возможность загрузки исходных данных, полученных в системе для инженерных вычислений Mathcad;
- возможность отображения исходных данных в виде графика;
- расчет корреляций исходных данных, их отображение в виде графиков;
- обучение нейронной сети по полученным корреляциям.

Ниже представлена последовательность работы с главным и диалоговым окнами программы.

Нейронная сеть представлена в виде многослойного перцептрона (нейронная сеть прямого распространения), входной слой – 5 нейронов, скрытый слой – 5 нейронов, выходной

слой – 1 нейрон. На вход искусственной нейронной сети подается массив корреляций из 5 элементов (для каждой пары переменных, всего таких пар девять), требуется обучить нейросеть так, чтобы каждая корреляция характеризовалась своим идентификатором (от 0,1 до 0,9).

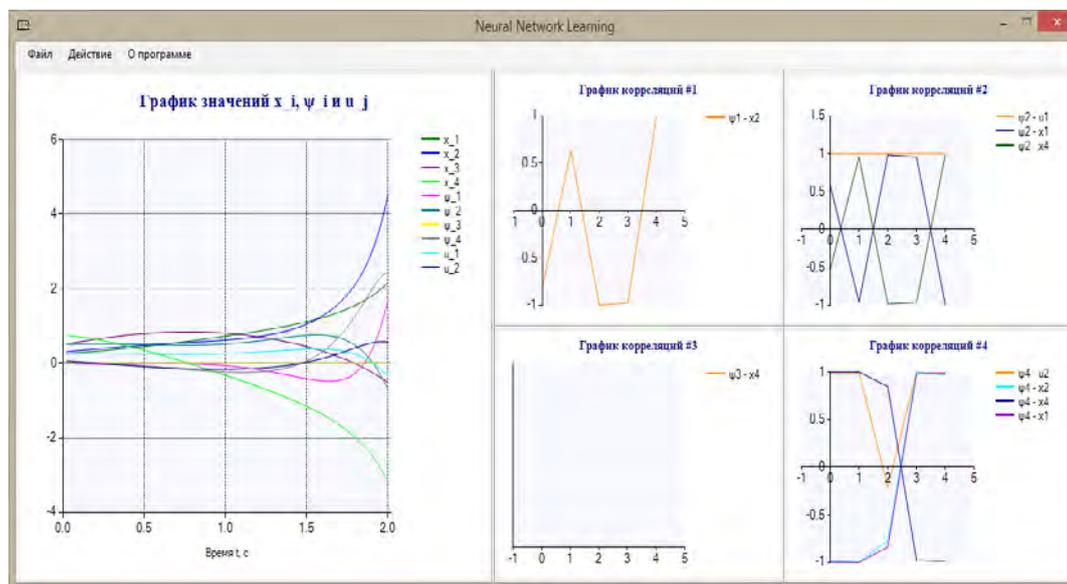


Рис. 2. Главное окно с построенными графиками корреляций X_i и Ψ_i

Выводы. Решена задача нахождения такого действия между событием обнаружения предмета в поисковом движении и событием фиксации предмета, при котором устраняется сама возможность потери устойчивости предмета. Действие вычисляется для произвольной траектории движения, по которой предмет или отдельные его части переместятся из исходной точки в конечную за кратчайшее время. Разработана программа управления бионическим протезом руки, в которой решены вопросы загрузки исходных данных, полученных в системе для инженерных вычислений Mathcad, а также возможность отображения исходных данных в виде графиков корреляционных связей. Проведено обучение нейронной сети управления бионическим протезом кисти руки, который обеспечивает захват предмета с неопределённой формой.

Список литературы

- 1.С. Ahrikhencheikh, A. Seireg, "Optimized-Motion Planning: Theory And Implementation", John Wiley & Sons, Inc, 1994
- 2.S.M.LaValle, "Planning Algorithms", 1999-2006. – <http://msl.cs.uiuc.edu/planning>
3. Ильин В.А. "Интеллектуальные роботы: Теория и алгоритмы". Красноярск, Изд-во САА, 1995.
4. Чижиков В.И. Теоретические основы проектирования исполнительской системы мобильных роботов с управляемой деформацией упругих звеньев и упругих кинематических соединений. В сб. Всероссийский научно-технический фестиваль молодёжи имени профессора Е. А. Деянина «Мобильные роботы и мехатронные системы». Материалы научной школы – конференции. Москва, 24-29 марта 2008. Изд. МГУ, 2009, с. 117
5. Воробьёв Е.И., Чижиков В.И., Михеев А.В. Разработка моделей и алгоритмов управления подвижными элементами пневматического протеза кисти руки. ISSN 1684-6427. Мехатроника, автоматизация, управление. 2014 г., № 10, с.21-28.

КУЛЬТУРА ЛАБОРАТОРНОГО ТРИБОЭКСПЕРИМЕНТА.

Чхетиани П.Д.

Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, pavelnew1@yandex.ru

Дан анализ наиболее распространённых схем трения и силоизмерения реализованных в современных машинах трения. Показано, что коническая прецессия ролика, характерная для штатной схемы трения «колодка-ролик» в МТ типа Амслер (МИ, СМЦ-2, 2070 СМТ-1, ИИ5018 и др.) не позволяет обеспечить корректность эксперимента. Предложены конструкция МТ, нивелирующая негативное влияние конической прецессии, а также метод испытаний материалов на износ.

Ключевые слова: корректность эксперимента, схемы трения и силоизмерения, машина трения, коническая прецессия.

Составной частью культуры лабораторного трибоэксперимента является машина трения (МТ) с корректными схемами трения и силоизмерения.

Для исследований трибохарактеристик материалов, в том числе конструкционных покрытий, смазочных, а также дизельных и авиационных топлив, подшипников скольжения (ПС) и подшипников качения (ПК) разработано большое количество МТ [1,2].

МТ классифицированы, наряду с подробными обзорами конструкций и технических характеристик, приводятся также описания большого количества реализованных в них разнообразных схем трения. Анализируются достоинства и недостатки, однако не удалось найти прямых, четких и ответственных требований, ограничивающих применение МТ только теми конструкциями (схемами трения), которые обеспечивают возможность измерений важнейших параметров испытаний или их постоянство в течение всего опыта и от опыта к опыту – основу корректности экспериментального исследования.

Для того, чтобы разработать техническое задание и на его основе сконструировать более или менее совершенную МТ, необходимо иметь опыт корректных экспериментальных исследований в трибологии и воспользоваться передовыми техническими и технологическими достижениями. Результаты экспериментальных исследований нередко, будучи неординарными, для более рельефного выявления природы экспериментальных фактов, требуют постоянного совершенствования конструкций МТ и методов испытаний.

Нацеленная на поиск новых научных знаний МТ может быть разработана высококлассными специалистами при тесном сотрудничестве с исследователями-трибологами. МТ для научных исследований – это, как правило, постоянно совершенствуемый макетный образец. Конструктор-исследователь с ее помощью углубляет и расширяет знания о предмете исследований. Совершенно ясно, что таких МТ даже в передовых в техническом и технологическом отношениях странах не может быть много. Подобная продукция, либо слишком

дорого стоит, либо из-за небольших тиражей не может серьезно заинтересовать предприятия по производству испытательной техники. Другое дело МТ для приемо-сдаточных испытаний, которые в основном изготавливаются за рубежом, и которые, из-за недостаточного финансирования, стали широко использоваться у нас для научных исследований материалов. Наиболее яркие примеры – навязанные нам западными структурами МТ для определения смазывающей способности дизельных и авиационных топлив, – обе со схемами трения с начальным контактом в точке. Эти миниатюрные (в т.ч. и потому, что производственные площади дорого стоят) МТ сконструированы из расчета на обслуживание специалистами средней квалификации, высокую производительность труда (здесь на первом месте количество, а не глубина исследований, в отличие от научных исследований, в которых приоритеты меняются местами), эргономичность и минимальную себестоимость. Игнорирование сформулированных выше требований к МТ привело к тому, что за более чем 100 лет, прошедших с момента получения Р.Штрибеком своей знаменитой экспериментальной зависимости, ее смогли получить еще не более 10 трибологов. Возможность получения точной диаграммы Штрибека, например, при исследованиях ПС, ПК и материалов (в т.ч. жидкостей), есть главный показатель качества МТ.

Показано, что из-за неизбежной конической прецессии ролика, схема трения «колодка-ролик», реализуемая на МТ типа Амслер ограниченно корректна.

Предложены конструкции МТ, в том числе со схемой трения «колодка-ролик» и методы испытаний трибохарактеристик материалов, полностью удовлетворяющие требованиям корректного эксперимента.

Список литературы

1. Комбалов В.С. Методы и средства испытаний на трение и износ конструкционных и смазочных материалов: /Справочник/под ред. К.В.Фролова, Е.А.Марченко. – М.: Машиностроение, 2008. – 384с.; ил.
2. Машины и стенды для испытаний деталей/Под ред. Д.Н.Решетова. – М.: Машиностроение, 1979. – 344с.; ил.

ИННОВАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ НА ОСНОВЕ ЭЛЕКТРОГИДРАВЛИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА ПРИ СОЗДАНИИ АВТОБАЛАНСИРУЮЩИХ УСТРОЙСТВ

Л.Н. Шаталов

Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия

Аннотация. Работа посвящена решению задачи по созданию автобалансирующих устройств (АБУ) на основе управляемой импульсной энергии электрогидравлического эффекта (ЭГЭ). Балансировка осуществляется путем нанесения дискретных порций балансирующего вещества на поверхность балансируемого ротора.

Abstract. The work is devoted to autobalancing devices creation (ABU) problem on basis of pulse energy controlled electrohydraulic effect (EHE). Balancing is carried out by balancing substance discrete portions application on the balanced rotor surface

Современные концепции развития методов и средств балансировки направлены на повышение точности, производительности и полную автоматизацию балансировочного процесса.

Одной из наиболее сложных и актуальных проблем в области балансировки является создание автобалансирующих устройств (АБУ), предназначенных для автоматического устранения дисбаланса в процессе изготовления или работы изделия. Особенно актуальна автоматизация балансировочного процесса в крупносерийном и поточно-массовом производстве.

В работе решается задача создания АБУ на основе управляемой энергии ЭГЭ для получения ударных импульсов в исполнительном органе (ИО) АБУ (рис. 1), под действием которых происходит выброс дискретных порций балансирующего вещества [1, 2].

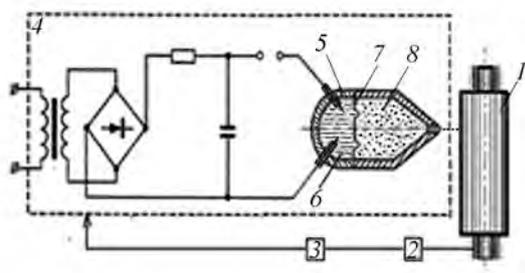


Рис. 1. Исполнительный орган АБУ с ЭГЭ
1 – балансируемый ротор; 2 – датчик вибраций; 3 – блок управления; 4 – генератор импульсных токов; 5 – корпус исполнительного органа; 6 – камера с электродами; 7 – подвижный элемент; 8 – камера с балансирующим веществом.

Главным действующим фактором в ИО АБУ являются ударные волны (УВ), возникающие при электрическом разряде в рабочей камере ИО, заполненной водой. Импульс давления УВ равен

$$I = \int_0^t p dt = P_{\Phi} \theta \left(1 - \exp \left[- \left(\frac{t-r}{a_0} / \theta \right) \right] \right) \cdot \sigma_0 \left(t - \frac{r}{a_0} \right)$$

где t , r – текущее время и расстояние; a_0 – скорость звука в невозмущенной среде;

$\sigma_0 \left(t - \frac{r}{a_0} \right)$ – единичная разрывная функция;

$\theta = 1,4 \cdot \left(\frac{R_2}{a_0} \right) \cdot \left(\frac{R_2}{r} \right)$ – постоянная времени ,

R_2 – радиус рабочей камеры.

Тогда уравнение движения преграды (мембраны) под действием УВ можно представить в виде

$$P_2 h \frac{d^2 x}{dt^2} + (\rho_1 c_1 + \rho_2 c_2) \frac{dx}{dt} + K_2 x = 2 p e^{-\frac{t}{\theta}}$$

где h – толщина мембраны; $K_2 = \omega \rho_2 h$; ω – собственная частота колебаний мембраны; ρ_1 , ρ_2 , c_1 , c_2 – плотность сред и скорость звука в средах соответственно.

Решение этого уравнения имеет вид

$$x = I_p \frac{\sin \omega t}{\omega},$$

где I_p – импульс давления УВ.

В общем виде давление в камере, необходимое для выброса дискретных порций можно представить в виде

$$P = \frac{\rho v^2}{2} + \frac{k \rho v^2}{2} + \frac{32 \rho v^2 l}{d^3} + \frac{2 \alpha_n}{d},$$

где P – давление в рабочей среде; ρ, v – плотность и кинематический коэффициент вязкости вещества, k – коэффициент, учитывающий гидравлические потери на входе в сопло; d – диаметр сопла; α_n – динамический коэффициент поверхностного натяжения вещества.

За счет управления энергией ЭГЭ можно наносить корректирующие массы как постоянные по величине $\Delta m = const$, так и пропорциональные величине дисбаланса $\Delta m \sim f(D_r)$. Тогда состояние сбалансированного ротора можно записать в виде

$$D_0 - \sum_1^n d_{const} \leq D_1$$

и

$$D_0 - df(D_r) \leq D_1,$$

где D_0 – начальный дисбаланс, устраненный за один выброс при $\Delta m = const$; $df(D_r)$ – дисбаланс, устраненный за один выброс при $\Delta m \sim f(D_r)$; D_1 – дисбаланс в момент времени t ; D_1 – допустимый дисбаланс.

Проведенные экспериментальные исследования подтвердили перспективность выбранного научного направления при создании высокоэффективной инновационной технологии.

Список литературы

1. Шаталов Л.Н. Некоторые вопросы создания систем автоматической балансировки. Тезисы доклада на международной научно-технической конференции «Проблемы машиноведения». Москва, 2008.
2. В.И. Курец, М.А. Соловьев, А.И. Жучков, А.В. Барская. Электроразрядные технологии обработки и разрушения материалов. Томский политехнический университет. – Томск, изд-во Томского политехнического университета. 2012, 272 с.

КОМПЛЕКСНАЯ МЕТОДИКА ДИАГНОСТИРОВАНИЯ ШПИНДЕЛЬНЫХ УЗЛОВ СТАНКОВ

А.М.Шитов, А.К. Алешин, И.М. Кондратьев, Д.В. Щусев
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия

Предложена комплексная методика диагностирования шпиндельных узлов станков на подшипниках качения, рассчитанная на использование разработчиками станочного оборудования и службами предприятий, отвечающими за его эксплуатацию.

Ключевые слова: диагностика, шпиндельный узел, отказ.

Методика содержит ряд последовательных операций и позволяет проводить контроль технического состояния, диагностировать отказы шпиндельных узлов, оценивать остаточный ресурс по ряду важных технических параметров.

Диагностика построена на основе контроля и анализа параметров: жесткости, точности, вибраций и температуры подшипниковых узлов шпинделя.

Методика применялась при изготовлении, эксплуатации и ремонте шпиндельных узлов станков в конструкторских бюро и на производственных предприятиях. Для измерения и контроля параметров шпиндельных узлов станков

используются датчики и приборы, позволяющие проводить цифровую обработку сигналов.

Специальные оригинальные алгоритмы и математические модели составляют основу диагностического ядра методики, что позволяет локализовать отказы и причины их возникновения с использованием вычислительной техники.

На рис. 1 представлены диагностические параметры, которые регистрируются при испытании шпиндельных узлов в процессе изготовления, эксплуатации и ремонта.

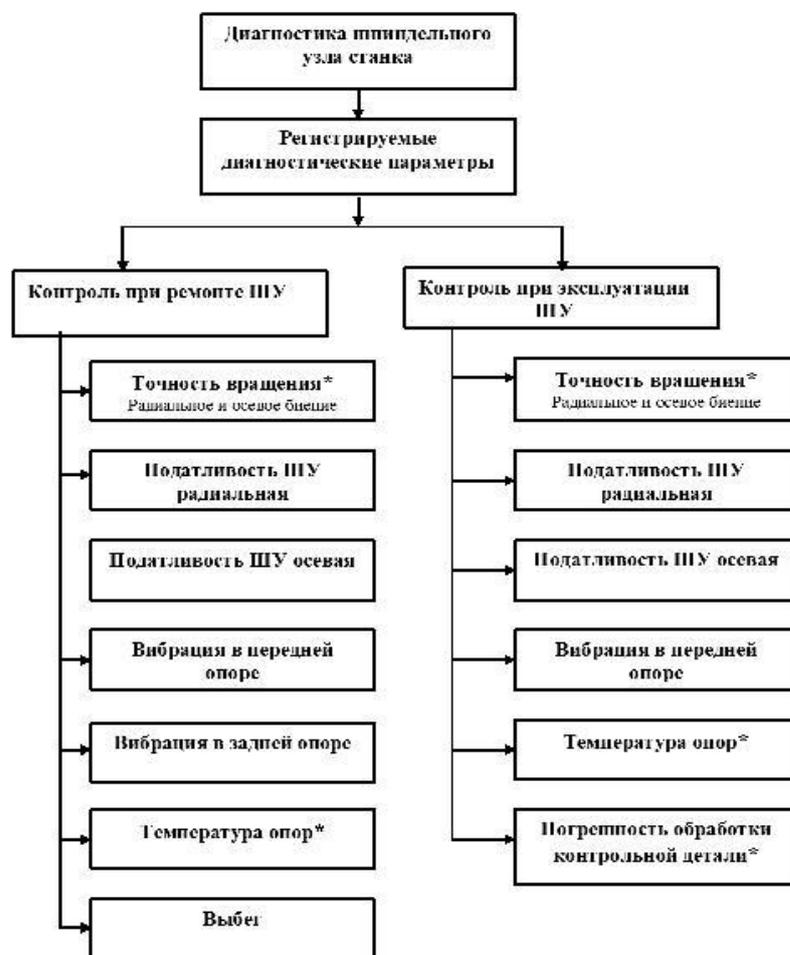


Рис. 1 Диагностические параметры шпиндельного узла

Для расчета такого важного диагностического параметра, как коэффициент жесткости/податливости шпиндельных узлов, используются разные схемы нагружения. При этом измеряются перемещения шпинделя, по которым затем рассчитываются указанные коэффициенты. В качестве примера рассмотрена одна из возможных схем нагружения шпинделя, которая часто применяется в цеховых условиях. Проводилось сравнение результатов измерения и расчета коэффициентов жесткости/податливости

испытанных шпиндельных узлов, которое показало допустимую погрешность расчета.

Для определения первичных норм коэффициента жесткости/податливости шпиндельного узла разработана расчетная математическая модель (рис. 2), особенностью которой является учет податливости подшипниковых опор шпинделя. Эта модель успешно применялась не только для диагностики, но также и для уточнения параметров шпинделя при конструкторской разработке.

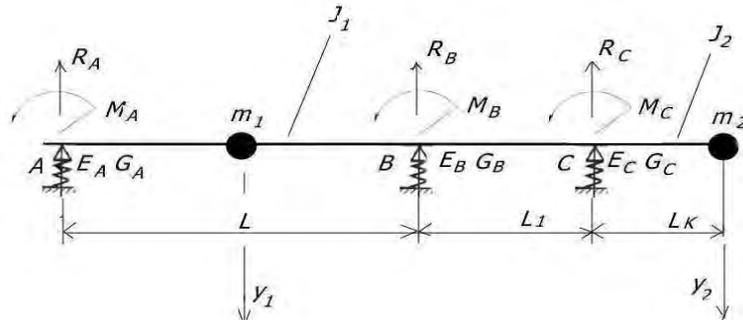


Рис. 2 Модель колебательной системы шпинделя

На основе данной модели разработана программа расчета податливости шпиндельного узла, которая позволяет сравнивать результаты расчета и измерения податливости. На рис. 3 представлен алгоритм программы. В результате

своей работы она выдает несколько диагностических сообщений о состоянии шпинделя и формирует протокол проверки податливости шпинделя.

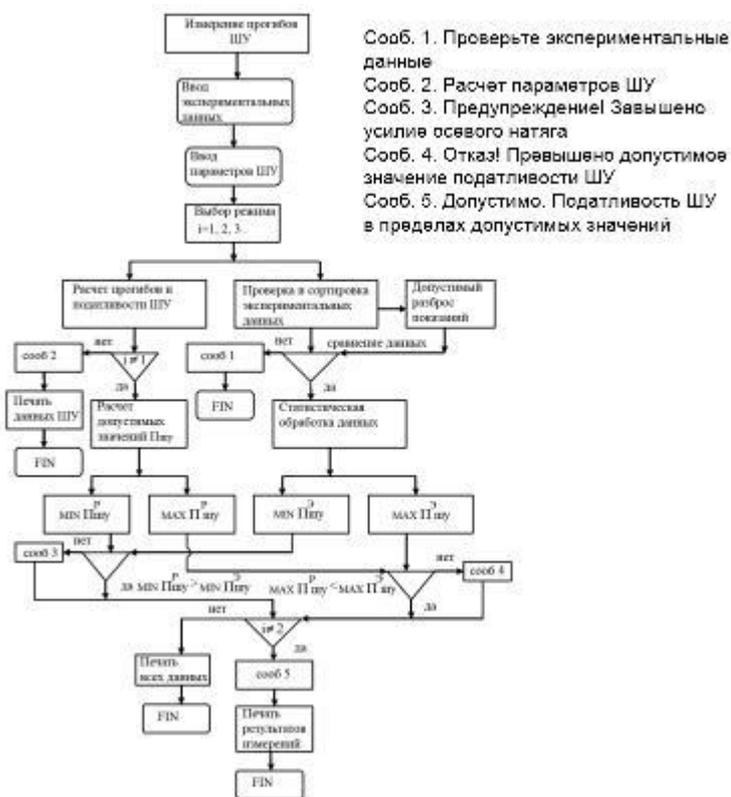


Рис. 3 Алгоритм расчета податливости шпиндельного узла

Для измерения биения оси вращения шпинделя применяются высокоточные датчики малых перемещений, с помощью которых формируется графическое изображение биения оси вращения шпинделя.

Для измерения температуры в зоне опор шпинделя применяются контактный и бесконтактный датчики. При этом шпиндельный узел нагружается осевой силой и вращается с максимальной частотой вращения.

Методика подразумевает также измерение вибраций шпиндельного узла на холостом ходу и под нагрузкой. В качестве основных контрольных параметров вибраций используются среднее квадратическое значение и пик-фактор, рассчитываемые на основе обработки частотного спектра вибрационного сигнала шпиндельного узла.

Кроме того, методика включает в себя модель и формулы для расчета собственных и подшипниковых частот. Эти параметры позволяют диагностировать конкретные виды отказов подшипников шпинделя.

Испытания шпиндельных узлов в составе унифицированных головок, шпиндельных бабок, расточных головок станков проводятся на специальных стендах, оснащенных нагрузочными устройствами и необходимыми измерительными приборами. Был разработан один из вариантов такого стенда для испытания шпиндельных бабок многоцелевых станков фирмы Cincinnati. Стенд имеет регулируемый электропривод, автономную систему смазки подшипников, нагрузочные устройства для радиального и осевого нагружения шпинделя.

При диагностировании шпиндельных узлов в условиях эксплуатации встречаются

функциональные отказы. Для выявления первопричин этих отказов разработана технология диагностирования, которая основывается на использовании специальной графоаналитической модели – дерева отказов. В качестве примера рассмотрена модель для шпиндельного узла профилишлифовального станка. Модель показывает связи между отказами и причинами на разных уровнях значимости и детализации. В вершине многоуровневого графа находится событие - функциональный отказ шпиндельного узла, а на самом нижнем уровне находятся возможные первопричины отказов.

В состав методики включена также модель для прогнозирования остаточного ресурса шпиндельного узла, которая учитывает ускорение темпов деградации рабочих параметров. В начале эксплуатации за основу принимается модель в виде степенного многочлена, которая строится с учетом справочных данных и данных предприятий-изготовителей; по мере накопления информации о работе реального шпиндельного узла параметры модели уточняются. Модель позволяет определять безаварийный период эксплуатации шпинделя и назначать даты контрольных проверок.

Данная методика в течение длительного периода успешно применялась для диагностирования шпиндельных узлов агрегатных станков фрезерной и расточной группы, обрабатывающих центров, токарных и профилишлифовальных станков разных фирм на различных отечественных предприятиях.