

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

РОССИЙСКАЯ АКАДЕМИЯ НАУК

Отделение энергетики, машиностроения, механики и процессов
управления

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН



**4-я Международная научно-техническая конференция,
посвященная 80-летию ИМАШ РАН**

**Живучесть и конструкционное
материаловедение**
ЖивКом – 2018

**Survivability and Structural Materials
Science**
SSMS - 2018

Москва 2018

УДК 621.9
ББК 34.1 34.2 34.3 34.4 34.5

Редакционная коллегия:

Н.А. Махутов, Ю.Г Матвиенко., А.Н. Романов., М.М. Хрущов

Научные труды 4-ой Международной научно-технической конференции, посвященной 80-летию ИМАШ РАН, «Живучесть и конструкционное материаловедение» (ЖивКоМ–2018). – М.: Ижевск: Институт компьютерных исследований. – 2018. – 300 с.

В сборник трудов включены доклады, представленные на 4-ой Международной научно-технической конференции «Живучесть и конструкционное материаловедение» (ЖивКоМ – 2018), проходившей с 4 по 5 декабря 2018 г. в Федеральном государственном бюджетном учреждении науки Институте машиноведения им. А.А. Благонравова РАН. Конференция проходила в рамках юбилейных мероприятий, посвященных 80-летию ИМАШ РАН.

Тематика докладов и научных сообщений, вошедших в настоящий сборник:

1. Керамические и металлокерамические материалы и покрытия (получение, свойства, применение).
2. Сопротивление длительному статическому и циклическому деформированию и разрушению конструкционных материалов, работающих в экстремальных условиях.
3. Влияние структурного состояния на деформационные, прочностные и трибологические характеристики конструкционных материалов.
4. Структура, прочностные и технологические свойства материалов со специфическими свойствами (наноматериалы и нанопокрyтия, материалы с памятью формы, биметаллические материалы и т.п.).
5. Модели и критерии разрушения материалов и живучести конструкций на различных масштабнo-структурных уровнях.
6. Вычислительная механика разрушения в проблемах живучести и конструкционного материаловедения.
7. Риск-анализ в системе критериев живучести и безопасности.
8. Динамические процессы разрушения. Диагностика и мониторинг поврежденных машин и конструкций. Экспериментальные методы исследования.

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 978–5–4344–0566–9

© ФГБУН Институт машиноведения
им. А.А. Благонравова РАН, 2018

	Стр.
1 Абдуллин М.Р., Дельбирдиева О.А. РАСЧЕТ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ПРОВЕРКА УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ТИПОВЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ И ТИТАНОВЫХ ОБРАЗЦОВ, ИСПЫТАННЫХ ПО БЛОЧНОЙ И КВАЗИСЛУЧАЙНОЙ ПРОГРАММАМ НАГРУЖЕНИЯ НА ПРИМЕРЕ ПЛАНЕРА САМОЛЕТА Ту-204 <i>ПАО «Туполев», Москва</i>	15
2 Аборкин А.В., Паникин А.В., Архипов В.Е, Смирнова А.Н. КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ ГАЗОДИНАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ АМг6/С60, УПРОЧНЕННЫХ КЕРАМИЧЕСКИМИ МИКРОЧАСТИЦАМИ <i>ВлГУ им. А.Г. и Н.Г. Столетовых, Владимир, ИМАШ РАН, АО НИАТ, Москва</i>	18
3 Акимова О.В., Колесников В.В КИНЕТИКА ИЗМЕНЕНИЙ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ДИФФУЗИОННЫХ ФИЛЬТРОВ В ПРОЦЕССЕ ДЛИТЕЛЬНОГО ОТДЫХА ПОСЛЕ ГИДРОГЕНИЗАЦИИ <i>Физфак МГУ, Москва</i>	20
4 Алексеев А.А., Большаков А.М., Сыромятникова А.С. ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИИ МЕТАЛЛА ГАЗОПРОВОДА В УСЛОВИЯХ АРКТИКИ <i>ИФТПС СО РАН, Якутск</i>	23
5 Алисин В.В. МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТЕМПЕРАТУРОСТОЙКИХ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ <i>ИМАШ РАН, Москва</i>	25
6 Аммосов Г.С., Корнилова З.Г., Пермяков П.П. ВЛИЯНИЕ ПРИРОДНО-КЛИМАТИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА ПЛАНОВО-ВЫСОТНОЕ ПОЛОЖЕНИЕ ППМГ ЧЕРЕЗ р. ЛЕНА <i>ИФТПС СО РАН, Якутск</i>	29
7 Архипов В.Е., Лондарский А.Ф., Москвитин Г.В., Пугачев М.С. МОДИФИКАЦИЯ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ МЕДИ И ЦИНКА, НАНЕСЁННОГО ГАЗОДИНАМИЧЕСКИМ НАПЫЛЕНИЕМ <i>ИМАШ РАН, Москва</i>	32
8 Архипов В.Е., Лондарский А.Ф., Москвитин Г.В., Пугачев М.С. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МОДИФИЦИРОВАННОГО ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ МЕДИ И ЦИНКА, НАНЕСЁННОГО ГАЗОДИНАМИЧЕСКИМ НАПЫЛЕНИЕМ <i>ИМАШ РАН, Москва</i>	35

- 9 Архипов В.Е., Лондарский А.Ф., Пугачев М.С., Поляков А.Н., Широкова Н.В., Хренникова И.А., Куксенова Л.И.
ПРИМЕНЕНИЕ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ГАЗОДИНАМИЧЕСКИМ НАПЫЛЕНИЕМ, ДЛЯ УЗЛОВ ТРЕНИЯ
ИМАШ РАН, Москва 38
- 10 Ахметханов Р.С.
ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ИХ МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ
ИМАШ РАН, Москва 41
- 11 Ахметханов Р.С.
ТЕПЛОВОЙ НЕРАЗРУШАЮЩИЙ КОНТРОЛЬ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ
ИМАШ РАН, Москва 44
- 12 Ахметханов Р.С., Дубинин Е.Ф.
АКУСТИЧЕСКАЯ ДИАГНОСТИКА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ
ИМАШ РАН, Москва 47
- 13 Барон А.А.
ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ НИЗКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ В ШИРОКОМ ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР
ВолгГТУ, Волгоград 50
- 14 Барон А.А., Палаткина Л.В.
ВЛИЯНИЕ ДЕНДРИТНОЙ СТРУКТУРЫ СЕРОГО ЧУГУНА НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ОТЛИВОК
ВолгГТУ, Волгоград 52
- 15 Батанова О.А., Гогоци Г.А., Матвиенко Ю.Г.
ОБЩИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ СКАЛЫВАНИЯ КРОМКИ ОБРАЗЦОВ КЕРАМИКИ КОНИЧЕСКИМИ ИНДЕНТОРАМИ С РАЗЛИЧНЫМИ РАДИУСАМИ СФЕРИЧЕСКОГО НАКОНЕЧНИКА
ИМАШ РАН, Москва, Институт проблем прочности НАНУ, Киев, Украина 54
- 16 Баутин А.А., Свирский Ю.А., Басов В.Н., Стойда Ю.М.
ОБЕСПЕЧЕНИЕ ЖИВУЧЕСТИ ПРОДОЛЬНЫХ ФЮЗЕЛЯЖНЫХ СТЫКОВ С МНОГООЧАГОВЫМИ УСТАЛОСТНЫМИ ПОВРЕЖДЕНИЯМИ С ПОМОЩЬЮ АНАЛИЗА ДАННЫХ ТЕНЗОМЕТРИИ
ФГУП «ЦАГИ», Жуковский 57
- 17 Бердник О.Б., Царева И.Н., Чегуров М.К.
ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ ЛОКАЛЬНОГО АНАЛИЗА ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ЖИВУЧЕСТИ МАТЕРИАЛА ТУРБИНЫХ ЛОПАТОК ПРИ ДЛИТЕЛЬНЫХ СРОКАХ ЭКСПЛУАТАЦИИ
ИПМ РАН (ф.ИПФ РАН), НГТУ им. Р.Е. Алексеева, Нижний Новгород 59
- 18 Бирюков В.П.
ПОВЫШЕНИЕ РЕСУРСА РАБОТЫ ИЗДЕЛИЙ И ПОКРЫТИЙ ИЗ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПОЛУЧЕННЫХ АДДИТИВНЫМИ ЛАЗЕРНЫМИ ТЕХНОЛОГИЯМИ
ИМАШ РАН, Москва 62

- 19 Бирюков В.П., Старостин Д.А. Клеветов Д.В., Егоров А.П. 65
ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ЛАЗЕРНОГО УПРОЧНЕНИЯ НА
ГЕОМЕТРИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ ЗОН ЗАКАЛКИ И
ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 40X
ИМАШ РАН, Москва, АО «ВНИИ «Сигнал», Ковров
- 20 Бобылев А.А. 68
ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ОТСЛОЕНИЯ ТОНКОГО
ПОКРЫТИЯ ПРИ ЛОКАЛЬНОМ КОНТАКТНОМ НАГРУЖЕНИИ
Мехмат МГУ, Москва
- 21 Большаков А.М., Захарова М.И. 71
БЕЗОПАСНОСТЬ ОБЪЕКТОВ НЕФТЕГАЗОВОЙ ОТРАСЛИ В
УСЛОВИЯХ СЕВЕРА
ИФТПС СО РАН, Якутск
- 22 Большаков А.М., Иванов А.Р. 74
ИССЛЕДОВАНИЕ РАБОТОСПОСОБНОСТИ МАГИСТРАЛЬНОГО
ГАЗОПРОВОДА «ПАВЛОВСК-МАЙЯ»
ИФТПС СО РАН, Якутск
- 23 Большаков А.М., Прокопьев Л.А. 75
ВЛИЯНИЕ УГЛОВОГО РАСПРЕДЕЛЕНИЯ Т-НАПРЯЖЕНИЙ НА
НАПРАВЛЕНИЕ РАСПРОСТРАНЕНИЯ ТРЕЩИНЫ
ИФТПС СО РАН, Якутск
- 24 Бондарев А.В., Кирюханцев-Корнеев Ф.В., Левашов Е.А., 77
Штанский Д.В.
ТВЕРДЫЕ ИЗНОСОСТОЙКИЕ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ
КАРБОНИТРИДОВ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ ДЛЯ
ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТРИБОЛОГИИ
НИТУ МИСиС, Москва
- 25 Веремейчик А.И., Сазонов М.И., Хвисевич В.М. 78
МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО
СОСТОЯНИЯ ПУАНСОНА ПРИ ЛОКАЛЬНОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ
ПЛАЗМЕННОЙ ЗАКАЛКЕ
БГТУ, Брест (Беларусь)
- 26 Воронин Н.А. 81
МОДЕЛИРОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ ДИАГРАММЫ
ИНДЕНТИФИКАЦИИ В ПОВЕРХНОСТИ СЛОИСТОЕ ТВЕРДОЕ
ТЕЛО ТРИБОТЕХНИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ
ИМАШ РАН, Москва
- 27 Гадолина И.В., Грызлова Т.П., Дубин Д.А., Петрова И.М., 84
Филимонова Н.И.
ИССЛЕДОВАНИЕ НАГРУЖЕННОСТИ ТРАНСПОРТНЫХ МАШИН ВО
ВРЕМЕННОЙ И ЧАСТОТНОЙ ОБЛАСТИ
ИМАШ РАН МГТУ, Москва, РГАТУ, Рыбинск

- 28 Георгиевская Е.В. 87
КРИТЕРИИ ОПАСНОСТИ ТРЕЩИН В ЛОПАСТНОЙ СИСТЕМЕ
РАБОЧИХ КОЛЕС ГИДРОТУРБИН
ОАО «НПО ЦКТИ», Санкт-Петербург
- 29 Гетман А.Ф. 90
СИСТЕМНАЯ КОНЦЕПЦИЯ ПРОЧНОСТИ: МЕТОДОЛОГИЯ,
МЕТОДЫ, ТЕХНОЛОГИИ И НЕКОТОРЫЕ ПРИМЕРЫ
ПРАКТИЧЕСКОГО ПРИМЕНЕНИЯ
АО ВНИИАЭС, Москва
- 30 Григорьева Ю.Б., Москвитин Г.В. 94
ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТЕЙ ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТИ,
ЖЕСТКОСТИ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ СВАЙНЫХ
БЕЗРОСТВЕРКОВЫХ ФУНДАМЕНТОВ С ОПОРНЫМИ
ФИБРОБЕТОННЫМИ ОГОЛОВКАМИ ТИПА "КОЛОКОЛ"
ИМАШ РАН, Москва
- 31 Груша В.П., Бевза В.Ф., Барон А.А., Палаткина Л.В. 95
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПЕРВИЧНОЙ СТРУКТУРЫ ЧУГУНА НА
ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА В ПОЛЫХ ОТЛИВКАХ
ГНУ «ИТМ НАНБ», Могилев (Беларусь), ВолгГТУ, Волгоград
- 32 Гурулев Д.Н., Палаткина Л.В. 98
ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ОБЖАТИЯ ПРИ ПРОКАТКЕ НА ИЗМЕНЕНИЕ
ПАРАМЕТРОВ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ АЛЮМИНИЕВЫХ
СЛОЕВ СЛОИСТОГО КОМПОЗИТА АМГ6-АД1-ВТ1-0
ВолгГТУ, Волгоград
- 33 Дашевский И.Н., Балужева А.В. 100
К ОЦЕНКЕ ПРОЧНОСТИ СЦЕПЛЕНИЯ БИОАКТИВНОГО ПОКРЫТИЯ
ИМПЛАНТОВ С ТИТАНОМ С ПОМОЩЬЮ ТЕОРИИ ФУНКЦИОНАЛА
ПЛОТНОСТИ И МЕТОДОВ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ
ИПМех РАН, Москва, University of North Georgia, Gainesville, Georgia, USA
- 34 Думанский А.М., Алимов М.А., Хао Лю 102
НЕЛИНЕЙНОЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ ОДНОНАПРАВЛЕННОГО
УГЛЕПЛАСТИКА ПРИ ВНУТРИСЛОЙНОМ СДВИГЕ
ИМАШ РАН, МГТУ, Москва
- 35 Евдокимов А.П. 105
МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОГО
ДЕФОРМИРОВАНИЯ ЭНЕРГОПОГЛОЩАЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ ПРИ
СТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ
ИМАШ РАН, Москва
- 36 Ерофеев В.И., Иляхинский А.В., Родюшкин В.М. 107
УЛЬТРАЗВУКОВОЕ ЗОНДИРОВАНИЕ В ЗАДАЧЕ ОЦЕНКИ ПРЕ-
ДЕЛЬНОГО СОСТОЯНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ, СВЯЗАН-
НОГО С ПОЯВЛЕНИЕМ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ
ИПМ РАН, Нижний Новгород

- 37 Ерофеев В.И., Никитина Е.А., Хазов П.А. 110
ДИНАМИЧЕСКАЯ САМОСОГЛАСОВАННАЯ ЗАДАЧА ОЦЕНКИ
ПОВРЕЖДЕННОСТИ МАТЕРИАЛА АКУСТИЧЕСКИМ МЕТОДОМ
ИПМ РАН (ф.ИПФ РАН), Нижний Новгород
- 38 Ерофеев В.И., Никитина Е.А., Хазов П.А., Бриккель Д.М. 112
ВЛИЯНИЕ ПОВРЕЖДЕННОСТИ НА ОСТАТОЧНЫЙ РЕСУРС И
НЕСУЩУЮ СПОСОБНОСТЬ ПОДКРАНОВОЙ КОНСТРУКЦИИ ПРИ
ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ РЕЖИМАХ НАГРУЖЕНИЯ
ИПМ РАН, Нижний Новгород
- 39 Завойчинская Э.Б. 115
УСТАЛОСТНОЕ МАСШТАБНО-СТРУКТУРНОЕ РАЗРУШЕНИЕ
МЕТАЛЛОВ ПРИ ОДНООСНОМ НАГРУЖЕНИИ С
НЕСИММЕТРИЧНЫМ ЦИКЛОМ
Мехмат МГУ, Москва
- 40 Зайнетдинов Р.И., Гадолина И.В. 118
СПОСОБ УСКОРЕНИЯ ВНЕДРЕНИЯ ИННОВАЦИОННЫХ
МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ НА ОСНОВЕ
СИНЕРГЕТИЧЕСКОГО ПОДХОДА
РА ПС. ИМАШ РАН, Москва
- 41 Иванов В.И., Мусатов В.В. 121
ОБ ОЦЕНКЕ РИСКА АВАРИИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ РЕЗУЛЬТАТОВ
ТЕХНИЧЕСКОГО ДИАГНОСТИРОВАНИЯ
НИИИИИ МНПО «Спектр», Москва
- 42 Извеков Ю.А. 124
СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ МЕТОДОЛОГИИ ПОВЫШЕНИЯ
КАЧЕСТВА КРАНОВОГО ОБОРУДОВАНИЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ
ПРЕДПРИЯТИЙ НА ОСНОВЕ ТЕОРИИ РИСК-АНАЛИЗА
МГТУ им. Г.И. Носова, Магнитогорск
- 43 Калита В.И., Радюк А.А., Комлев Д.И. Иванников А.Ю., Комлев 126
В.С., Шамрай В.Ф., Михайлова А.Б., Соколов В.Н., Чернов М.С., Чуева
Т.Р., Умнова Н.В.
ПОРИСТЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПЛАЗМЕННЫЕ ПОКРЫТИЯ
ТИТАН - ГИДРОКСИАПАТИТ НА ПОВЕРХНОСТИ ИМПЛАНТАТОВ
ИМЕТ РАН, Москва
- 44 Кириков С.В., Перевезенцев В.Н., Свирина Ю.В. 127
КИНЕТИКА НАКОПЛЕНИЯ МЕЗОДЕФЕКТОВ, ВОЗНИКАЮЩИХ НА
ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН В ХОДЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ
ИПМ РАН (ф.ИПФ РАН), Нижний Новгород
- 45 Кокорин В.Н., Крупенников О.Г.; Шанченко Н.И., Подмарев Д.Р., Алё- 130
шин А.С.
ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТОДА МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ ПРИ
КОНТУРНОЙ ЛАЗЕРНОЙ РЕЗКЕ В ПРОЦЕССАХ ИЗГОТОВЛЕНИЯ
ДЕТАЛЕЙ КОНСТРУКЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ
УлГТУ, Ульяновск

- 46 Кокорин В.Н., Еменев П.В., Унянин А.Н., Маркелов С.И. 133
МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ТЕРМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА
СТРУКТУРНО-НЕОДНОРОДНУЮ СРЕДУ В БАРАБАННОЙ ПЕЧИ С
ПЕРФОРАЦИЕЙ
УлГТУ, Ульяновск
- 47 Кривина Л.А., Царева И.Н., Тарасенко Ю.П. 135
РАЗРАБОТКА ЭЛЕКТРОПРОВОДЯЩИХ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ
ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ (ПОЛУЧЕНИЕ, СВОЙСТВА,
ПРИМЕНЕНИЕ, ЖИВУЧЕСТЬ)
ИПМ РАН (ф.ИПФ РАН), Нижний Новгород
- 48 Кузьмин Е.П., Серветник А.Н., Воробьева Н.А., Калашникова А.И. 138
РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЙ МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ
КОЭФФИЦИЕНТА ТРЕНИЯ МЕЖДУ ДИСКОМ И ЛОПАТКОЙ В
ЗАМКОВОМ СОЕДИНЕНИИ «ЛАСТОЧКИН ХВОСТ»
ГНЦ ФГУП «ЦИАМ им. П.И. Баранова», Москва
- 49 Куксенова Л.И.; Алексева М.С.; Герасимов С.А. 141
ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ
ОБРАБОТКИ И АЗОТИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И
ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ
ИМАШ РАН, ВИАМ, МГТУ, Москва
- 50 Лебединский С.Г., Москвитин Г.В., Пугачёв М.С., Поляков А.Н. 144
ЖИВУЧЕСТЬ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ ТИПА 20Л ПРИ
МОДЕЛИРОВАНИИ ЭКСПЛУАТАЦИОННОГО НАГРУЖЕНИЯ
ИМАШ РАН, Москва
- 51 Лепов В.В., Петров Н.А., Григорьев А.В., Павлов Н.В., Прохоров Д.В.,
Петров В.Н., Лепова К.Я., Иванова А.А. 146
НАДЁЖНОСТЬ И БЕЗОПАСНОСТЬ ТРАНСПОРТНЫХ И
ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ СИСТЕМ, ЭКСПЛУАТИРУЕМЫХ В УСЛОВИЯХ
СЕВЕРА И АРКТИКИ
ИФТПС СО РАН, Якутск
- 52 Лукина И.Н., Буайо В., Черногорова О.П., Дроздова Е.И., Екимов Е.А.,
Ляховицкий М.М., Минина Н.А. 149
ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ТВЕРДОСТЬ СВЕРХУПРУГОГО
ТВЕРДОГО УГЛЕРОДА, ПОЛУЧЕННОГО ИЗ ФУЛЛЕРЕНОВ ПОД
ДАВЛЕНИЕМ
ИМЕТ РАН, МГТУ, ИФВД РАН, Москва
- 53 Максимов М.В., Кириков С.В. 151
МЕТОД РАСЧЕТА ПОЛЕЙ НАПРЯЖЕНИЙ ОТ УПРОЧНЯЮЩИХ
ЧАСТИЦ ПРИ НЕОДНОРОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ
АО «ЦНИИ «Буревестник», ИПМ РАН, Нижний Новгород
- 54 Маслов С.В. 154
ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНО-РАСЧЁТНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ НДС
ЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ ПРИ ПРОИЗВОЛЬНЫМ
ТЕМПЕРАТУРНЫМ ВОЗДЕЙСТВИЯМ ТЕПЛОНОСИТЕЛЯ
ИМАШ РАН, Москва

- 55 Маслов С.В., Зацаринный В.В., Кукшинов А.И. 157
ПОВЫШЕНИЕ ДОСТОВЕРНОСТИ ОЦЕНКИ ПРОЧНОСТИ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ НАТУРНЫХ ТЕНЗОМЕТРИЧЕСКИХ ИЗМЕРЕНИЙ С УЧЁТОМ РАССЕЙЯНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛА КОНСТРУКЦИИ
ИМАШ РАН, ОАО «ЗАЭС», Москва
- 56 Матвиенко Ю.Г. 160
МОНИТОРИНГ И КИНЕТИКА ПОВРЕЖДЕНИЙ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ
ИМАШ РАН, Москва
- 57 Матвиенко Ю.Г., Васильев И.Е., Чернов Д.В. 161
РАЗРАБОТКА МЕТОДИЧЕСКИХ АСПЕКТОВ ПОВЫШЕНИЯ ВЫЯВЛЯЕМОСТИ ИСТОЧНИКОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ДИАГНОСТИКЕ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ
ИМАШ РАН, Москва
- 58 Матвиенко Ю.Г., Васильев И.Е., Елизаров С.В., Чернов Д.В. 164
СТРУКТУРНО-ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКИЙ ПОДХОД ПО ОПРЕДЕЛЕНИЮ СТЕПЕНИ ДЕГРАДАЦИИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ
ИМАШ РАН, Москва
- 59 Матлин М.М., Мозгунова А.И., Казанкина Е.Н., Казанкин В.А. 167
КОМПЛЕКС МЕТОДОВ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ СТАТИЧЕСКОЙ И УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ СТАЛЬНЫХ МЕТАЛЛОИЗДЕЛИЙ
ВолгГТУ, Волгоград
- 60 Махутов Н.А. 170
ПРОБЛЕМЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ И УПРАВЛЕНИЯ РЕСУРСОМ И СРОКОМ БЕЗОПАСНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ
ИМАШ РАН, Москва
- 61 Махутов Н.А., Зацаринный В.В. 171
СОПОСТАВИТЕЛЬНЫЙ ВЕРОЯТНОСТНЫЙ АНАЛИЗ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ И РЕСУРСА С УЧЁТОМ СОЧЕТАНИЯ ИСХОДНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ.
ИМАШ РАН, Москва
- 62 Махутов Н.А., Макаренко И.В., Макаренко Л.В. 175
ПРОСТРАНСТВЕННАЯ КИНЕТИКА ВОЗНИКНОВЕНИЯ И РАЗВИТИЯ ТРЕЩИН МАЛОЦИКЛОВОГО НАГРУЖЕНИЯ
ИМАШ РАН, Москва
- 63 Махутов Н.А., Панов А.Н. 178
ПРОЧНОСТЬ, НАДЕЖНОСТЬ И БЕЗОПАСНОСТЬ МАШИН ДВОЙНОГО НАЗНАЧЕНИЯ
ИМАШ РАН, Москва

- 64 Морозов О.И., Кокорин В.Н., Табаков В.П., Сагитов Д.И., Илюшкин М.В., Ширманов Н.А. 181
ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА КОМПЛЕКСНОЙ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ РАБОЧИХ ДЕТАЛЕЙ ШТАМПОВ И ПРЕСС-ФОРМ, РАБОТАЮЩИХ В УСЛОВИЯХ ПОВЫШЕННОГО ИЗНОСА
УлГТУ, УЛИГА, АО «Ульяновский НИИТ», Ульяновск
- 65 Морозов О.И., Кокорин В.Н., Табаков В.П., Сагитов Д.И., Илюшкин М.В., Ширманов Н.А. 183
ФИЗИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ В ПРОЦЕССЕ ОДНООСНОГО СЖАТИЯ
УлГТУ, УЛИГА, АО «Ульяновский НИИТ», Ульяновск
- 66 Муқанов С.К., Петржик М.И. 184
ТРИБОЛОГИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ЭЛЕКТРОИСКРОВЫХ ПОКРЫТИЙ, СОДЕРЖАЩИХ КАРБИД ТИТАНА, С МЕДНЫМ КОНТРАТОМ
НИТУ МИСиС, Москва
- 67 Новиков С.В., Башлыков С.С., Казакова В.Н., Шорников Д.П. 188
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ ТВЕРДОСПЛАВНЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ПОРОШКОВ, ПОЛУЧАЕМЫХ ПРИ ПРОПУСКАНИИ ВЫСОКОВОЛЬТНОГО ИМПУЛЬСА ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА
АО «РИЦ «ТЕХНОСФЕРА», НИЯУ МИФИ, Москва
- 68 Новоженова О.Г. 190
СОВЕТСКИЕ ПИОНЕРЫ ДРОБНОГО ИНТЕГРО-ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНОГО ИСЧИСЛЕНИЯ. III. Т.Д. ШЕРМЕРГОР. ОБ АСИММЕТРИИ РЕЛАКСАЦИОННОГО СПЕКТРА
ИМАШ РАН, Москва
- 69 Одинцев И.Н., Плугатарь Т.П., Пасманик Л.А. 193
ПРИМЕНЕНИЕ ПОРТАТИВНОГО СПЕКЛ-ИНТЕРФЕРОМЕТРА ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ ТРУБ ДУ850
ИМАШ РАН, Москва, ООО «ИНКОТЕС», Нижний Новгород
- 70 Перельмутер М.Н. 196
МОДЕЛИРОВАНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ АДГЕЗИОННЫХ СОЕДИНЕНИЙ
ИПМех РАН, Москва
- 71 Перельмутер М.Н. 199
РАСЧЕТНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ В ВИНТОВЫХ СТОМАТОЛОГИЧЕСКИХ ИМПЛАНТАТАХ
ИПМех РАН, Москва
- 72 Пермяков П.П., Попов Г.Г., Корнилова З.Г.; Аммосов Г.С. 202
РАЗМЫВ ДНА И МОРОЗНОЕ ПУЧЕНИЕ НА УЧАСТКЕ ТРАССЫ ППМГ
ИФТПС СО РАН, Якутск

- 73 Петров Л.М., Зеленков В.В., Иванчук С.Б., Смирнова А.Н., Семенов В.Д. 205
ОБЕСПЕЧЕНИЕ РАБОТОСПОСОБНОСТИ ПОВЕРХНОСТНОГО
СЛОЯ ДЕТАЛЕЙ АВИАЦИОННОЙ ТЕХНИКИ МЕТОДОМ
ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ ВАКУУМНОЙ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ
ОБРАБОТКИ
АО «НИИТ», Москва
- 74 Петрова И.М., Филимонов М.А. 208
РАСЧЕТНАЯ ОЦЕНКА НАДЕЖНОСТИ ШАТУНОВ КОМПРЕССОРА
ИМАШ РАН, АО НИЦ «Технопрогресс», Москва
- 75 Побегайло П.А., Крицкий Д.Ю. 211
РАЗРАБОТКА ПОДХОДА К ОЦЕНКЕ КОНЦЕНТРАТОРОВ
НАПРЯЖЕНИЙ В МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЯХ ЭКСКАВАТОРОВ В
УСЛОВИЯХ ЭКСПЛУАТАЦИИ
ИМАШ РАН, Москва, АО «СУЭК-Красноярск», Красноярск
- 76 Подзорова Л.И., Ильичёва А.А., Пенькова О.И., Антонова О.С., Баикин
А.С., Коновалов А.А., Сиротинкин В.П. 214
КЕРАМИЧЕСКИЕ КОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ ОКСИДОВ
АЛЮМИНИЯ И ЦИРКОНИЯ С ПОВЫШЕННОЙ УСТОЙЧИВОСТЬЮ К
ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ
ИМЕТ РАН, ИМАШ РАН, Москва
- 77 Полилов А.Н., Татусь Н.А. 215
ОСОБЕННОСТИ РАСЧЕТА КОМПОЗИТНЫХ БАЛОК НА ИЗГИБ
ИМАШ РАН, Москва
- 78 Поляков С.А., Кулешова Е.М.; Куксенова Л.И., 219
Хренникова И.А.
ПОВЫШЕНИЕ НЕСУЩЕЙ СПОСОБНОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ
МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ОПОР СКОЛЬЖЕНИЯ ФОРМИРОВАНИЕМ
СВОЙСТВ ИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ С ПОМОЩЬЮ ПЛЕНКО-
ОБРАЗУЮЩИХ СМАЗОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ
МГТУ, ИМАШ РАН
- 79 Правоторова Е.А., Скворцов О.Б. 222
ВОПРОСЫ ТОЧНОСТИ СТАТИСТИЧЕСКОЙ ОЦЕНКИ
ВИБРАЦИОННЫХ СИГНАЛОВ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ
ЭРГОДИЧЕСКОЙ ТЕОРИИ
ИМАШ РАН, Москва
- 80 Разумовский И.А., Одинцев И.Н., Чернятин А.С. 225
МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО
СОСТОЯНИЯ (к 80-летию ИМАШ РАН)
ИМАШ РАН, Москва
- 81 Резников Д.О. 229
МНОГОУРОВНЕВЫЙ ПОДХОД К ОЦЕНКЕ ПРОЧНОСТНОЙ
ЖИВУЧЕСТИ СЛОЖНЫХ ТЕХНИЧЕСКИХ СИСТЕМ
ИМАШ РАН, Москва

- 82 Романов А.Н. 231
НАКОПЛЕНИЕ ПОВРЕЖДЕНИЙ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ
КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ
ИМАШ РАН, Москва
- 83 Романов А.Н., Филимонова Н.И. 233
ЛОКАЛЬНОЕ ПОВРЕЖДЕНИЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ
И РАССРЕДОТОЧЕННОЕ ТРЕЩИНООБРАЗОВАНИЕ ПРИ УСТАЛОСТИ
ИМАШ РАН, Москва
- 84 Рощин М.Н. 235
ФРИКЦИОННЫЕ СВОЙСТВА УУКМ И ПУТИ ИХ УЛУЧШЕНИЯ
ИМАШ РАН, Москва
- 85 Савенко В.С., Троицкий О.А. 237
ГИСТЕРЕЗИСНЫЕ ПОТЕРИ ПРИ ЛОКАЛЬНО КОНТАКТНОМ
ДЕФОРМИРОВАНИИ АЛЮМИНИЯ В УСЛОВИЯХ
ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧНОСТИ
МПГУ, Мозырь (Беларусь). ИМАШ РАН, Москва
- 86 Савенко В.С., Троицкий О.А. 239
МОРФОЛОГИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ АЛЮМИНИЯ В УСЛОВИЯХ
ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧНОСТИ
МПГУ, Мозырь (Беларусь). ИМАШ РАН, Москва
- 87 Самохвалов И.А., Ерофеев В.И. 241
ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТОВ В ОПОРНОЙ НОГЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ
БАШНИ ВЫСОТОЙ 72 МЕТРА НА НАПРЯЖЕННО-
ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ ЕЕ КОНСТРУКЦИИ
ННГАСУ, ННГУ им. Н.И. Лобачевского, ИПМ РАН, Нижний Новгород
- 88 Сахвалдзе Г.Ж. 243
ЛАЗЕРНО-УДАРНО-ВОЛНОВАЯ ОБРАБОТКА КОНСТРУКЦИОННЫХ
МАТЕРИАЛОВ
ИМАШ РАН, Москва
- 89 Сахвалдзе Г.Ж., Сахвалдзе Г.Г., Киквидзе, О.Г. Цхакая К. 246
ЛАЗЕРНО-УДАРНО-ВОЛНОВАЯ ОБРАБОТКА ИМПЛАНТАТОВ ТАЗО-
БЕДРЕННОГО СУСТАВА ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ВТ-6
ИМАШ РАН, Москва, ГУ им. Ак.Церетели, Кутаиси, Грузия
- 90 Северов П.Б. 249
РАССЕЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ ЭНЕРГИИ И НАКОПЛЕНИЕ
ЭНЕРГИИ АКУСТИКО-ЭМИССИОННЫХ ИМПУЛЬСОВ ПРИ
ДЕСТРУКЦИИ СЛОИСТЫХ УГЛЕПЛАСТИКОВ
ИМАШ РАН, Москва
- 91 Скворцов О.Б. 252
ОСОБЕННОСТИ РЕАЛИЗАЦИИ СИСТЕМ ПРОТИВОАВАРИЙНОЙ
ЗАЩИТЫ РОТОРНОГО ОБОРУДОВАНИЯ
*НТЦ «Завод балансировочных машин»,
ИМАШ РАН, Москва*

- 92 Сташенко В.И., Скворцов О.Б., Троицкий О.А. 255
МЕХАНИЧЕСКИЕ КОЛЕБАНИЯ, ВЫЗВАННЫЕ ЭЛЕКТРОДИНАМИЧЕСКИМ ДЕЙСТВИЕМ ТОКОВ ВЫСОКОЙ ПЛОТНОСТИ, ПРИВОДЯЩИЕ К ПОВРЕЖДЕНИЯМ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКИХ КОНСТРУКЦИЙ
ИМАШ РАН, НТЦ «Завод балансировочных машин», Москва
- 93 Сташенко В.И., Троицкий О.А., Скворцов О.Б. 258
НЕРАЗРУШАЮЩИЙ КОНТРОЛЬ МАШИН ПРИ МОДЕЛЬНОМ ЭЛЕКТРОДИНАМИЧЕСКОМ ДЕЙСТВИИ ИСПЫТАТЕЛЬНОГО ТОКА
ИМАШ РАН, НТЦ «Завод балансировочных машин», Москва
- 94 Столяров В.В., Фролова А.В. 261
ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ В МЕТАСТАБИЛЬНЫХ МАТЕРИАЛАХ
ИМАШ РАН, Москва
- 95 Татаринцев В.А. 264
МОДЕЛИРОВАНИЕ НАДЕЖНОСТИ ЭЛЕМЕНТОВ МАШИН С УЧЕТОМ МОНИТОРИНГА ИХ ПОВРЕЖДЕНИЙ, ДИАГНОСТИКИ И РЕМОНТНОГО ЦИКЛА
БГТУ, Брянск
- 96 Троицкий О.А., Скворцов О.Б. 267
ДИНАМИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ РАЗРУШЕНИЯ: ДИАГНОСТИКА И МОНИТОРИНГ ПОВРЕЖДЕННЫХ МАШИН И КОНСТРУКЦИЙ. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ.
ИМАШ РАН, НТЦ «Завод балансировочных машин», Москва
- 97 Троицкий О.А., Скворцов О.Б. 270
ЭЛЕКТРОДИНАМИЧЕСКОЕ МОБИЛЬНОЕ УСТРОЙСТВО ДЛЯ ИСПЫТАНИЯ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКТИВНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ПРОМЫШЛЕННОГО ОБОРУДОВАНИЯ
ИМАШ РАН, НТЦ «Завод балансировочных машин», Москва
- 98 Туманов Н.В., Лаврентьева М.А. 273
ПРОГНОЗИРОВАНИЕ РЕСУРСА ЖИВУЧЕСТИ ДИСКОВ АВИАДВИГАТЕЛЕЙ
ФГУП ЦИАМ, Москва
- 99 Урнев А.С.; Чернятин А.С., Матвиенко Ю.Г., Разумовский И.А. 275
МЕТОДОЛОГИЯ И ПРОГРАММНОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ МОНИТОРИНГА ПРОЦЕССА РАЗВИТИЯ ДЕФЕКТОВ РАССЛОЕНИЯ В КОМПОЗИТНЫХ ЭЛЕМЕНТАХ КОНСТРУКЦИЙ
ИМАШ РАН, Москва
- 100 Филимонов А.В. 278
КРИТЕРИИ РАЗРУШЕНИЯ ЗАГОТОВКИ ПРИ ФОРМОВКЕ ПОЛУЗАМКНУТОГО ПРОФИЛЯ С ЭЛЕМЕНТАМИ ЖЁСТКОСТИ ПРИ ПРОФИЛИРОВАНИИ
ООО «Спецтехнология», Ульяновск
- 101 Филимонов А.В. 280
ИЗНОС И РАЗРУШЕНИЕ ВАЛОВ И ОСНАСТКИ ПРОФИЛИРОВОЧНЫХ СТАНКОВ
ООО «Спецтехнология», Ульяновск

- 102 Хайрулин М.И., Марковцев В.А., Попов А.Г. 282
СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ЛИСТОВОГО МАТЕРИАЛА СПЛАВА
В95 И РЕЖИМЫ ЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ
УлГТУ, АО “Ульяновский НИИТ”, Ульяновск
- 103 Хасьянов У., Хасьянова Д.У. 283
КОНСТРУКТИВНЫЕ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ
СОЕДИНЕНИЙ, ВЫПОЛНЕННЫМИ МУФТАМИ ТМС.
ИМАШ РАН, Москва
- 104 Хасьянов У., Хасьянова Д.У. 285
МЕТОД ФОРМИРОВАНИЯ ВНУТРЕННЕЙ РЕЗЬБЫ М6×0,25 НА
ГЛАДКОЙ ПОВЕРХНОСТИ ВТУЛКИ ИЗ МАТЕРИАЛА С ЭПФ
ИМАШ РАН, Москва
- 105 Хрущов М.М. 287
ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРНЫХ ЭФФЕКТОВ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ
КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ
ИМАШ РАН, Москва
- 106 Хрущов М.М., Марченко Е.А., Атаманов М.В., Левин И.С., Антонова О.А. 290
СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА
ХРОМУГЛЕРОДНЫХ НАНОКОМПОЗИТНЫХ ВАКУУМНЫХ
ПОКРЫТИЙ
ИМАШ РАН, ООО «ИНАКОТЕК Центр», Москва
- 107 Царева И.Н., Бердник О.Б., Кириков С.В. 294
АНАЛИЗ СОСТОЯНИЯ МАТЕРИАЛА КОМПРЕССОРНЫХ ЛОПАТОК
ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ
ИПМ РАН (ф.ИПФ РАН), Нижний Новгород
- 108 Царева И.Н., Бердник О.Б., Максимов М.В. 297
ПЛАЗМЕННОЕ ЖАРОСТОЙКОЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОЕ ПОКРЫТИЕ
ДЛЯ ТУРБИННЫХ ЛОПАТОК (ПОЛУЧЕНИЕ, СВОЙСТВА,
ЖИВУЧЕСТЬ)
ИПМ РАН (ф.ИПФ РАН), Нижний Новгород

РАСЧЕТ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ПРОВЕРКА УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ТИПОВЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ И ТИТАНОВЫХ ОБРАЗЦОВ, ИСПЫТАННЫХ ПО БЛОЧНОЙ И КВАЗИСЛУЧАЙНОЙ ПРОГРАММАМ НАГРУЖЕНИЯ НА ПРИМЕРЕ ПЛАНЕРА САМОЛЕТА Ту-204

Абдуллин М.Р.¹, Дельбирдиева О.А.^{1,2}

¹ ПАО «Туполев», Москва, Россия

² Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия; vps@tupolev.ru

В работе затронуты вопросы определения усталостной долговечности конструкций при нагружении, приближенном к тому, которому подвергаются самолетные агрегаты в типовом полете, на примере самолета Ту-204. Проведен анализ результатов испытаний образцов по блочному и квазислучайному нагружению. Полученные в ходе работы результаты могут быть использованы при оценке усталостной долговечности современных самолетов.

Введение

При полете, взлете и посадке самолет подвергается воздействию различных циклических, то есть многократно повторяемых нагрузок, которые со временем могут привести к разрушению отдельных агрегатов и даже всего самолета. Поэтому силовую конструкцию самолета необходимо проверять на долговечность.

При формировании программы испытаний на усталость планера самолета Ту-204 и выполнении расчетных оценок долговечности использованы типовые спектры нагружения планера и агрегатов Ту-204, соответствующие приведенным здесь спрогнозированным среднестатистическим условиям эксплуатации.

Программный спектр нагружения планера и отдельных элементов при ресурсных испытаниях бывает двух видов – блочный и квазислучайный.

Блочный спектр нагружения представляет собой последовательность повторяющихся нагрузок, эквивалентную по повреждающему воздействию типовым спектрам случайного нагружения. Планер самолета Ту-204 испытывался по блочной программе нагружения в рамках ресурсных испытаний.

Квазислучайный спектр нагружения более точно имитирует нагружение конструкции в реальной эксплуатации. Более подробно типы нагружения будут описаны ниже.

В отечественной и зарубежной практике авиастроения испытания на усталость авиационных конструкций в последние годы проводятся по программам квазислучайного нагружения (ИЛ-96, Ил-114, АН-148, В-757, В-767, А-300, А-310 и др.) и, как правило, дают более оптимистичные оценки ее ресурсных характеристик.

Испытания образцов. Типовые программы нагружения

Испытания на долговечность проводились на образцах типа полоса с отверстием,

соответствующим концентраторам напряжений в нижней панели крыла и центроплана.

Образцы изготовлены из алюминиевого сплава 1163Т, полуфабрикат плита, из которых изготавливаются обшивки нижних панелей крыла и центроплана, и пресованный профиль, который используется для стрингеров нижней панели крыла и центроплана. Все образцы разрушались по отверстию.

Титановый сплав ВТ6ч в виде полуфабриката плита в данной работе был взят для сравнения и оценки влияния различных программ нагружения на долговечность материалов.

Первая программа испытаний образцов была реализована по блочному нагружению, пример которого представлен на рис. 1.

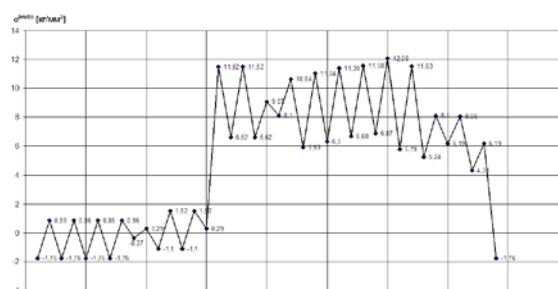


Рис.1. График блочного нагружения образцов (пример)

Величины напряжений в одном программном блоке соответствуют значениям напряжений, возникающих в конструкции при разбеге, взлете, в полете и при посадке. Образец подвергается циклированию, то есть многократному повторению таких блоков до разрушения.

Спектр программного квазислучайного нагружения представляет собой случайную последовательность полетов, состоящую из нескольких типов различных по нагруженности полетов, от самого нагруженного и наиболее редкого типа полета до менее всего нагруженного и наиболее часто повторяемого в блоке типа (см. таблицу 1).

В программе программного квазислучайного нагружения образцов на воздушных режимах для образцов из титанового сплава ВТ6ч отобран типовой полет, составленный на основе опыта эксплуатации.

Таблица 1. Спектр программного квазислучайного нагружения на воздушных режимах для образцов из материала 1163Т

Тип полета	Параметр	Число циклов перегрузки в полете							Количество циклов в полете
		$\frac{\sigma_1}{\sigma_m}$	0,80	0,64	0,53	0,42	0,31	0,2	
	$\frac{\sigma_{max}}{\sigma_m}$	6,696	5,36	4,44	3,52	2,59	1,67	0,837	
	Число полетов в блоке	1	-	1	2	7	25	150	186
A	1	1	-	1	2	7	25	150	186
B	5	-	1	1	2	6	18	140	168
C	24	-	-	1	2	6	17	138	164
D	158	-	-	-	1	6	17	139	163
E	1060	-	-	-	-	3	14	94	111
F	1252	-	-	-	-	-	4	64	68
	Количество данного уровня в блоке	1	5	30	218	4309	23057	205892	
	Общее количество циклов в блоке	1	6	36	254	4583	27620	233512	

Примечание. $\sigma_m^{брutto} = 8,37 \text{ кг/мм}^2$

Использование кривых усталости. Расчетные и фактические кривые усталости

Кривая усталости для материала иллюстрирует спектр нагружения, это зависимость числа циклов до разрушения N_i на различных уровнях напряжений σ_i .

Кривые для различных материалов и полуфабрикатов получены экспериментальным путем после обработки результатов испытаний нескольких партий образцов. Это так называемые расчетные кривые, они имеются в базе данных по материалам. Кривую усталости можно также получить для конкретно взятого полуфабриката материала, из которого вырезаются образцы для испытаний. Эта кривая будет экспериментальной, или фактической для данного полуфабриката.

На рис. 2 для плиты и профиля из алюминиевого сплава 1163Т представлены экспериментальные (фактические) кривые усталости, построенные для отнулевого пульсирующего цикла нагружения с постоянной амплитудой напряжений. Для сравнения на этом же графике приведены расчетные кривые усталости. Видно, что экспериментальные кривые показывают меньшую долговечность, чем расчетные.

Построение кривых для титанового сплава ВТ6ч показывает обратную ситуацию – расчетная кривая оказалась ниже фактической (см. рис. 3).

Таким образом, кривые усталости можно применять для предварительной оценки долговечности материалов.

Расчеты на долговечность

Расчет долговечности проводился с использованием правила линейного суммирования повреждений – гипотезы Пальмгрен-Майнера.

Доля повреждаемости при любом уровне амплитуды напряжения есть отношение числа циклов его действия к полному числу циклов, которое привело бы к разрушению при этом уровне:

$$D_i = \frac{n_i}{N_i} \quad (1)$$

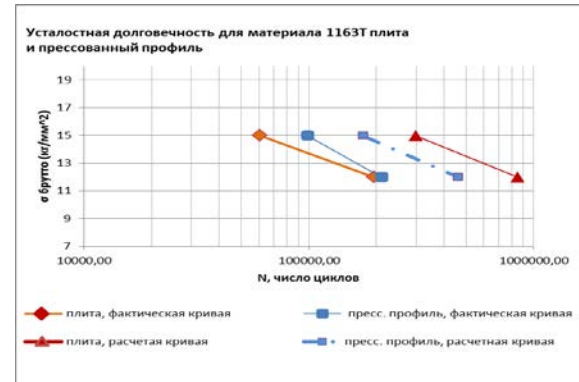


Рис. 2. Усталостная долговечность для материала 1163Т плита и прессованный профиль

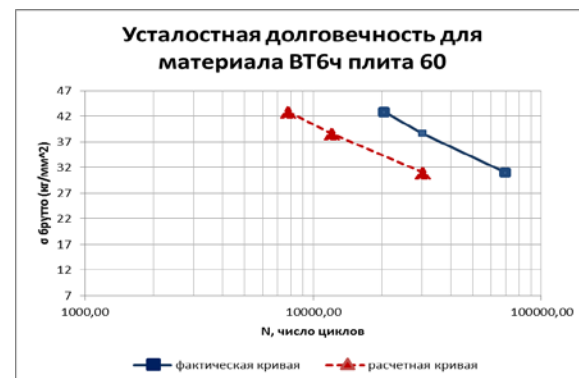


Рис. 3. Усталостная долговечность для материала ВТ6ч плита 60

Разрушение произойдет, когда

$$\sum_{j=1}^i \left(\frac{n_j}{N_j} \right) \geq 1 \quad (2)$$

Заданные сложные программы нагружения (рис. 1 и табл. 1) необходимо представить в виде совокупности простых циклов, для чего был использован так называемый метод полных циклов, заключающийся в выделении пар экстремумов (полуциклов), соответствующих определенным условиям.

Для приведения циклов нагружения с произвольной асимметрии циклов к отнулевому циклу $R=0$ или симметричному циклу $R= -1$, для которых обычно есть данные по усталости (кривые усталости), используются различные эмпирические формулы. Считается, что для деталей с концентраторами лучше использовать уравнение Одингга, которое применительно к отнулевому эквивалентному циклу.

Приведение произвольного цикла нагружения к эквивалентному пульсирующему производится по следующим формулам в зависимости от величины асимметрии R:

$$\text{Для } -1 \leq R < 1: \quad \sigma_{\text{экв}} = \sqrt{\sigma_{\text{max}}(\sigma_{\text{max}} - \sigma_{\text{min}})} \quad (3)$$

$$\text{Для } R < -1: \quad \sigma_{\text{экв}} = \frac{1,2\sigma_{\text{max}} - 0,8\sigma_{\text{min}}}{\sqrt{2}} \quad (4)$$

Для каждого цикла нагружения посчитан эквивалент для отнулевого цикла. Для каждого эквивалента с общей кривой долговечности взят показатель степени, соответствующий данному напряжению.

Повреждаемость для всех имеющихся циклов в блоке:

$$\frac{1}{N} = \frac{\sigma_{\text{экв}}^m}{10^A} \quad (5)$$

Количество блоков до разрушения, или долговечность, определяется как величина, обратная повреждаемости одного блока из расчета, что суммарная повреждаемость равна 1.

Расчет долговечности по квазислучайному циклу с помощью кривых долговечности проводится аналогично блочному. Если принять, что разрушение происходит, когда суммарная повреждаемость при различных нагрузках дает в сумме единицу:

$$\sum_{i=1}^j \frac{n \times m_i}{N_i} = 1 \quad (6)$$

где n – количество блоков до разрушения,
 m – количество одинаковых полных циклов в блоке,
 N – количество циклов до разрушения образца, испытанного пульсирующим циклом на нагрузке, эквивалентной рассчитанной из полного цикла,
 j – количество полных циклов в блоке,
то получаем количество блоков до разрушения:

$$n = \frac{1}{\sum_{i=1}^j \frac{m_i}{N_i}} \quad (7)$$

Результаты расчетов на долговечность

Величина долговечности по блочной программе для материала 1163Т плита и профиль, полученная при использовании расчетной кривой, получилась примерно в два раза больше экспериментального значения, расчет же по фактической кривой примерно совпадает с экспериментом.

Надо отметить, что разброс долговечности в 0,8-4 раза по используемой гипотезе для пульсирующего и блочного нагружения является допустимым. Для квазислучайного нагружения сходимость с экспериментом оказывается, как правило, высокая, в районе 1.

Если сравнивать между собой программы нагружения, то долговечность по квазислучайной программе оказалась примерно в два раза выше, чем по блочному типу.

Выводы

1. На усталостную долговечность материала влияет выбор программы нагружения – блочное нагружение более тяжелое по повреждаемости, и долговечность в этом случае ниже, чем по квазислучайной программе для алюминиевых сплавов. Программа квазислучайного нагружения дает более оптимистичные оценки долговечности материалов.

2. Значение расчетной долговечности близко к экспериментальной, если повреждаемость рассчитывалась по фактической кривой долговечности для образцов, вырезанных из этого же полуфабриката.

3. При испытаниях авиационных конструкций целесообразно использовать квазислучайную программу нагружения как менее тяжелую и лучше отражающую приходящие на самолет нагрузки в полете.

1. Повреждение материалов в конструкциях: анализ, предсказание, предотвращение / Дж. Коллинз. М.: Мир, 1984.
2. Разрушение т.3 / Под ред.Г. Либовиц. М.: Мир, 1976

КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ ГАЗОДИНАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ АМГ6/С60, УПРОЧНЕННЫХ КЕРАМИЧЕСКИМИ МИКРОЧАСТИЦАМИ

А.В. Аборкин¹, А.Е. Паникин¹, В.Е. Архипов², А.Н. Смирнова³

¹Владимирский государственный университет имени Александра Григорьевича и Николая Григорьевича Столетовых, Владимир, Россия; aborkin@vlsu.ru;

²Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия;

³Национальный институт авиационных технологий, Москва, Россия;

Представлены результаты коррозионных испытаний в среде 5% соляного тумана газодинамических покрытий на основе АМГ6/С60, упрочненных керамическими микрочастицам Al_2O_3 и AlN . Установлено, что для покрытий с AlN характерно на ~30% меньшая потеря массы, чем для образцов с покрытием, упрочненным частицами Al_2O_3 .

Введение

Покрытия на основе алюминия, учитывая их высокую коррозионную стойкость, востребованы в машиностроении при создании заданных функциональных свойств рабочих поверхностей элементов конструкций и деталей машин. Основными недостатками покрытий на основе алюминия и его сплавов, сдерживающими их более широкое применение, являются низкие износостойкость и механические свойства. Преодоление названных недостатков возможно за счет создания композиционных покрытий. Однако, в настоящее время, возможности повышения свойств за счет введения упрочняющих добавок одного типа ограничены или даже исчерпаны. Поэтому более перспективными следует считать гибридные покрытия (с двумя или более типами упрочняющих добавок) на основе нанокристаллической алюминиевой матрицы, упрочненных нано- и микроразмерными частицами [1-3].

Хорошо известно, что включение керамических частиц в качестве арматуры может улучшить механические и трибологические свойства композитов на основе алюминиевой матрицы [4]. Однако, на коррозионной стойкости материала это может сказаться негативно.

Цель данной работы состоит в проведении коррозионных испытаний газодинамических покрытий на основе АМГ6/С60, упрочненных керамическими микрочастицам Al_2O_3 и AlN , а также в установлении влияния типа керамических частиц на коррозионную стойкость.

Методика исследований

Порошок для холодного газодинамического напыления был получен методом механического синтеза в шаровой планетарной мельнице за два технологических передела. На первом переделе [5] был получен наноконпозиционный порошок АМГ6/С60. На втором переделе к полученному наноконпозиционному порошку добавляли 50 вес.% Al_2O_3 или AlN (здесь и далее указано содержание керамических частиц в порошке) и продолжали обработку.

В результате были получены порошки, пред-

ставляющие собой механическую смесь, состоящую из агломератов и керамических частиц. Агломераты представляют собой частицы наноконпозиционного матричного материала, содержащего С60, и внедренные в них, а также расположенные на поверхности, керамические частицы.

Полученные порошки напыляли на подложки из листа Ст08кп. Для напыления использовали установку холодного газодинамического напыления ДИМЕТ-404. Напыление осуществляли в два прохода при температуре потока воздуха 270°C, расстоянии от среза сопла до поверхности подложки 10 мм, скорости перемещения сопла относительно поверхности 10 мм/с, коэффициенте перекрытия ~63%.

Изучение микроструктуры покрытий проводили на поперечных шлифах с помощью инвертированного микроскопа RAZTEK MRX9-D.

Микротвердость покрытий измеряли на поперечных шлифах методом Виккерса с помощью микротвердомера Shimadzu HNV-2 при нагрузке 10 Н и выдержке 10 с.

Коррозионные испытания проводили в циклическом режиме с помощью камеры соляного тумана ASCOTT S120 xp. Один цикл включал 6 часов активного распыления раствора 5% NaCl (pH= 6,5-7,2) при температуре 35°C и последующую выдержку в течение 19 часов при 100% влажности 5% NaCl (без распыления раствора) и температуре окружающей среды. Коррозионные испытания состояли из 5 циклов.

Изучение поверхности покрытий после коррозионных испытаний проводили с помощью сканирующего электронного микроскопа Quanta 200-3D.

Полученные результаты

Металлографические исследования шлифов (см. рис. 1) показывают, что, в не зависимости от типа керамических частиц, сформированные покрытия достаточно плотные с равномерно распределенными по толщине покрытия керамическими частицами.

Анализ микротвердости сформированных покрытий показывает, что использование в качестве наполнителя частиц Al_2O_3 позволяет добиться большей микротвердости покрытия 328 HV. В то время, как при использовании AlN микротвердость составляет 306 HV.

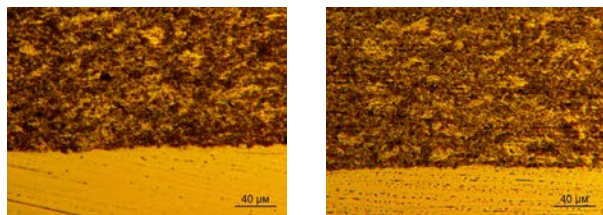


Рис. 1. Микроструктура покрытий на основе АМг6/С60, упрочненных частицами Al_2O_3 и AlN

На рис. 2 представлены фотографии образцов с покрытиями на основе АМг6/С60, упрочненными микрочастицами Al_2O_3 и AlN , соответственно, после коррозионных испытаний.



Рис. 2. Фотографии покрытий, упрочненных частицами Al_2O_3 и AlN после коррозионных испытаний

При определении сквозной пористости установлено, что данный параметр составляет 4 % и менее 1% для покрытий, содержащих Al_2O_3 и AlN соответственно. Учитывая, что начальная толщина покрытия, содержащего AlN , была выше, чем покрытия, упрочненного Al_2O_3 , можно сделать вывод о лучшей коррозионной стойкости покрытия с AlN .

На рис. 3 приведены СЭМ-изображения поверхности покрытий после коррозионных испытаний.

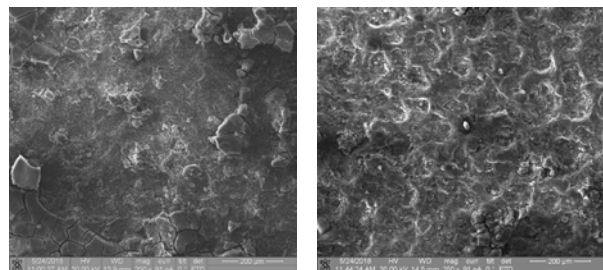


Рис. 3. СЭМ-изображения поверхности покрытий, упрочненных частицами Al_2O_3 и AlN после коррозионных испытаний

Анализ полученных изображений показывает наличие развитого коррозионного повреждения поверхности. На СЭМ-изображениях, в не зависимости от типа керамических частиц, фиксировали трещины, а также продукты коррозии.

Далее определяли показатель изменения массы образцов. При сравнительном анализе изменения массы образцов после коррозионных испытаний установлено, что для покрытий с AlN характерно на ~30% меньшая потеря массы, чем для покрытий, упрочненных частицами Al_2O_3 .

1. Аборкин А.В., Алымов М.И., Архипов В.Е., Хренов Д.С. Формирование гетерогенных порошковых покрытий с двухуровневой микро- и наноконпозиционной структурой в условиях газодинамического напыления // Доклады академии наук. 2018. Т.478. №6. С. 637-641.
2. Aborkin A.V., Sobol'kov A.V., Elkin A.I., Arkhipov V.E. Structural phase composition and effectiveness of gas-dynamic spraying of hybrid coatings based on $AlMg_2$ nanocrystalline matrix reinforced with graphene-like structures and micro-size corundum // J. Phys.: Conf. Ser. 2018. V. 951. 012010.
3. Аборкин А.В., Алымов М.И., Киреев А.В., Соболев А.В., Архипов В.Е. Структура и эффективность газодинамического напыления гибридных покрытий на основе нанокристаллической алюминиевой матрицы // Металлург. 2018. №8. С. 73-77.
4. Алюмоматричные композиционные материалы с карбидным упрочнением для решения задач новой техники / Р. С. Михеев, Т. А. Чернышова. М.: Матка. 2013. 356 с.
5. Аборкин А.В., Алымов М.И., Киреев А.В., Елкин А.И., Соболев А.В. Механически синтезированный композиционный порошок на основе сплава АМг2 с добавками графита: гранулометрический и структурно-фазовый состав // Российские нанотехнологии. 2017. №7-8. С. 66-70.

КИНЕТИКА ИЗМЕНЕНИЙ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ДИФфуЗИОННЫХ ФИЛЬТРОВ В ПРОЦЕССЕ ДЛИТЕЛЬНОГО ОТДЫХА ПОСЛЕ ГИДРОГЕНИЗАЦИИ

О.В. Акимова, В.В. Колесников

Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия;

akimova@physics.msu.ru

Работа является примером использования синхротронного излучения в рентгеноструктурном анализе металлических твердых растворов. Применение рентгеновских методов исследования структуры углубляет знания о процессах эволюции гидрогенизированных материалов. Обнаружение областей сверхструктурного упорядочения и преобразований в них в металлических диффузионных фильтрах на основе палладия важно в свете тех фактов, что сверхструктурное упорядочение атомов приводит к значительному изменению физических свойств материалов.

Ключевые слова: рентгеноструктурные исследования, синхротронное излучение, гидрогенизация.

Цель работы

Потребность в водороде высокой степени чистоты для целого ряда инновационных технологий и проектов возрастает с каждым годом [1,2]. Диффузионные металлические фильтры-мембраны – значимые элементы процессов восстановления и очистки водорода от примесей. Гидрирование вносит значительную дилатацию в решетку матрицы сплавов, обогащает ее вакансиями [3,4], усиливает диффузионные перемещения атомов металлических твердых растворов [5]. Перечисленные аспекты воздействия на структуру металлических сплавов существенно влияют на прочностные характеристики мембран [6].

Цель настоящей работы состояла в исследовании кинетики изменения структурного состояния металлических фильтров-фольг на основе палладия, а именно мембран состава Pd-6 вес. % In-0.5 вес. % Ru [6] толщиной 50 мкм при условии их длительной релаксации после получения различной нагрузки при гидрогенизации.

Материалы и методы

Диффузионные фильтры были изготовлены методом электродугового сплавления из материалов высокой степени чистоты ($\approx 99.9\%$) и холодной прокаткой заготовок на четырехвалковом прокатном стане с промежуточными вакуумными отжигами при температуре 900°C в течение 1 часа в Институте металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской Академии Наук [6]. Фольги работали в качестве фильтров в установке по определению водородопроницаемости. Исследования проводились при 300°C . Затем мембраны остывали до комнатной температуры и хранились при нормальных условиях

(комнатная температура и давление). Одна из мембран была гидрирована дополнительно электролитически [5].

Структурное состояние диффузионных фильтров после гидрогенизации исследовалось методами рентгеновской дифрактометрии с применением $\text{Cu-K}\alpha_1$ излучения и схемы фокусировки по Брэггу-Брентано. После длительного вылеживания мембран проведены рентгеновские исследования с использованием синхротронного излучения (СИ) на оборудовании станции “Структурное материаловедение” Курчатовского источника синхротронного излучения [7] и выполнена сканирующая электронная микроскопия на растровом электронном микроскопе высокого разрешения Supra 50 VP LEO.

Результаты и их обсуждение

При исследованиях мембран с использованием $\text{Cu-K}\alpha_1$ излучения и схемы фокусировки по Брэггу-Брентано были выявлены длительные фазовые превращения, обусловленные высокой концентрацией вакансий, порожденных внедрением и диффузией водорода в структуре [9, 10]. Наибольшая доля дополнительных (концентрация атомов примеси отличается от средней по слою) фаз отмечена среди областей когерентного рассеяния (ОКР) по кристаллографическому направлению [111]. Было определено и ослабление текстуры мембран, инициированное процессами фазовых преобразований и дилатации решетки матрицы сплава при гидрировании и уходе водорода из материала [11]. Выявление таких процессов может означать возможные изменения прочностных характеристик мембран.

Так как при рентгеноструктурных исследованиях с использованием $\text{Cu-K}\alpha_1$ излучения и схемы

фокусировки по Брэггу-Брентано информация о структуре определяется по приповерхностному слою мембран до 6 мкм [12], было проведено исследование с применением СИ по схеме «на просвет», что позволило получить сведения о структуре по полной толщине фольги.

При исследовании мембран с использованием СИ при энергии излучения 27 кэВ на дифрактограммах были определены интенсивные структурные отражения, соответствующие матричной фазе фольги и в малоугловой области дифракционных спектров выявлены пики низкой интенсивности. На рис. 1 показан дифракционный спектр фольги, не прошедшей дополнительное электролитическое гидрирование. По угловым положениям структурных дифракционных максимумов была индентифицирована кубическая гранецентрированная решетка (ГЦК) базовой фазы фольги.

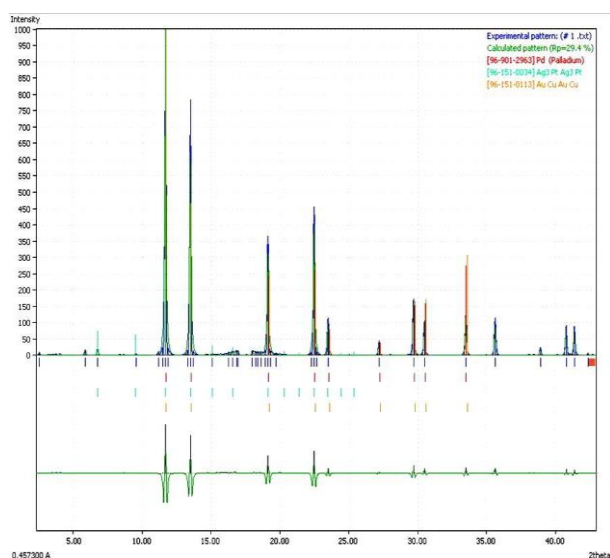


Рис. 1. Дифракционный спектр, полученный для диффузионного фильтра с использованием СИ.

Выявление дифракционных максимумов в малоугловой области свидетельствовало об определении отражений, запрещенных правилами погасания для ГЦК структуры. Анализ углового положения дифракционных пиков низкой интенсивности показал наличие в диффузионных фильтрах доменов сверхструктурного упорядочения двух типов: Au_3Cu -(Pd_3In) и $AuCu$ -($PdIn$) [13].

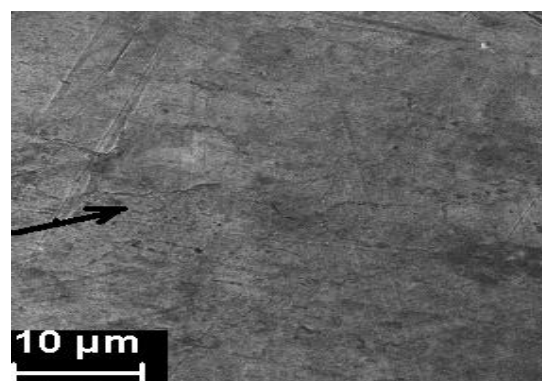
Некоторое различие профилей дифракционных максимумов как структурных, так и сверхструктурных отражений указало на наличие последствий воздействия электролитического гидрирования на матрицу сплава и области сверхструктурного упорядочения. Анализ угловых позиций дифракционных пиков, соответствующих сверхструктурной фазе Pd_3In , показал, что она имеет кубическую решетку. Для фаз структурного типа $PdIn$ определены тетрагональные искажения кубической ячейки по

[100]. Полученные результаты находятся в согласии с литературными данными [14].

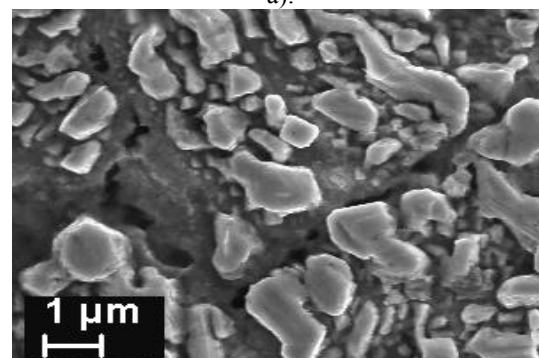
Возможно допустить предположение, что на первичный этап формирования доменов упорядочения при стремлении системы к более равновесному (упорядоченному) состоянию существенно влияют различия температур кристаллизации элементов и геометрический фактор.

Согласно результатам сканирующей электронной микроскопии, выполненной при ускоряющей разности потенциалов 10 кВ, в мембране, не прошедшей электролитическое гидрирование (ЭГ), присутствуют области с большой плотностью дислокаций по линиям скольжения (отмечено на рис. 2а), что свидетельствует о значительных локальных полях напряжений.

Представленные микрофотографии фольги определили, что в структуре есть области более/менее обогащенные легирующим компонентом и заметна тенденция преимущественного расположения локальных трещин и пор по границам зерен (рис. 2б).



а).



б).

Рис. 2. Микрофотографии диффузионного фильтра, не прошедшего ЭГ.

Полученные результаты указывают на большую диффузионную мобильность водорода в этих областях. Предпочтительную миграцию пор к границам зерен наблюдали и для фольг высококочистого никеля после их гидрогенизации [15].

По результатам работы определено, что гидрирование может способствовать как формированию областей сверхструктурного упорядочения в

металлических сплавах, так и процессам их преобразования. Несомненно, следует учитывать градиент воздействия водорода на структуру металлических сплавов при многочисленных промышленных технологиях его применения, очистки и хранения. При возрастании дисперсности структуры и при возникновении сверхструктурного упорядочения атомов [13] существенно может изменяться электросопротивление металлов и сплавов [16].

1. Stiller C., Schmidt P., Michalski J. Storage of Renewable Electricity through Hydrogen Production. World Renewable Energy Congress -2011. Linköping University Electronic Press. 15. 4202-4208.
2. Tereshchuk V.S. Hydrogen Generator Based on Reduced Solid Fuel. Russian Engineering Research. 2011. V. 31 №12. P. 1205–1212.
3. Алефельд Г., Фелькл И. Водород в металлах. М.: Мир. 1981. 430 с.
4. Dos Santos D.S., Tavares S.M., Miraglia S., Fruchart D., dos Santos D.R. Analysis of the nanopores produced in nickel and palladium by high hydrogen pressure // Journal of Alloys and Compounds 356–357. 2003. P. 258–262.
5. 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.
6. Burkhanov G.S, Gorina N.B., Kolchugina N.B. and Roshan N.R. Palladium – Based Alloy Membranes for Separation of High Purity Hydrogen from Hydrogen – Containing Gas Mixtures // Platinum Metals Rev. 2011. V. 55. №1. P. 3–12.
7. Chernyshov A.A., Veligzhanin A.A., Zubavichus Y.V. Structural Materials Science end-station at the Kurchatov Synchrotron Radiation Source: Recent instrumentation upgrades and experimental results // Nucl. Instruments Methods Phys. Res. Sect. A Accel. Spectrometers, Detect. Assoc. Equip. 2009. Vol. 603. № 1–2. P. 95–98.
8. Ковальчук М.В., Квардаков В.В., Корчуганов В.Н. КИСИ вчера, сегодня, завтра // Природа. 2013. 12, 25-36.
9. Акимова О. В., Авдюхина В. М., Щетинин И. В. Роль вакансий при релаксации фольги сплава Pd–5.3 ат. % In–0.5 ат. % Ru после десорбции водорода //Физика металлов и материаловедение. 2016. Т. 117. № 2 . С. 1-5.
10. Акимова О.В., Авдюхина В.М., Щетинин И.В. Влияние длительной релаксации на фазовый состав сплава Pd-5.3ат.%In-0.5ат.%Ru после воздействия водорода.// Известия РАН. Серия физическая. 2016. Т. 80. № 12. С. 1669-1673.
11. Акимова О.В., Авдюхина В.М., Щетинин И.В. Ослабление текстуры прокатки фольги при длительной релаксации // Труды конференции «Фундаментальные исследования и инновационные технологии». М: Изд-во ИМАШ РАН. 2016. 277 с.
12. Акимова О.В., Авдюхина В.М., Левин И.С., Ревкевич Г.П. Методика моделирования распределения легирующего компонента по данным рентгendifракционного эксперимента // Известия РАН. Серия физическая. 2014. Т. 78. №11. С. 1443-1447.
13. Акимова О.В., Велигжанин А.А. «Рентгеноструктурные исследования систем Pd-In-Ru с использованием СИ» // Тезисы Всероссийской конференции с международным участием «Химия твердого тела и функциональные материалы-2018»
14. Кривоглаз М. А., Смирнов А. А. Теория упорядочивающихся сплавов. М.: 1958. 388с.
15. Tsuru T., Latanision R. M. Grain boundary transport of hydrogen in nickel //Scripta Met. (allurgica), 1982. V.16.Is. 5. P.161-164.
16. Диаграммы состояния металлических систем. Обзор исследований. М.: Изд-во Наука. 1968. 323 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИИ МЕТАЛЛА ГАЗОПРОВОДА, В УСЛОВИЯХ АРКТИКИ

А.А. Алексеев¹, А.М. Большаков, А.С. Сыромятникова

Институт физико-технических проблем Севера СО РАН им. В.П. Ларионова, Якутск, Россия
spinor03@gmail.com

Объекты добычи, переработки природного газа и система магистральных газопроводов Республики Саха (Якутия) построены и функционируют в криолитозоне Арктики. На протяжении более 30 лет стабильная эксплуатация газопроводных систем обеспечивает жизнедеятельность населенных пунктов и промышленности Республики Саха (Якутия). Однако общее техническое состояние оборудования и газопроводов ухудшается, их эксплуатационный ресурс практически исчерпан.

Обеспечение безопасности нефтегазопроводов, оборудования нефтяной и газовой промышленности имеет огромное значение, особенно в условиях полярных регионов России - Арктики, где ликвидация последствий аварии требует затрат значительных материальных и временных ресурсов, в условиях полной зависимости жизнедеятельности населенных пунктов Арктики от обеспечения энергоресурсами [1, 2, 3].

Климатические условия полярных регионов России, в частности Республики Саха (Якутия), отличается низкими климатическими температурами и резкой континентальностью. Период температур ниже 0° С составляет около 210 суток и минимальная температура достигает 60° С ниже нуля, разность средних температур составляет 100° С. Большая часть территории Якутии относится к районам криолитозоны [4, 5].

В 2006 г. на участке магистрального подземного газопровода Средневилуйское ГКМ–Мастахское ГКМ–Якутск–Покровск произошел выброс газа вследствие коррозионного повреждения трубы 273*8 мм, эксплуатировавшейся с 1968 года с антикоррозионным покрытием из битумной мастики со стеклохолстом. Труба изготовлена из стали Ст3 сп (ГОСТ 380-88), что соответствует проектной документации и данным химического анализа, и по механическим свойствам (определены путем пересчета значений твердости) в основном удовлетворяет требованиям ГОСТ 10705-80, РД 12-411-01 для данной марки стали: твердость по Бринеллю НВ =97, временное сопротивление $\sigma_b = 360$ МПа, предел текучести $\sigma_T = 216$ МПа.

При шурфовом обследовании по результатам визуально-измерительного контроля, обнаружены коррозионные повреждения с наружной стороны газопровода на участке длиной 12 м в виде сквозных язв диаметром 10 и 12 мм, поверхностных язв диаметром 6 - 23 мм и глубиной 0,5 - 7 мм и питтингов (рис. 1), распределенных относительно равномерно по длине трубы. На остальных не пораженных коррозией участках газопровода недопустимого утонения стенок не обнаружено.

Проведены микроструктурные исследования с использованием растрового электронного микроскопа XL-20, проведен расчет скорости коррозион-

ного износа и расчет остаточного срока службы газопровода при наличии язвенной коррозии по РД 12-411-01 [6].



Рис. 1. Коррозионные язвы.

Установлено, что процессы коррозии характеризовались относительно равномерным проникновением коррозионного разрушения вглубь металла и происходили путем образования точечных очагов коррозии – питтингов (рис. 2).

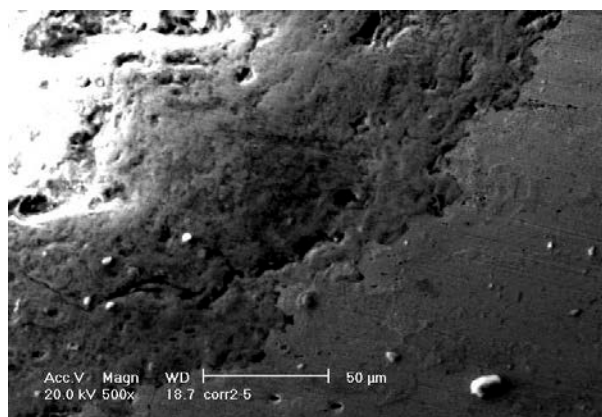


Рис. 2. Проникновение коррозионного разрушения вглубь металла

Очаговый (язвенный и питтинговый) характер коррозии характерен для почвенной (подземной) коррозии, наличие сквозных язв свидетельствует о недостаточной аэрации почвы на участке прокладки трубы и протеканию локального коррозионного поражения. Расчеты показывают на возможность развития интенсивной коррозии со скоростью ≈ 1 мм в 3 года для газопроводов, изготовленных из малоуглеродистых сталей, проложенных подземным способом в районах распространения вечной мерзлоты.

Таким образом, показано что, в условиях полярных регионов России коррозионные повреждения подземного газопровода, также имеют место. Данные результаты показывают на необходимость учета данного типа повреждений, при проектировании и строительстве трубопроводов в регионах Арктики.

1. Безопасность России. Правовые, социально-экономические и научно-технические аспекты. Научные основы техногенной безопасности. Абросимов Н.В., Агеев А.И., Адушкин В.В., Акимов В.А., Алешин А.В., Алешин Н.П., Асмолов В.Г., Афиногенов Д.А., Ахметханов Р.С., Баландин Д.В., Пермяков В.Н., Баранов В.В., Бармин Н.В., Барышов С.Н., Белов П.Г., Белозеров А.С., Беляев И.И., Берман А.Ф., Болотник Н.Н., Большаков А.М. и др. – Москва, 2015.
2. Безопасность России. Правовые, социально-экономические и научно-технические аспекты. Научные основы техногенной безопасности. Тематический блок "Национальная безопасность". Том Системные исследования чрезвычайных ситуаций. Абрахин С.И., Абросимов Н.В., Агеев А.И., Адушкин В.В., Акимов В.А., Алешин Н.П., Антоновская Г.Н., Артамонов В.С., Асмолов В.Г., Байда С.Е., Баранов В.В., Басанский Е.Г., Белов П.Г., Белолипецкий В.М., Беляев И.И., Берман А.Ф., Большаков А.М., Большов Л.А., Бурдаков Н.И., Бурова В.Н. и др. – Москва, 2015.
3. Алексеев А.А. Экспериментальное исследование закономерностей разрушения при быстром распространении и ветвлении трещин: Автореф. дисс. ... канд. техн. наук / ИФТПС СО РАН. – Якутск, 2009. – 22 с.
4. Сыромятникова А.С., Алексеев А.А., Левин А.И., Лыглаев А.В. Ветвление трещины в углеродистой стали. Механизмы разрушения // Деформация и разрушение материалов. 2009. № 2. С. 25-30.
5. Алексеев А.А., Большев К.Н., Иванов В.А., Левин А.И. Методика исследования ветвления трещины при низкотемпературных натурных испытаниях // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2006. Т. 72. № 10. С. 39-42.
6. Инструкция по диагностированию технического состояния подземных стальных газопроводов (РД 12-411-01). Серия 12. Выпуск 3 / Колл. Авт. – М.: Государственное унитарное предприятие «Научно-технический центр по безопасности в промышленности Госгортехнадзора России». – 2004. – 104 с.

МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТЕМПЕРАТУРОСТОЙКИХ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ

В.В. Алисин

Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия; vva-imash@yandex.ru

Приведены результаты экспериментального изучения физико-механических свойств керамических материалов на основе диоксида циркония, используемых при проектировании узлов трения, работающих в условиях высоких температур.

Уникальное сочетание высокой механической прочности и химической инертности делает перспективным применение керамик в качестве конструктивных триботехнических материалов во многих областях техники, в частности в двигателестроении. Поколение авиадвигателей характеризуется многими параметрами, одним из важнейших из них является температура рабочего газа. В современных авиадвигателях примерно 30% массы приходится на системы охлаждения. Керамические материалы перспективны для решения триботехнических проблем создания авиадвигателей 6-го и 7-го поколений, потому что при повышении температуры газа более 1900 К альтернативы керамическим композитам практически нет. Для узлов трения характерна работа в условиях динамического нагружения и вибраций. Интерес к керамическим материалам на основе диоксида циркония обусловлен наиболее высокой трещиностойкостью среди известных керамических материалов, большой температурой плавления и большой стойкостью к окислению. Проблема борьбы с окислительными процессами становится особенно острой при температурах более 1900 К.

Цель.

Изучение механических свойств материалов триботехнического назначения, предназначенных для работы без смазки в условиях высоких температур.

Материалы, оборудование и методы.

Объектами исследования являлись: образцы наноструктурированного кристалла $ZrO_2 + (2,5 - 4)$ мол.% Y_2O_3 (кристаллы ЧСЦ), кристаллы ЧСЦ легированные редкоземельными элементами и композиты с керамической матрицей на основе диоксида циркония с добавками оксидов церия, магния и иттрия.

Параметры нанокристаллической структуры оценивались по уширению дифракционных рефлексов, обусловленные нарушениями периодичности трехмерной кристаллической решетки с использованием рентгеновских дифрактометров ДРОН - 2.0 и УРД-63.

Высокотемпературные испытания проведены на установке УВТК. Микромеханические свойства (микротвердость, упругие и пластические характеристики материалов, определялись на кинетическом микротвердомере GSM [1]. Метод позволяет выявлять кинетические и структурные закономерности деформации образцов на участке нагружения, в частности микронеоднородность свойств, которую регистрируют по микроскачкам и статистическому разбросу кривых активного нагружения. Выходные параметры результатов испытания отображаются в форме первичных кинетических диаграмм внедрения в координатах "Сила (F) и глубина отпечатка (h). Исследование износостойкости материалов проводилось на универсальной машине трения УМТ-1 по схеме диск-палец с непрерывной регистрацией момента трения. Режимы испытаний: диапазон изменений среднего контактного давления $2,5 < p < 25$ МПа; скорость скольжения $v = 0,2$ м/с; трения без смазки.

Результаты экспериментов.

Размеры доменов ЧСЦ кристаллов оценивались на основе измерений и анализа уширения дифракционных рефлексов, обусловленных нарушениями периодичности трехмерной кристаллической решетки. Основными видами нарушений являются: ограниченный размер области кристаллической решетки, рассеивающей излучение когерентно (размер области когерентного рассеяния – ОКР, соответствующий характерному размеру доменов), и нарушения межплоскостных расстояний в решетке – микродеформации.

Данные расчета областей когерентного рассеяния (D) и микродеформаций (ϵ) в синтезированных кристаллах ЧСЦ приведены в табл.1. Стандартный (не уширенный) профиль был получен записью эталона поликристаллического кремния при тех же параметрах съемки.

Таблица 1. Параметры наноструктуры кристаллов ЧСЦ

№	Состав	D, нм	$\epsilon, 10^{-3}$
1	ZrO ₂ -2.5 мол.%	38	4.7
2	ZrO ₂ -3 мол.% Y	115	2.7
3	ZrO ₂ -3.5 мол.%	64	1.8
4	ZrO ₂ -4 мол.% Y	63	1.5

Трибологические свойства материалов в большой мере зависят от механических свойств, а именно твердости, упругости, пластичности, которые определялись испытаниями на кинетическую микротвердость. Для получения удовлетворительных результатов по точности (уровень надежности 95%) определения измеряемых параметров с каждого образца снималось не менее 10 диаграмм вдавливания. Коэффициент необратимых деформаций (K_p) равен $K_p = 1 - K_e$, где K_e – коэффициент упругости. Оценка упругих свойств производится по участку диаграммы «Разгрузка» $F=f(h_e)$, или по этой же кривой, приведенной к началу координат $F=f(h_{e0})$. Определение энергии, освобожденной при разгрузке индентора, оценивается площадью фигуры (работой A_{e0}), ограниченной кривой $F=f(h_{e0})$. Упругость K_e оценивается отношением работы, производимой при разгрузке к работе упругопластической деформации по формуле

$$K_e = \frac{A_{e0}}{A}$$

В табл. 2 приведены результаты обработки диаграмм вдавливания пирамиды Виккерса.

Таблица 2. Параметры наноструктуры кристаллов ЧСЦ

Параметр	ZrO ₂ + 3 мол.% Y ₂ O ₃ (кристалл)	ZrO ₂ + 17 мол.%CeO (керамика)
A	540,5	434,0
A _e	213,5	203,0
A _p	326,9	230,9
K _e	0,395	0,468
K _p	0,605	0,532

Здесь: A – Работа упругопластической деформации;
A_e – Работа упругой деформации;
A_p – Работа пластической деформации;
K_e – Упругость;
K_p – Пластичность

В исследованном диапазоне средних контактных давлений p коэффициенты трения f для кристаллов [ZrO₂+3мол.%Y₂O₃] несколько меньше, чем для керамики [ZrO₂+17мол.%CeO₂, спеченный]. Кристаллы частично стабилизированного диоксида циркония (ЧСЦ кристаллы) обладают лучшей антифрикционностью и износостойкостью (Таблица 3).

Таблица 3. Результаты испытания образцов на износ

№	Материал	Осн. состав, атомн.%	f	I*10
1	Кристалл исходн. ZrO ₂ + 3 мол.% Y ₂ O ₃ Этот же кристалл отожженный в вакууме	Zr-83,1 Y-10,1	0,35	2,5
			0,30	1,8
2	Керамика ZrO ₂ + 17мол.% CeO ₂ .	Zr-36,5 Ce-50	0,52	2,9
3	Керамика ZrO ₂ + 5%MgO	Zr-70,1 Y-17,3 Mg- не опред	0,38	3,3

В большей мере эти преимущества относятся к отожженным кристаллам. Сопоставление (таблица 4) триботехнических и механических свойств кристаллов ЧСЦ, содержащих от 2,5 до 4 мол % Y₂O₃ показывает, что в пределах этих концентраций наблюдается зависимость механических свойств от состава кристалла. Сопоставление триботехнических и механических свойств кристаллов ЧСЦ, содержащих от 2,5 до 4 мол % Y₂O₃ показывает зависимость механических свойств от состава кристалла. Анализ этих зависимостей показывает, что с увеличением содержания Y₂O₃ взаимосвязь между этими параметрами может быть описана степенными зависимостями:

$$K_p = 0,71m^{1,52}; \quad K_{Ic} = 2,68m^{-0,89}$$

Изменение содержания количества стабилизирующей добавки наиболее сильно влияет на коэффициент необратимых деформаций который в сущности отражает работу, которая переходит в тепло (табл. 4).

Таблица 4. Влияние количества стабилизирующей добавки на механические характеристики кристаллов ЧСЦ

% мол. Y ₂ O ₃	H, ГПа	K _{Ic} МПа*м ^{0,5}	K _p	f	I*10 ⁹
2,5	11,29	11,5	0,258	0,32	4,28
3	10,59	11,1	0,443	0,32	4,30
3,5	10,26	8,2	0,460	0,34	2,50
4	10,17	7,9	0,510	0,27	2,52

Примечание: 1) – по данным [3]

Однако наблюдается практически линейная корреляция между между трещиностойкостью (K_I) и коэффициентом необратимой деформации (K_p), – рис.3. Взаимосвязь между этими параметрами механических свойств и интенсивностью изнашивания может быть описана степенными зависимостями (применительно к данным условиям испытания: $p = 5$ МПа; $v = 2$ м/с; контртело сталь У10 А):

$$I = 1,97 K_p^{-0,59}; \quad I = 0,98 K_{Ic}^{1,55}$$

Проведены испытания по определению механических свойств поверхности кристаллов ЧСЦ с содержанием стабилизирующего оксида иттрия 2.8; 3.2; 3.7; 4.0 мол%, методом вдавливания пирамиды Виккерса. Разработана методика проведения испытаний образцов кристаллов ЧСЦ при повышенных температурах. Проведены испытания по определению механических свойств поверхности кристаллов ZrO₂-(2.8-3.0) мол% Y₂O₃, легированных редкоземельными элементами Се (0.6 масс%) при повышенных температурах методом кинетической микротвердости. Ранее было установлено, что ЧСЦ кристаллы обладают значительно более высокой трещиностойкостью

[2]. Установлено, что наилучшими свойствами по критерию пластичности (коэффициенту необратимых потерь) обладают кристаллы составов ZrO_2 -2,8 мол% Y_2O_3 +1вес% SeO_2 и ZrO_2 -2,8 мол% Y_2O_3 +0,3вес% CoO . Выполнен анализ трещинообразования в процессе микроиндентирования кристаллов ЧСЦ. Обнаружено, что для кристаллов ЧСЦ состава ZrO_2 -2,8 мол% Y_2O_3 +0,3вес% CoO при нагружении индентора Виккерса в интервале нагрузок 0,5 – 9 Н образование трещин не наблюдается.

С ростом температуры θ в пределах 20...360 °С микротвердость H_θ кристаллов ЧСЦ удовлетворительно описывается уравнением

$$H_\theta = 1,53H_0\theta^{-0,109}.$$

где $H_0 = 15080$ МПа – микротвердость кристалла ЧСЦ при 20 °С.

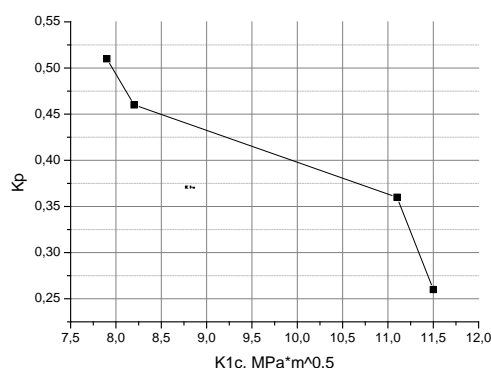


Рис. 1. Экспериментальное соотношение между K_p и K_{1c}

Микротвердость кристаллов ЧСЦ с ростом температур в пределах 23...360 °С снижается на 24%.

Установлено, что минимальные значения $J_{ЧСЦ} = J_{min} = 2,50 \cdot 10^{-9}$ соответствуют кристаллам ЧСЦ с добавлением 3,5 – 4,0 % Y_2O_3 . В соответствие с молекулярно-механической теорией трения силы межмолекулярного взаимодействия между материалами пары трения, точнее между адсорбированными на них пленками, имеют дисперсионную природу, т.е. электрическую, следовательно не зависят от температуры. Поэтому зависимость твердости материала от температуры определяет вид зависимости коэффициента трения от температуры. Основное требование к паре трения сводится к отсутствию схватывания на контакте. Общий диапазон изменения интенсивности изнашивания кристаллов ЧСЦ с различным процентным содержанием Y_2O_3 находится в пределах $2,50 \cdot 10^{-9} \leq J \leq 2,73 \cdot 10^{-8}$.

Прочность при изгибе с повышением температуры 700 до 1500 °С существенно падает. Испытания проводились на трехточечный изгиб, использовались образцы 2-х типов: 60x8x4 мм (10 образцов) и 42x5x5 мм (10 образцов). Результаты экспериментов приведены в табл. №1. (табл. 5). но

материал сохраняет работоспособность в условиях трения при температуре до 1000 С. Ближайшим аналогом наноструктурированных кристаллов ЧСЦ можно признать керамические материалы того же химического состава, что и кристаллы ЧСЦ. В докладах 16-й конференции международного общества керамической технологии (ISTC/Korea) посвященной изучению современных достижений в области керамики из наноструктурных порошков оксида циркония приводятся характеристики механических свойств лучших образцов циркониевой нанокерамики, которые уступают наноструктурированным кристаллам ЧСЦ по трещиностойкости в 1,5–2 раза, по прочности на изгиб в 1,4 раза

Таблица 5. Результаты испытаний на прочность при 3-х точечном изгибе.

№ обр.	T, °C	□, МПа	База испытания, мм
1	20	330	40
2	710	335	
3	690	335	
4	720	355	
Ср.	705	340	
5	1110	220	
6	1120	210	
7	1120	180	
Ср.	1115	205	
8	1490	125	
9	1500	45	25
10	1510	165	
Ср.	1500	110	
1	20	430	
2	710	300	
3	690	390	
4	720	355	
Ср.	705	350	
5	1100	195	
6	1110	320	
7	1090	330	
Ср.	1100	280	
8	1510	130	
9	1500	92	
10	1490	185	
Ср.	1500	135	

Вывод

В проведенных исследованиях были впервые выполнена экспериментальная оценка влияния температуры на микротвердость, тогда как в зарубежных публикациях о возможном влиянии температуры на механические свойства композиционных материалов на основе диоксида циркония судят по диаграммам состояния.

1. Alisin V.V., Churlyayeva O.N., Borik M.A., et al. Mechanical properties of partially stabilized zirconia crystals studied by kinetic microindentation // Inorganic Materials. 2015. T. 51. № 6. С. 548-552.
2. Moskvitin G.V., Bortnikov M.V., Pugachev M.S. , et al. Studies of deformation properties of single-crystal material based on zirconium dioxide with application of photoelastic coatings // Inorganic Materials. 2015. T. 51. № 6. С. 548-552.

3. Осико В.В., Алисин В.В., Вишнякова М.А., et al. Влияние стабилизирующей добавки Y_2O_3 на трибологические свойства нанокристаллического материала на основе диоксида циркония // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2006. Т. 72. № 4. С. 47-52.
4. Алисин В.В. Трибологические свойства циркониевой керамики в области высоких температур. // Современные тенденции развития естествознания и технических наук: Сборник научных трудов по материалам Международной научно-практической конференции 29 марта 2018 г. / Под общ. ред. Е. П. Ткачевой. – Белгород : ООО «АПНИ», 2018. – с. 134 -138
5. Barai S.G. and others ZTA and ATZ Ceramics Produced by High-energy Loading Methods with Using Nanocrystalline Powders and Fibers // The 16th ISTC/Korea (Gangneung) Workshop, 2009, P.1-8.

ВЛИЯНИЕ ПРИРОДНО-КЛИМАТИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА ПЛАНОВО-ВЫСОТНОЕ ПОЛОЖЕНИЕ ППМГ ЧЕРЕЗ Р. ЛЕНА

Г.С. Аммосов, З.Г. Корнилова, П.П. Пермяков

Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН,
Якутск, Россия; ags30@mail.ru

Показана динамика изменения I и II ниток подводного перехода магистрального газопровода (ППМГ) через р. Лена «Хатассы-Павловск» со времени их прокладки. Установлено, что на неравномерный характер плано-высотных положений (ПВП) ниток газопровода на пойменных участках р. Лена влияют природно-климатические, гидрологические, мерзлотно-грунтовые процессы, как пучение, протаивание, промерзание.

Подводный переход магистрального газопровода (ППМГ) через р. Лена для газификации Заречных районов РС (Я) является продолжением магистрального газопровода ГРС-2 Хатассы. Построенная в 2003 г. основная нитка, протяженностью 16,96 км МГ Ду=500, и резервная нитка, построенная в 2009 г. (апрель), протяженностью 16,26 км МГ Ду=530.

Институтом ФТПС были выполнены работы по профильному зондированию на месте ППМГ. Для полевых работ в русловой части р. Лена был использован георадар серии «ОКО-2» с антенным блоком АБ-150 с рабочей частотой 150 МГц. Глубина зондирования – 12 м, разрешающая способность – 0,35 м. При обследовании дна реки Лена применялся комплекс Гидролокатор бокового обзора ГБО «Гидра 500Э»: средняя частота – 500 кГц; разрешение – не менее 0,94 см; рабочая глубина – до 20 м со встроенным эхолотом.

В сентябре 2006 г. произошла утечка газа на ППМГ. В околошовной зоне термического влияния (ЗТВ) сварного соединения стыка труб возникла поперечная трещина длиной 42,5 см с раскрытием в пределах 0,2÷0,4 мм. В августе 2007 г. произошла повторная авария в ППМГ [1].

После возникших аварий на ППМГ через р. Лена в сентябре 2006 года, августе 2007 года и инцидентов на русловой части и пойменных участках трассы газопровода ООО «Спрут» (г. Иркутск) начал заниматься восстановлением первой нитки до проектных отметок [1]. До проведения ремонтно-восстановительных работ ООО «Спрут» провел водолазное обследование плано-высотного положения газопровода и установил, что на участке длиной более 150 м высота изгиба достигает 8,0 м.

Нами произведено приборное обследование плано-высотного положения первой нитки ППМГ через р. Лена в период сентябрь по октябрь 2008 г. с помощью георадара «ОКО-2». При этом уровень воды на момент обследования соответствовал 86,73 м по БС.

В качестве примера приведем виды обнаруженных оголенного и провисающего участков ППМГ.

На расстоянии 1850 м от левого берега обнаружен оголенный участок верхней образующей

газопровода высотой ~ 0,1 м (рис. 1, а). Длина участка с минимальным заносом песка (заглублением) достигает ~ 90 м. При этом газопровод расположен на высоте ~ 79,85 м по БС.

По результатам обследования также был обнаружен оголенный участок газопровода на расстоянии ~ 2800 м от левого берега. Особенность данного участка заключается в том, что газопровод находится в приподнятом состоянии на длине участка равной ~ 60 м, на высоте 84,43 м по БС. От поверхности воды верхняя образующая газопровода находится на глубине ~ 2,3 м, а высота нижней образующей газопровода от дна реки равна ~ 2,2 м (рис. 1, б). Разница высот по БС между этими участками, находящимися на расстоянии ~ 950 м, составляет 4,57 м, что обусловлено общим подъемом газопровода к береговому склону пойменного участка правого берега реки.

В августе и сентябре 2012 года водолазное обследование состояния I-й нитки ППМГ через р. Лена произведено ООО «Подводспецконтроль» (г. Самара) на участке ПК 85+00 – ПК 93+00. По проектным данным участок главного русла реки соответствует ПК 70+75 – ПК 88+50. Расстояние между ПК – 100 м. Следовательно, протяженность обследованного участка ООО «Подводспецконтроль» равна 800 м.

В свою очередь в 2004÷2005 г.г. водолазное обследование произведено примерно с ПК 81 до ПК 87. Такой характер различия участков водолазного обследования ППМГ через р. Лена, на наш взгляд, скорее всего, связан с перемещением русла реки в сторону правого берега, а также характером размыва дюкера ППМГ через р. Лена.

По результатам водолазного обследования наиболее оголенные места дюкера имеются на участках ПК 78 ÷ ПК 79+53 и ПК 87+00 ÷ ПК 96+31. Местами изоляция содрана. Отсутствие траншеи под дюкером на участке протяженностью 400 м (с ПК 85+00 до ПК 89+00) связано со смещением оси дюкера вниз по течению примерно на 14 м.

Приведенные результаты динамики размыва дна реки, оголения дюкера и его перемещения вниз по течению, скорее всего, связаны с переформиро-

ванием и перемещением микро- и мезоформ донных отложений.

В августе 2013 года во время проведения плановых работ – испытаний на прочность и герметичность резервной нитки подводного магистрального газопровода через р. Лена – обнаружена утечка газа в районе несудоходного участка одной из вышеотмеченных проток [2]. Здесь под резервной ниткой в [2] отмечена I-я нитка. Газопровод в районе П97 полностью разрушился по сварному соединению стыка труб.

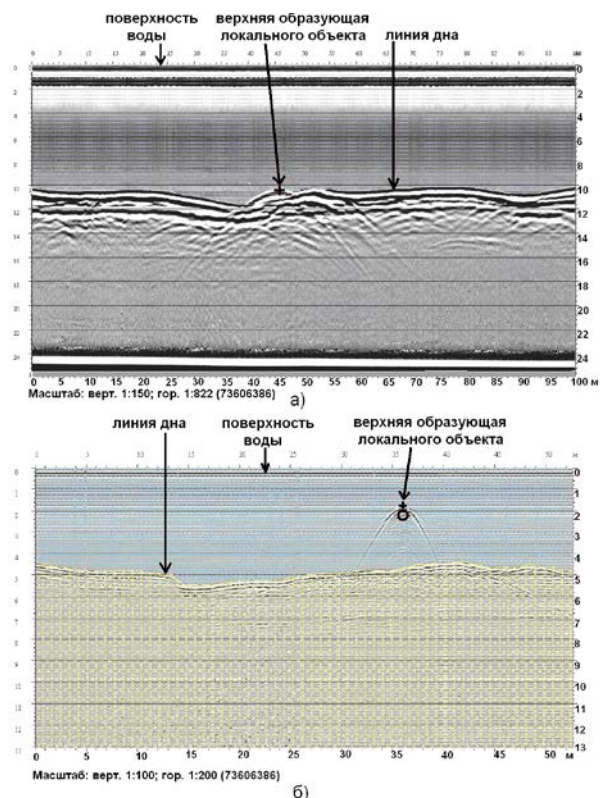


Рис. 1. Радарограммы полученные георадаром «ОКО-2М»: а) расстояние 1850 м, б) расстояние 2800 м от левого берега

В работах [3, 4] показано, что в зимнее время при температуре транспортируемого газа, равной примерно минус 12,5°C, вокруг газопровода вода начинает замерзать и постепенно происходит обледенение газопровода, образуя вокруг его ледовый «панцирь» толщиной до 3-5 см к концу апреля.

Возникновение оголенного и приподнятого участков в районе 2800 м от левого берега [5], в осеннее время, промерзание воды при низком уровне межи в зимние месяцы с поверхности, а также постепенное обледенение газопровода, способствующего дальнейшему его подъему, и привело к полному промерзанию и жесткому его защемлению во льду вследствие постепенного увеличения толщины льда (рис. 2).

Здесь также существенную роль сыграло пучение грунтов на правом береговом склоне ППМГ через р. Лена. В результате пучения за предыдущие годы эксплуатации газопровод в начале ледо-

става находился в приподнятом состоянии на береговом склоне поймы реки. Это видно из того, что у берегового склона толщина льда, прикрывающего газопровод, минимальна (рис. 2, а). Затем, чем дальше от берега толщина льда, прикрывающего газопровод, увеличивается (рис. 2, б). При дальнейшем приближении газопровода к острову толщина льда, прикрывающего газопровод, уменьшается и дюкер уходит в землю, где имеется открытая полоса русла у острова к фарватеру реки (рис. 2, в). Кроме того, на освобожденном ото льда участке четко видно, что пригрузки смещены, футеровка и изоляция разрушены (рис. 2, б).

Сезонная динамика деятельного слоя [4, 6] показывает, что с ноября по май максимально увеличивается вертикальный изгиб трубопровода, постепенно возрастающего из-за пучения грунта с октября и достигающего в марте-апреле максимального значения.

С другой стороны, ледостав в районе среднего течения реки Лена начинается в основном с конца октября или начала ноября. Сначала ледостав начинается с рукавов (проток) при сравнительно низком уровне межи (поверхности воды).

В результате этих взаимно несвязанных природно-климатических, гидрологических и мерзлотно-грунтовых процессов газопровод за счет пучения на береговом склоне пойменного участка поднимается. Вследствие упругой деформации поднимается провисающий в русловой части участок газопровода. При последующем замерзании воды и увеличении толщины льда за ноябрь-март месяцы находящийся в ещё не промерзшей воде газопровод полностью схватывается промерзающими льдами и жестко защемляется (рис. 2).

В результате размыва донных отложений и пучения грунта на береговых склонах проток, находящихся у правого и левого берегов реки, а также береговых склонах островов подводные переходы газопровода полностью схватываются промерзающими льдами и грунтами береговых склонов и жестко защемляются.

Установлен неравномерный характер распределения планово-высотных положений I-й и II-й ниток ППМГ на пойменных участках со стороны правого и левого берегов реки, что, скорее всего, связано с неравномерностью пучения, процессами протаивания и промерзания грунтов, а также процессами осадки и всплывания газопровода вследствие неоднородности состава грунтов, распределения влаги, плотности, условий промерзания и т. д. по трассе ППМГ через р. Лена.

Выявлено значительное изменение планово-высотных положений дюкеров I-й и II-й ниток ППМГ в 2014 году в районе Хаптагайской протоки по сравнению с их планово-высотными положениями, установленными в 2013 году. В результате таких ухудшений планово-высотных положений двух ниток ППМГ в районе Хаптагайской протоки увеличивается вероятность их полного промерза-

ния и повышения жесткости их заземления в зимние периоды последующих годов.



а)



б)



в)

Рис. 2. Последствия пучения и всплытия первой нитки ППМГ «Хатассы-Павловск» со стороны правого берега

1. Аммосов А.П., Корнилова З.Г. О строительстве подводных переходов магистральных трубопроводов (Аналитический обзор). - Якутск: Изд-во ЯГУ, 2008, 58 с.
2. В районе Якутска газопровод под Леной дал утечку. NR2.ru: <http://www.nr2.ru/ykt/452939.html>
3. Аммосов А.П., Корнилова З.Г., Яковлев Ю.А., Кусатов К.И. Воздействие гидрологических процессов рек на линейные сооружения и обеспечение их надежности / Труды VI Евразийского симпозиума по проблемам прочности материалов и машин для регионов холодного климата. Том 1. Якутск, 24-29 июня 2013 г. - Якутск: Ахсаан, 2013. - С. 171-180.
4. Пермяков П.П., Попов Г.Г., Аммосов А.П. Численное моделирование тепловлажного режима вокруг газопровода через р. Лена // Материалы V Международной конференции по математическому моделированию. – Якутск, 2007, 24-28 июля. С. 107-108.
5. Отчет о научно-исследовательской работе по этапу на 2012 год проекта 25.6. ИФТПС СО РАН, Якутск – 2012, 57 с.
6. Пермяков П.П., Аммосов А.П., Попов Г.Г., Яковлев Ю.А. «Воздействие мерзлотных процессов на состояние магистральных газопроводов». Труды VII Казахстанско-Российской международной научно-практической конференции. Математическое моделирование научно-технологических и экологических проблем в нефтегазодобывающей промышленности (27-30 сентября 2010 г.). – Республика Казахстан. – Вестник КАЗНУ. Серия математика, механика, информатика. Алматы, 2010. №4 (67). С. 145-150.

МОДИФИКАЦИЯ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ МЕДИ И ЦИНКА, НАНЕСЁННОГО ГАЗОДИНАМИЧЕСКИМ НАПЫЛЕНИЕМ

В.Е. Архипов, А.Ф. Лондарский, Г.В. Москвитин, М.С. Пугачев

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

Методом рентгеноструктурного анализа показано, что в процессе напыления покрытия проходит диффузия меди в цинк с формированием твёрдого раствора на основе цинка (η -фазы). Термическая обработка покрытия сопровождается формированием твёрдого раствора на основе меди (α фазы) и электронных соединений (γ и β' фазы). Твёрдость структурных составляющих достигает 122 HV и 290 HV.

Сравнительное испытание покрытия меди и покрытия на основе меди и цинка («латуни») в условиях сухого трения выявило, что износ покрытия «латуни» в несколько раз ниже, чем износ медного покрытия. При этом, износ контртела из нержавеющей стали в сопряжении с покрытием на основе частиц меди и цинка на несколько порядков ниже, чем износ контртела в паре с покрытием на основе частиц меди [1, 2]. Полученный результат показывает хорошие перспективы использования покрытия на основе смеси частиц меди и цинка для поверхности триботехнического назначения.

Однако, известно, что при работе сопряжённых пар трения скольжения поверхность нагревается, что может приводить к изменению структуры, фазового состава и механических свойств покрытия.

Целью настоящей работы является исследование превращения в покрытие на основе частиц меди и цинка, нанесённом методом холодного газодинамического напыления, в зависимости от времени термической обработки.

Материалы, методики, оборудование.

Покрытие на подложку из стали 40Х напыляется при температуре 450°C и скорости перемещения сменного сопла относительно поверхности образца 10 мм/с с использованием газодинамической установки «ДИМЕТ – 404». Механическая смесь частиц меди и цинка (С – 01 – 11) применяется в состоянии поставки при соотношении ингредиентов – Cu : Zn : Al₂ O₃ = 35%:35%:30% [3].

Твёрдость металла покрытия измеряется методом Виккерса по ГОСТ 2999-75 при нагрузке 490,3 мН и времени выдержки 10 с. на твердомере SHIMADZU HNV-2. В связи со значительным разбросом твёрдости по структурным составляющим красного (медь) и светлого (цинк) оттенков для получения статистически достоверных результатов проводится 15-19 измерений на одну точку (время термической обработки).

Металлографические исследования покрытия осуществляются на полированных шлифах с использованием металлографического микроскопа В-600 МЕТ при увеличении до 1000^x

Термическая обработка покрытия с подложкой проводится в лабораторной печи ШОЛ при температуре ниже точки плавления цинка (405-415°C) и времени выдержки 3, 5, 10, 20, 40, 60 и 180 мин.

Фазовый состав покрытий системы Cu-Zn исследуется на многофункциональном рентгеновском дифрактометре Rigaku Ultima IV с использованием Cu_{K α} -излучения и параллельного пучка. Для формирования параллельного пучка используется рентгеновская оптика в виде многослойного параболического зеркала. Дифрактограммы снимаются в симметричном режиме, диапазон сканирования 2 θ от 20 до 120, шаг 0.05°, скорость детектора 3°/min.

Анализ дифрактограмм осуществляется на основе программного продукта PDXL (Rigaku) с использованием базы данных PDF-2. Количественный анализ проводится с использованием метода Ритвельда, реализованного в пакете программ PDXL (Rigaku). Результаты обработки дифрактограмм представляются в виде таблицы по двум разделам, в одном из которых представлены результаты количественного анализа, а во втором постоянные решётки.

Результаты исследования

Рентгеноструктурный фазовый анализ позволяет выявить в исходной структуре покрытия на основе частиц меди и цинка наличие твёрдого раствора с периодом близким к чистой меди ($\approx 3,61\text{Å}^0$), а также цинка ($\approx 2,66\text{Å}^0$) и твёрдого раствора на основе цинка ($\approx 2,75\text{Å}^0$) (таблица 1).

В твердом состоянии в сплавах меди и цинка могут образоваться шесть фаз: α - твердый раствор Zn в Cu; β' - твердый раствор электронного типа на базе соединения CuZn; γ - твердый раствор электронного типа на базе Cu₅Zn₈; ϵ - твердый раствор электронного типа на базе CuZn₃; δ - твердый раствор (природа не установлена); η - твердый раствор Cu в Zn [4].

Таким образом, можно с большой долей вероятности утверждать, что в процессе напыления покрытия на основе смеси частиц меди и цинка при температуре 450°C в наносимом слое

металла проходят начальные процессы диффузии, что приводит к формированию η -твёрдого раствора Cu в Zn.

Таблица 1. Фазовый состав покрытия на основе меди и цинка

Наименование фаз и соединений	Массовая доля элементов, химических соединений и фаз, %							
	Время выдержки, мин							
	0	3	5	10	20	40	60	180
медь	58	48	38	26	26	19	22	1
латунь	-	1	14	16	17	30	34	58
- бета фаза CuZn	-	-	-	28	29	27	17	15
гамма фаза Cu ₅ Zn ₈	-	44	44	22	20	14	17	14
Zn - цинк	23	7	-	-	-	-	-	-
ZnO - оксид цинка			4	8	8	10	10	12
epsZn - твёрдый раствор на основе цинка	19	-	-	-	-	-	-	-
Общее содержание, %	100	100	100	100	100	100	100	100

Кратковременная выдержка покрытия на основе частиц меди и цинка сопровождается началом формирования твёрдого раствора на основе меди с периодом, отличающимся от чистой меди ($\approx 3,72A^0$), уменьшением содержания чистого цинка (до 7%) и отсутствием твёрдого раствора на основе цинка (табл.1). Кроме того рентгеноструктурный фазовый анализ показывает наличие электронного соединения – гамма фазы Cu₅Zn₈, массовая доля которого составляет 44% (табл. 1). По - видимому, изменение содержания цинка и твёрдого раствора на основе цинка связано с формированием электронного соединения.

В таком случае, после термической обработки покрытия в течение 180 с. формируется четырёхфазная структура на основе меди ($\approx 48\%$), цинка ($\approx 7\%$), гамма фазы ($\approx 44\%$) и α твёрдого раствора цинка в меди ($\approx 1\%$).

Температура термической обработки образцов с покрытием (405-415°C) достаточно близка к температуре плавления цинка (419,5°C), чтобы существенно влиять на состояние кристаллической структуры металла - связи между атомами кристаллической решётки цинка ослабевают, атомы выходят из узлов и количество вакансий значительно возрастает. Увеличение количества вакансий в цинке позволяет в основном реализоваться процессу диффузии меди в цинк по вакансионному механизму, что сопровождается формированием соединения электронного типа: γ - твёрдого раствора на базе Cu₅Zn₈ в значительном количестве (табл. 1) В то же время, на границе раздела частиц меди и цинка в кристаллической решётке меди также формируются вакансии, которые занимают атомы цинка по обменному или вакансионному механизму, что приводит к формированию

незначительного количества твёрдого раствора цинка в меди (альфа фазы) (рис.1).

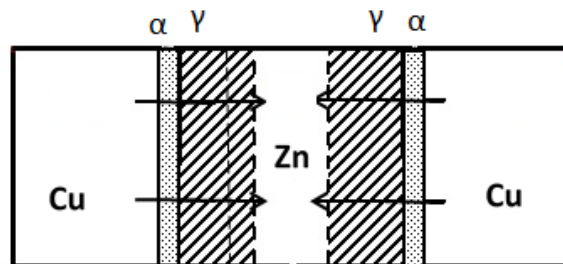


Рис. 1. Модификация структуры покрытия на основе меди и цинка при термической обработке в течение 3 минут

При увеличении времени выдержки (5 мин.) рентгеноструктурный анализ не выявляет наличия цинка, что говорит о полном завершении процесса диффузии меди в цинк и превращении его в соединения электронного типа и начале более активного процесса диффузии цинка в медь, что подтверждается увеличением массовой доли α - твёрдого раствора (табл. 1).

После термической обработки в течении 10 мин почти в два раза уменьшается содержание гамма фазы с одновременным формированием нового электронного соединения β' - твёрдого раствора на базе соединения CuZn, массовая доля которого составляет 28% (табл. 1). Формирование его может проходить за счёт обеднения цинком гамма фазы, то - есть за счёт диффузии цинка в сторону меди (рис.2) .

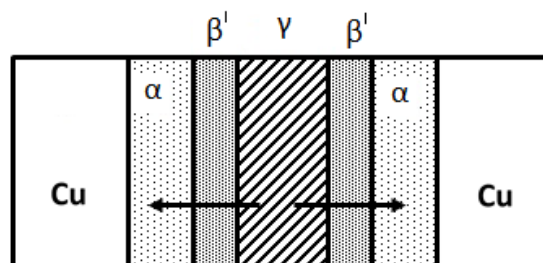


Рис. 2. Модификация структуры покрытия на основе меди и цинка при термической обработке в течение 10 минут

По мере повышения времени термической обработки массовая доля соединений электронного типа в покрытии понижается до 14-15%, а процесс диффузии цинка в медь приводит к формированию твёрдого раствора цинка в меди (α фазы) в количестве 58%. (табл. 1). Период решётки структурных составляющих остаётся без существенных изменений за исключением меди, параметр которой при выдержке в течение 180 мин. увеличивается с $3,62A^0$ до $3,87A^0$. Можно предположить формирование ещё одного твёрдого раствора цинка в меди. После максимального времени термической обработки в структуре покрытия наблюдаются небольшие участки красноватого оттенка с твёрдостью порядка ≈ 98 HV, в то время как остальная

поверхность имеет более высокую твёрдость ≈ 110 HV.

Кроме того, рентгеноструктурный анализ выявляет наличие оксида цинка (ZnO), массовая доля которого составляет 12%. Его формирование связано с наличием в покрытии открытой пористости (3-4%) и окислением цинка по всей толщине слоя металла.

Термическая обработка покрытия сопровождается постепенным повышением твёрдости структуры красного оттенка (меди) с 88 HV до 122 HV при выдержке до 60 мин. Дальнейшее повышение времени термической обработки сопровождается понижением твёрдости до уровня 108 HV (рис.3). Твёрдость участков светлого оттенка (цинка) при незначительной выдержке в печи (3 мин) изменяется существенно с ≈ 105 HV до ≈ 149 HV, что связано с формированием электронного соединения γ фазы (рис.3). При дальнейшем увеличении времени термической обработки до 10 мин твёрдость также возрастает достаточно существенно (≈ 220 HV), что связано с формированием нового электронного соединения β' фазы. Увеличение времени термической обработки повышает твёрдость структурной составляющей светлого оттенка до уровня 290 HV.

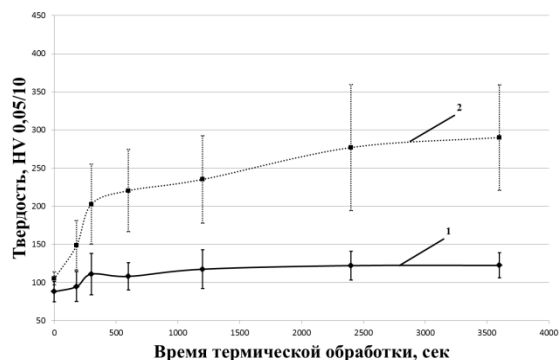


Рис. 3. Изменение твёрдости покрытия на основе меди и цинка в зависимости от времени выдержки: область красного (1) и светлого (2) оттенка

Исходя из принятой терминологии, полученные результаты не позволяют оценить слой металла на основе частиц меди и цинка, нанесённый газодинамическим напылением, как покрытие латуни [5]. Только после термической обработки при температуре 405-415°C и времени выдержки 180 мин покрытие можно обозначить как многофазную латунь, так как в ней отсутствует исходный компонент-медь. При металлургическом производстве, многофазные латуни в которых присутствует альфа фаза и два электрических соединения, исходя из диаграммы состояния медь – цинк, получить невозможно. Покрытие такого состава может обладать особыми механическими и триботехническими характеристиками

1. Б.Я. Сачек, А.М. Мезрин, В.Е. Архипов, А.Ф. Лондарский, «Модифицирование поверхностей трибосопряжений напылением металлических покрытий как средство повышения их фреттингостойкости»// Трение и износ, 2018, т. 39, №4, с. 24-28
2. Газодинамическое напыление: структура и свойства покрытий/ В.Е. Архипов, А.Ф. Лондарский, Г.В. Москвитин, М.С. Пугачев. М.: КРАСАНД, 2017. 240 с.
3. Димет. Применение технологии и оборудования. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.dimet-r.narod.ru/> - (Дата обращения 14.10.2014).
4. Ефремов Б.Н. ЛАТУНИ от фазового строения к структуре и свойствам. М.: ИНФРА-М. 2016. 314 с.
5. Иванов В. Н. Словарь-справочник по литейному производству. М.: Машиностроение. 1990. 384 с.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МОДИФИЦИРОВАННОГО ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ МЕДИ И ЦИНКА, НАНЕСЁННОГО ГАЗОДИНАМИЧЕСКИМ НАПЫЛЕНИЕМ

В.Е. Архипов, А.Ф. Лондарский, Г.В. Москвитин, М.С. Пугачев

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

Проведены исследования механических свойств покрытия на основе меди и цинка, подвергнутого термической обработке. Когезионная прочность металла покрытия резко снижается с 78 МПа до 64,6 МПа и до 42,6 МПа после выдержки в печи в течение 3 и 20 мин, что связано с выпадением γ и β фаз. Модуль упругости также резко снижается с 17000 Н/мм² до 5800 Н/мм² и 7900 Н/мм² при аналогичных параметрах термической обработки.

Испытание в условиях сухого трения соприкосновения образца с покрытием из смеси частиц меди и цинка и контртела - втулки из нержавеющей стали при нормальной температуре показали низкий износ покрытия и, особенно контртела. Однако, повышение температуры испытания до 250°C резко увеличивают износ покрытия и контртела. Этот результат может быть обусловлен диффузией (взаимодиффузией) компонентов покрытия и изменением структуры и фазового состава нанесённого слоя металла [1].

Как правило, при работе пар трения скольжения поверхность испытывает ударные нагрузки и нагрев, что при наличии процесса изменения структуры может сопровождаться снижением механических свойств и разрушением подшипника.

Поэтому, целью настоящей работы является исследование механических свойств покрытия на основе частиц меди и цинка, нанесённого методом холодного газодинамического напыления, после его нагрева в печи с разным временем выдержки.

Материалы, методики, оборудование

Покрытие на подложку из стали 40Х напыляется при температуре 450°C и скорости перемещения сменного сопла относительно поверхности образца 10 мм/с с использованием газодинамической установки «ДИМЕТ – 404». Механическая смесь частиц меди и цинка (С – 01 – 11) применяется в состоянии поставки и соотношение ингредиентов составляет – Cu : Zn : Al₂O₃ = 35%:35%:30% [1].

Термическая обработка покрытия с подложкой осуществляется в лабораторной печи СНОЛ при температуре ниже точки плавления цинка (405-415°C) и времени выдержки 3, 5, 10, 20, 40, 60 и 180 мин.

Испытания образцов с покрытиями проводятся с использованием универсальной сервогидравлической испытательной машины фирмы «SHIMADZU» с постоянной скоростью перемещения 0,002 мм/с.

Исследование механических свойств покрытия на основе частиц меди и цинка осуществляется с использованием двух методик. По первой методике образцы с нанесённым покрытием ис-

пытываются при растяжении методом «кольцевого отрыва». Когезионная прочность металла покрытия рассчитывается как отношение предельной нагрузки предшествующей разрушению покрытия к площади покрытия [3]. На основании расчётных данных строится зависимость величины когезии покрытия медь - цинк от времени термической обработки.

Во второй методике используется метод инструментального индентирования шара (ГОСТ Р 56232 – 2014), при котором в нанесённый слой металла вдавливаются шарик диаметром 18 мм термически обработанный на 56-58 HRC при нагрузке 500 Н, 1000 Н и 1500 Н. Записывается диаграмма нагрузка - перемещение, по которой определяются величины инструментального и приведенного модулей упругости. Кроме того глубина и диаметр следа от внедрения шарика в металл (лунки) измеряется с использованием профилометра фирмы TIME TM 200.

На основе измеренных и расчётных данных строится зависимость модуля упругости, максимальной и остаточной деформации от параметров термической обработки.

Результаты исследования

Когезионная прочность металла покрытия является одной из основных характеристик и определяет возможность сопротивляться разрушению при наличии нормальных и касательных нагрузок.

Анализ полученных результатов показывает, что когезионная прочность металла покрытия в исходном состоянии имеет величину 78 МПа, что несколько ниже, чем когезия покрытия меди (88) и цинка (95), нанесённого при аналогичной температуре напыления, что возможно связано с диффузией меди в цинк и формированием η -твердого раствора Cu в Zn [3,4]. Термическая обработка в течение 3 мин снижает когезию до \approx 64,6 МПа, что обусловлено формированием электронного соединения – гамма (γ) фазы Cu₅Zn₈, массовая доля которого составляет 44%. При повышении времени термической обработки до 10 мин когезионная прочность металла покрытия повышается до \approx 75,4 МПа, что обусловлено формиро-

ванием твёрдого раствора цинка в меди (α фазы) [4]. Дальнейшее повышение времени выдержки в печи (20 мин) сопровождается максимальным снижением когезии до уровня $\approx 42,6$ МПа, что вызвано формированием ещё одного электронного соединения бетта (β') фазы на базе CuZn (рис.1). Известно, что формирование электронного соединения в сплавах меди и цинка (латуни) и повышение его содержания сопровождается резким снижением прочности и пластичности латуни [4]. Увеличение времени термической обработки до 60 мин и более повышает когезионную прочность металла покрытия, которая достигает величины 93 МПа при 180 мин выдержки в печи. Увеличение когезии, возможно, обусловлено повышением содержания α фазы до 58% и снижением содержания электронных соединений до 15%.

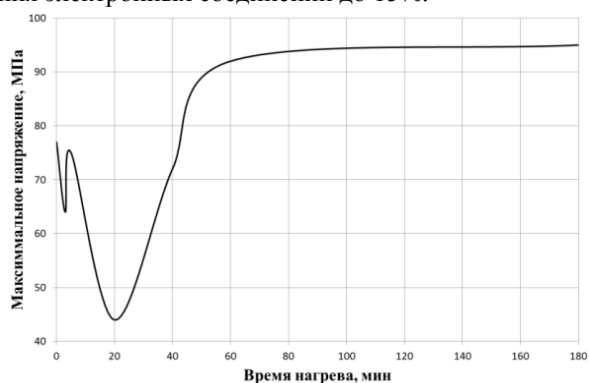


Рис. 1. Зависимость когезионной прочности покрытий на основе смеси частиц меди и цинка от времени термической обработки при температуре 405-415°C

Изменение модуля упругости покрытия в зависимости от времени термической обработки имеет достаточно близкую закономерность, которую выявили при оценке когезионной прочности покрытия (рис.2), за исключением области термической обработки в течение 60 мин, где величина модуля упругости имеет самое большое снижение (рис.2).

Модулем упругости какого-либо материала называют совокупность физических величин, которые характеризуют способность какого-либо твёрдого тела упруго деформироваться в условиях приложения к нему силы. Модуль Юнга (E) описывает сопротивление материала любому растяжению или сжатию при упругой деформации. Определяется вариант Юнга отношением напряжения к деформации сжатия. Обычно именно его называют просто модулем упругости.

Полученные зависимости изменения величины модуля упругости имеют идентичный характер при разных нагрузках на индентор за исключением амплитуды колебания (см. 1 и 3, рис.2). Можно предположить, что данное отличие связано со строением и структурой покрытия. При исследовании покрытия на основе частиц меди, цинка, алюминия и никеля было установлено, что только открытая пористость нанесённого слоя

металла составляет 3-4% [3]. В таком случае можно предположить, что при малой величине нагружения основная часть деформации связана с уплотнением частиц самого покрытия. При увеличении нагружения (1500 Н) глубина деформации значительно увеличивается и, в этом случае значение модуля упругости в большей степени отражает физическую сущность самого металла и структурных составляющих. Поэтому, при оценке результатов исследования модуля упругости большее внимание обращается на данные, полученные при максимальной величине нагружения (1500 Н).

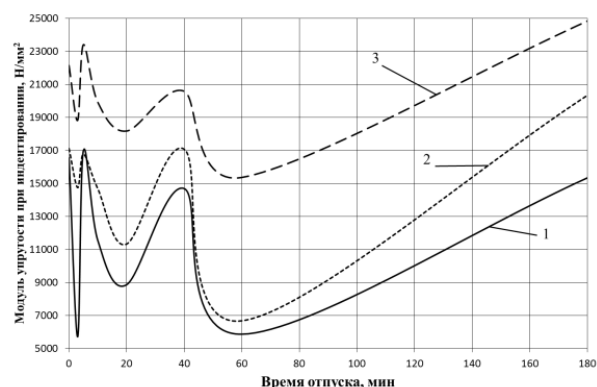


Рис. 2. Зависимость модуля упругости при индентировании от времени термической обработки покрытия медь-цинк при нагрузках на индентор: 1 – 500 Н, 2 – 1000 Н, 3 – 1500 Н

При минимальной термической обработке модуль упругости резко снижается с 22139 Н/мм² до 18820 Н/мм², что связано с формированием в структуре гамма фазы. Дальнейшее увеличение времени выдержки в печи до 5 мин сопровождается повышением модуля упругости выше исходного значения (23396 Н/мм²), что обусловлено формированием α – твёрдого раствора. Время термической обработки в течение 10 – 20 мин сопровождается значительным снижением величины модуля упругости, что обусловлено формированием бетта фазы. Увеличение времени термической обработки до 40 мин опять приводит к повышению модуля до уровня 20 583 Н/мм², однако выдержка в течение 60 сопровождается самым значительным уменьшением модуля (15360 Н/мм²).

Массовая доля фаз при увеличении времени выдержки в печи с 40 до 60 мин меняется незначительно, однако в металле покрытия проходят процессы рекристаллизации. Рентгеноструктурный анализ показывает, что размер субструктурных составляющих α фазы (блоки мозаики) увеличивается с 192 нм до 425 нм, что может оказать влияние на механические свойства покрытия. Максимальное время выдержки приводит к росту модуля упругости выше исходного уровня – 24828 Н/мм², что безусловно связано с диффузией цин-

ка и формированием твёрдого раствора цинка в меди, массовая доля которого составляет 58%.

Максимальная деформация показывает величину сопротивления металла («жесткость») внедрению шарика в покрытие, а остаточная деформация – способность металла деформироваться («пластичность») под воздействием нагружения. Полученные результаты имеют идентичную зависимость от времени термической обработки покрытия и сохраняют характер независимо от прилагаемой нагрузки.

Сопротивление металла покрытия деформированию резко снижается ($h_{\max}=0,105$ мм) после термической обработки в течение 3, 10, 20 или 60 мин, что также обусловлено выпадением электронных соединений и перестройкой структуры (рис.3). В остальном интервале времени выдержки в печи сопротивление металла внедрению индентора имеет менее значительное снижение с $h_{\max}=0,050$ мм до $h_{\max}=0,063$ мм, особенно после термической обработки с максимальным временем выдержки 180 мин ($h_{\max}=0,056$ мм).

Величина остаточной деформации («пластичность») значительно снижается после минимального времени термической обработки (3 мин) и затем выходит на уровень достаточно близкий к исходной величине (рис.3). Только после термической обработки с максимальным временем выдержки в печи величина остаточной деформации имеет самое низкое значение (0,025 мм).

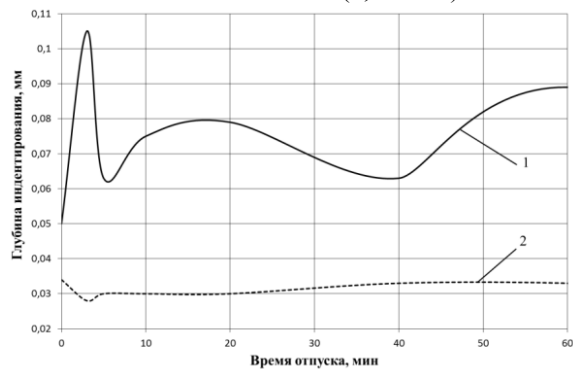


Рис. 3. Зависимость глубины индентирования от температуры обработки покрытия медь-цинк при нагрузке на индентор 500 Н. 1 – максимальная глубина индентирования, 2 – остаточная (пластическая) глубина индентирования

Анализируя полученные результаты можно отметить, что изменения в структуре покрытия на основе частиц меди и цинка оказывают влияние на сопротивление металла деформации («жест-

кость») и остаточную деформацию («пластичность»).

Исходя из диаграммы состояния медь – цинк исследованное покрытие типа латуни нельзя получить с помощью металлургического процесса плавки латуни и поэтому необходимо проводить дальнейшее изучение свойств формируемого после термической обработки слоя металла, особенно в области трибологии [5].

Выводы

1. Термическая обработка покрытия на основе частиц меди и цинка при температуре 405-415°C и времени выдержки 3 мин и 20 мин значительно снижает когезионную прочность металла покрытия с 78 МПа до 64,6 МПа и до 42,6 МПа, что может быть связано с выпадением γ и β' фаз.
2. Модуль упругости металла покрытия уменьшается по отношению к исходной величине после термической обработки при времени выдержки 3, 20 и 60 мин. После выдержки в печи в течение 5, 40 и 180 мин его величина превышает исходную и составляет более 23000 Н/мм².
3. Сопротивление металла деформации при сдавливании индентора снижается после термической обработки при времени выдержки 3, 10, 20 мин, а также после 60 мин и больше. Максимальное сопротивление деформации металл покрытия оказывает после выдержки в печи в течение 5 и 40 мин. Остаточная деформация («пластичность») имеет тенденцию к повышению при термической обработке в течение 40 мин и более.
4. Рассматривая совокупность полученных результатов можно отметить, что термическая обработка в течение 5, 40 и 180 мин может обеспечить покрытию высокие когезионные свойства, а также способность сопротивляться деформированию, что очень важно при эксплуатации подшипников трения скольжения.

1. Б.Я. Сачек, А.М. Мезрин, В.Е. Архипов, А.Ф. Лондарский, «Модифицирование поверхностей трибосопряжений напылением металлических покрытий как средство повышения их фреттингостойкости»// Трение и износ, 2018, т. 39, №4, с. 24-28
2. Димет. Применение технологии и оборудования. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.dimet-g.narod.ru/> - (Дата обращения 14.10.2014).
3. Газодинамическое напыление: структура и свойства покрытий/ В.Е. Архипов, А.Ф. Лондарский, Г.В. Москвитин, М.С. Пугачев. М.: КРАСАНД, 2017. 240 с.
4. Ефремов Б.Н. ЛАТУНИ от фазового строения к структуре и свойствам. М.: ИНФРА-М. 2016. 314 с.
5. Иванов В. Н. Словарь-справочник по литейному производству. М.: Машиностроение. 1990. 384 с.

ПРИМЕНЕНИЕ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ГАЗОДИНАМИЧЕСКИМ НАПЫЛЕНИЕМ, ДЛЯ УЗЛОВ ТРЕНИЯ

В.Е.Архипов, А.Ф.Лондарский, М.С.Пугачев, А.Н.Поляков, Н.В.Широкова,
И.А.Хренникова, Л.И.Куксенова

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

Представлены результаты испытаний реверсивных пар трения скольжения, на поверхности которых нанесены покрытия на основе меди, полученные газодинамическим напылением. Проанализированы особенности массопереноса в зоне контактного взаимодействия и его влияние на уровень разрушения покрытий при трении.

Успешное решение задачи повышения надёжности, долговечности и безопасности эксплуатации машин тесно связано с проблемами износостойкости конструкционных материалов. Существенное повышение износостойкости металлов и сплавов достигается методами формирования на изделиях покрытий разного состава и морфологии. Особое место среди распространённых способов нанесения покрытий на железоуглеродистые сплавы занимает метод газодинамического напыления.

В методе газодинамического напыления используется сверхзвуковой поток нагретого воздуха, в который вводится механическая смесь пластичных частиц металлов (меди, алюминия, никеля и т.д.) и твёрдых частиц корунда. При соударении с поверхностью пластичные частицы металла закрепляются на ней, а твёрдые частицы корунда их деформируют и уплотняют покрытие. Покрытия, нанесённые газодинамическим напылением, обладают высокими механическими характеристиками, что может обеспечить надёжную эксплуатацию изделия при воздействии значительных нормальных и касательных нагрузок. Например, прочность сцепления (адгезия) покрытия меди со сталью твёрдостью до 45 HRC достигает 50 МПа, а когезионная прочность металла покрытия находится в пределах 150-80 МПа в зависимости от технологических параметров напыления. Коэффициент трения покрытия меди в сопряжении с контртелом (шариком) из стали ШХ15 при испытании в масляной ванне находится в пределах 0,07-0,08 в диапазоне давлений 35-60 МПа [1]. С учётом возможности нанесения покрытия на локальные и труднодоступные места поверхности изделия при минимальном разогреве подложки ($\leq 140^\circ$), метод может быть незаменим для создания поверхностей (подшипников) трения скольжения [1-2].

Целью работы является исследование влияния температуры напыления меди и природы смазочных материалов на интенсивность изнашивания поверхностей сопряжённой пары трения скольжения.

Методика, материалы и оборудование.

Напыление покрытия меди на подложку из стали ШХ15 проводили на газодинамической установке модели «ДИМЕТ-404» с использованием механической смеси частиц корунда (Al_2O_3) и меди в состоянии поставки при температуре $450^\circ C$ и $270^\circ C$.

Испытание на износ образцов с покрытием проводили в паре с контртелом из стали ШХ15 на стенде возвратно-поступательного движения сопряжённых образцов МТ-8 при средней скорости 0,19 м/с [3] и ступенчатом повышении нагрузки 1,0; 2,0; 2,5; 3,0; 3,5; 4,0; 4,5; 5,0; 5,5; 6,0 6,5; 7,0; 8,0; 9,0; 10,0 с приработкой в интервале 0,2-1,0 кгс в среде индустриального масла И-20А и пластичного смазочного материала Литол-24.

Результаты испытания.

Экспериментально показано, что в среде минерального масла кривая изнашивания имеет характерный для условий граничного трения вид, а именно при давлении $p > 3$ МПа износ выходит на установившийся уровень и достигает величины $I_n \approx 1,5 \times 10^{-10}$ (температура нанесения покрытия $270^\circ C$). Однако, в среде Литол-24 износ изменяется скачкообразно. После достижения значений, близких к установившимся в среде масла, наблюдается повышенный износ, и далее процесс повторяется. Скачкообразный характер изнашивания связан с явлением переноса меди на поверхность стали в смазочных материалах, содержащих активные компоненты. Это явление подробно изучено и его положительный эффект связан с экранированием поверхности стали, что выражается в более низких уровнях разрушения поверхности сопряжённого образца [4]. Вид кривой изнашивания покрытия, нанесённого при температуре $450^\circ C$, имеет аналогичный характер и отличается лишь количественными характеристиками.

Анализируя данные по суммарному износу покрытий, нанесённых при разной температуре напыления, можно отметить, что при работе пары трения в индустриальном масле И-20А покрытие, нанесённое при $450^\circ C$ обладает более высокой износостойкостью; при использовании в паре трения пластичной смазки более эффективно сопро-

тивляется износу покрытие, нанесённое при 270°C, рис.1.

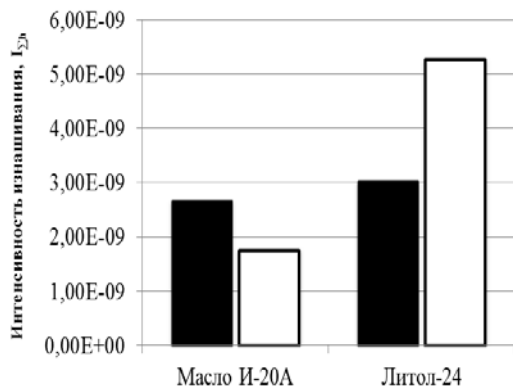


Рис. 1. Суммарные интенсивности изнашивания покрытий, нанесённых при температуре: ■ - 270°C, □ - 450°C

Суммарная интенсивность изнашивания контртел ($0,3 \times 10^{-11}$) в масле ниже при работе в паре с покрытием, нанесённым при температуре 450°C, по сравнению с покрытием, нанесённым при 270°C ($0,4 \times 10^{-11}$), рис.2. Износ контртел в смазке Литол-24 не зависит от температуры напыления покрытия и составляет $0,2 \times 10^{-11}$. В целом эффект массопереноса меди на сопряжённую поверхность выражается в двухкратном снижении уровня износа стали.

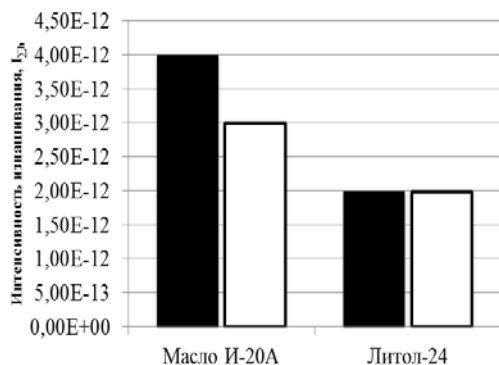


Рис. 2. Суммарные интенсивности изнашивания контртел при испытании с покрытием, нанесённым при температуре: ■ - 270°C, □ - 450°C

Показано, что при работе сопряжения с покрытием, нанесённым при температуре 450°C, качество поверхности контртел улучшается: в индустриальном масле величина R_z снижается на порядок с $0,785 \times 10^{-6}$ м до $0,080 \times 10^{-6}$ м, а параметра R_t с $1,270 \times 10^{-6}$ м до $0,10 \times 10^{-6}$ м. Испытание в смазке ЛИТОЛ-24 позволяет понизить эти параметры не столь значительно с $0,847 \times 10^{-6}$ м до $0,510 \times 10^{-6}$ м и с $1,486 \times 10^{-6}$ м до $0,866 \times 10^{-6}$ м соответственно.

При работе сопряжения образцов из стали ШХ15 с покрытием, нанесённым при температуре 270°C, качество поверхности контртел также улучшается. При этом, более заметно улучшение качества поверхности наблюдается при работе пары в смазке Литол-24, где не только среднее отклонение профиля уменьшается, но и параметры R_z и R_t существенно снижаются с $1,147$ мкм до $0,811$ мкм и $1,599$ мкм до $1,120$ мкм соответственно.

Качество поверхности медного покрытия снижается после испытания пары в индустриальном масле с 11-10 до 10-9 класса чистоты. Средние величины выступов и впадин существенно увеличиваются с $0,767 \times 10^{-6}$ м до $2,770 \times 10^{-6}$ м, а сумма максимального выступа и максимальной впадины возрастает более значительно с $1,153 \times 10^{-6}$ м до $4,120 \times 10^{-6}$ м. После испытания пары в смазке Литол-24 класс чистоты поверхности покрытия меди сохраняется на высоком уровне. Величина параметров R_z и R_t изменяется не столь существенно с $0,930 \times 10^{-6}$ м до $1,317 \times 10^{-6}$ м и с $1,287 \times 10^{-6}$ м до $2,400 \times 10^{-6}$ м.

Следует особенно подчеркнуть, что по данным триботехнических испытаний для пар трения сталь ШХ15 – сталь ШХ15 с медным покрытием, полученным методом газодинамического напыления, можно сделать вывод о высокой работоспособности покрытий, соизмеримой с её показателями при трении в режиме избирательного переноса [4], когда потери на трение и износ предельно малы. Покрытие, полученное методом газодинамического напыления, обладает высокой работоспособностью при испытаниях в условиях трения и изнашивания: I_h (покрытия) $\approx (1,1-1,5) \times 10^{-10}$ и I_h (контртела) $\approx (0,3-0,4) \times 10^{-11}$ при трении в минеральном масле И-20А и I_h (покрытия) $\approx (2-5) \times 10^{-10}$ и I_h (контртела) $\approx 0,2 \times 10^{-11}$ в пластичном смазочном материале Литол-24.

Это даёт основание полагать, что метод газодинамического напыления является весьма перспективным инструментом для решения задач повышения надёжности, долговечности и безопасности эксплуатации узлов трения различных конструкций. Кроме того, особенности изнашивания покрытия указывают на зависимость уровня поверхностного разрушения при трении покрытия по стали как от внешних условий испытаний (что характерно для процессов трения и изнашивания), так и от технологических параметров процесса нанесения. Последнее открывает перспективы и направления технологических исследований для решения технических задач и обеспечения требуемых эксплуатационных характеристик изделий.

По результатам триботехнических испытаний можно сформулировать следующие выводы: - покрытие стали ШХ15 медью, полученное методом газодинамического напыления, обладает высокой работоспособностью при испытаниях в условиях реверсивного трения и изнашивания:

I_h (покрытия) $\approx (1,1-1,5) \times 10^{-10}$ и I_h (контртела) $\approx (0,3-0,4) \times 10^{-11}$ при трении в минеральном масле И-20А и I_h (покрытия) $\approx (2-5) \times 10^{-10}$ и I_h (контртела) $\approx 0,2 \times 10^{-11}$ в пластичном смазочном материале Литол-24;

- установлено явление переноса меди на сопряжённое стальное контртело; оно более выражено при трении в условиях пластичного смазочного материала (содержащего активные компоненты);
- показана чувствительность уровня поверхностного разрушения при трении от технологического параметра (температуры напыления) и внешних условий испытаний (природы и свойств смазочного материала), что указывает на необходимость дальнейших технологических разработок в преде-

лах и целях эксплуатационных характеристик изделий машиностроения.

1. Структура и свойства покрытий, нанесенных газодинамическим напылением / Архипов В.Е., Дубравина А.А., Куксёнова Л.И., Лондарский А.Ф., Москвитин Г.В., Пугачев М.С. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 4 (124). С. 18-24.
2. Триботехнические характеристики газодинамических покрытий / Дунаев А.В., Архипов В.Е., Лондарский А.Ф., Москвитин Г.В., Пугачёв М.С. // Трение и смазка в машинах и механизмах. 2013. № 8. С. 37-41.
3. Куксенова Л.И., Лаптева В.Г., Колмаков А.Г., Рыбакова Л.М. Методы испытаний на трение и износ. Справочное издание М.: Интермет Инжиниринг, 2001 г. 152 с.
4. Рыбакова Л.М., Куксенова Л.И. Структура и износостойкость металла. М.: Машиностроение, 1982.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ИХ МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ

Р.С. Ахметханов

Институт машиноведения им. А.А.Благодирова РАН, Москва, Россия; mibsts@mail.ru

Доклад посвящен структурным свойствам конструкционных материалов - представлены оценки механических характеристик конструкционных материалов с позиции теории фракталов.

Математические исследования структуры пространства, ассоциируемого с разрушением, начали проводиться еще в 50-е годы прошлого века, при этом уже тогда было показано, что внутренняя метрика идеального тела не совпадает с метрикой реального материала.

В зависимости от структурного состояния материалов и условий деформирования (высокие и низкие температуры, скорость деформирования, окружающая среда) характер разрушения может изменяться, однако сохраняются общие закономерности накоплений повреждений.

Механизмы разрушения при сжатии могут отличаться от механизмов разрушения в условиях растяжения. Многие материалы (чугуны, литые сплавы алюминия), разрушающиеся при растяжении отрывом, при сжатии разрушаются сдвигом, при этом на торцах вместо сдвига может произойти скол (рис. 3)[1].

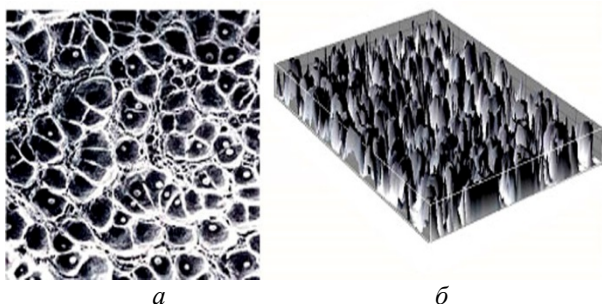


Рис. 1. Фрактографическая картина вязкого ямочного разрушения конструкционной низколегированной стали с большим количеством неметаллических включений (показаны на дне ямок) (а), поверхность излома (б)

Реальные материалы имеют дефекты и трещины и они не имеют тот идеальный вид, который используется при расчетах их на разрушение. Поверхность излома (или трещины), формирующаяся при разрушении большинства материалов, весьма нерегулярна и характеризуется наличием неровностей самых различных размеров и форм. Трещина мало похожа на идеальные трещины с гладкими берегами, рассматриваемые обычно в теории разрушения. Следовательно, можно предложить, что структуру поверхности трещин можно моделировать фрактальными поверхностями [2]. Работы, учитывающие геометрические особенности трещин,

свидетельствуют о существовании связи между фрактальным размером поверхности трещины и некоторыми механическими свойствами.

В линейной механике разрушения установлена связь между величиной фрактальной размерности длины контура трещины l и критическим значением интенсивности напряжений K_{IC} [3]:

$$K_{IC}^f \sim K_{IC} \Delta l^{0.5(1-d)}. \quad (1)$$

Здесь K_{IC}^f — критическое значение коэффициента интенсивности напряжений для фрактальной трещины, которое характеризует сопротивление материала росту трещины в масштабе Δl ; K_{IC} — критический коэффициент интенсивности напряжений для трещины в макро-масштабе (трещиностойкость материала); d — фрактальная размерность длины контура трещины; Δl — выбранный масштаб измерения.

Важнейшим структурным параметром металлических материалов является размер зерна. В легких сплавах большое влияние, наряду с размером зерна, на сопротивление усталости также оказывает степень рекристаллизации. В высокопрочных металлических материалах часто определяющим структурным фактором является размер субзерна или одной из структурных составляющих.

Чаще всего с уменьшением размера зерна предел выносливости возрастает, хотя в ряде работ показано, что измельчение структуры металла не всегда приводит к изменению долговечности. При анализе влияния структурного фактора на циклическую прочность необходимо иметь в виду, что закономерности разрушения металлических материалов при циклическом и статическом нагружении имеют много общего. Для циклического нагружения зависимость предела усталости σ_R от размера зерна можно выразить формулой, аналогичной зависимости предела текучести от размера зерна:

$$\sigma = \sigma_{ir} + K_R d^{-1/2},$$

где σ_{ir} и K_R — постоянные.

Одна из зависимостей, удовлетворительно описывающих связь между пределом текучести σ_S и параметром структуры деформируемого материала, есть эмпирическое соотношение Холла – Петча [4]

$$\sigma_S = \sigma_0 + k_f d_m^{-0.5}, \quad (7)$$

где d_m – средний размер зерна. Постоянные σ_0 и k_f имеют различные трактовки. В работе полагают, что σ_0 – предел макро-упругости (минимальное напряжение, при котором внутри изолированных наиболее мягких или наиболее «слабых» зерен начинается микропластическая деформация); k_f – эмпирический коэффициент (постоянная Холла – Петча), характеризующий вклад границ зерен в упрочнение. Как правило, теоретическое определение k_f дается в рамках многочисленных и разнообразных дислокационных моделей.

Соотношение (закон) Холла-Петча даёт количественное описание роста предела текучести поликристаллического материала с уменьшением размера зерна. В основе этой зависимости лежат дислокационные механизмы пластической деформации: границы зёрен тормозят движение дислокаций. Кроме поликристаллических материалов, данное соотношение применимо также для некоторых слоистых материалов.

Очевидно, что стандартные характеристики материала (предел прочности материала σ_b , относительное сужение ψ , относительное удлинение δ) также зависят от фрактальной размерности контура поверхности разрушения разрываемых образцов, поскольку они связаны с K_{IC} различными корреляционными зависимостями. Например, в работе [4] получено более общее соотношение, связывающее размер зерна и предел текучести

$$\sigma_S = \sigma_0 + k_f d_m^{-\beta},$$

где β изменяется между 0,5 и 1.

В данной работе [4] окончательное выражение для предела текучести было представлено в следующем виде

$$\sigma_S \approx \sigma_0 + k_f F_i^{-0.5d}, \quad (8)$$

где σ_S – предел макро-упругости, F_i – средняя площадь i – го зерна, а $k_f = P_s/k_{f1}$. Физическое истолкование этого коэффициента, очевидно связано с параметром, величина которого пропорциональна напряжению, действующего на одно пластически деформированное зерно.

Полученное выражение (8) по форме аналогично соотношению (7) Холла – Петча, но роль среднего размера зерна d_0 играет средняя площадь исходного зерна в степени d (F_i^d). Таким образом, предел текучести σ_S , будет зависеть от фрактальной размерности d .

Как правило, усталостное разрушение начинается с поверхности металлических материалов. Это связано с тем, что наиболее интенсивная пластическая деформация при усталости протекает в приповерхностных слоях глубиной порядка размера зерна. Поведение и состояние этого слоя определяет долговечность до зарождения усталостных трещин и во взаимосвязи с деформационными характеристиками всего объема металла обуславливает уровень предела

выносливости, а также уровень порогового коэффициента интенсивности напряжений, необходимого для старта усталостной трещины. Наличие концентраторов напряжений (например, от грубой механической обработки) и других дефектов на поверхности, остаточных напряжений растяжения, агрессивной среды и ряда других факторов приводит к снижению предела выносливости. Поверхностное пластическое деформирование и различные виды химико-термических обработок повышают предел выносливости металлических материалов [5].

По виду излома можно судить о величине зерна металла или сплава, наличии перегрева, причине разрушения (усталостный излом), о наличии расслоения, рыхлости и др. Изломы бывают кристаллические (зернистые), волокнистые и смешанные, продольные и поперечные.

Вязкий (волокнистый) излом обычно наблюдается после пластической деформации образца с появлением шейки перед разрушением. Волокнистый излом имеет место в отожженных доэвтектоидных сталях, а также в сталях, улучшенных термической обработкой (закалка полная, отпуск высокий). Вязкие изломы не имеют кристаллического блеска, характеризуют доброкачественную структуру металла.

Хрупкие (кристаллические) изломы. Хрупкому разрушению подвержены закаленные стали, поверхности изломов состоят из множества блестящих площадок.

В зависимости от температуры разрушения и прочности границ зерен, различают два вида разрушения: по границам зерен (интеркристаллитное разрушение, рис.2, хрупкое (а), вязкое (б)) и разрушение по телу зерен (транскристаллитное разрушение, рис.2, (в-ж)). При транскристаллитном разрушении по мере увеличения затрат энергии, расходуемой системой на разрушение, виды изломов можно расположить в следующей последовательности: скол (рис.2,в); микро-скол (рис.2,г); квазискол (рис.2,д); чашечный (рис.2,ж).

Все качественные машиностроительные материалы после кратковременных испытаний на растяжение, как правило, имеют вязкий характер разрушения, ямочный ("чашечный") излом (рис.2,ж)[5]. Ямки - это микро-углубления на поверхности, соответствующие участкам, на которых и процессе разрушения происходили образование, рост и слияние микропор (микротрещин).

При хрупком транскристаллитном разрушении участки поверхности, которые при визуальном осмотре казались плоскими и блестящими, под микроскопом имеют характерный рельеф ручьистого узора (рис. 2,в). Каждая линия ручьистого узора представляет собой ступеньку на поверхности излома. Хрупкое разрушение на двух половинках образца всегда оставляет

симметричные элементы поверхностей (ямки, фасетки, ступеньки);

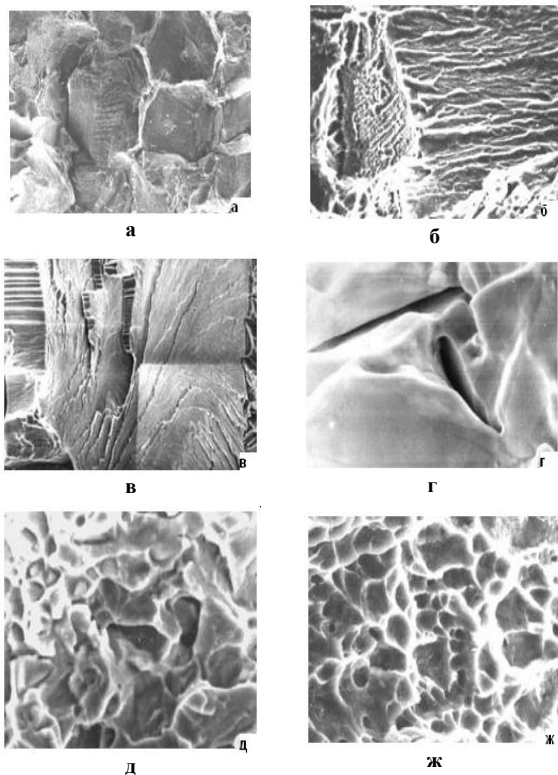


Рис. 2. Изображения изломов при межзеренном хрупком (а) и вязком (б) разрушении; скол (в), микроскол (г), квазискол (д), чашечный (ж) излом при внутрзеренном разрушении x 3000.

Чтобы оценить различия в изображениях были определены их мульти-фрактальные спектры. Изображения, представленные на рис. 3а, 3б, 3ж, характеризуются мульти-фракталами, а изображения на рис. 3в, 3г, 3д – моно-фракталами.

Мульти-фрактальные спектры отличаются шириной спектра и асимметрией. Наибольшая ширина спектра характерна для вязкого разрушения, также это разрушение характеризуется наибольшей фрактальной размерностью (см. табл.). А наибольшая асимметрия характерна для стадии зарождения трещины [6].

Таблица. Значения фрактальной размерности

Обозначения	Рисунок					
	2а	2б	2в	2г	2д	2ж
Фрактальная размерность, D	2,653	2,809	2,751	2,710	2,788	2,79

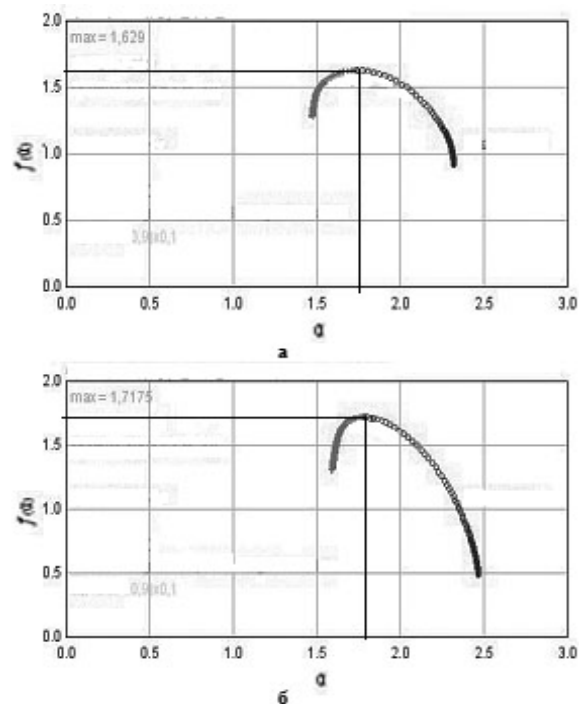


Рис. 3. Мульти-фрактальные спектры для изображений изломов представленных на рис. 2в(а) и 2г(б)

Таким образом, структурные характеристики конструкционных материалов влияют на их механические свойства. Отличие структурных характеристик материалов по изображениям изломов можно охарактеризовать с помощью фрактальных размерностей и мульти-фрактальными спектрами.

1. Теория и практика повышения надежности и работоспособности конструкционных металлических материалов: учебное пособие/ В. Ф. Терентьев, А. Г. Колмаков, Ю. А. Курганова. – Ульяновск: УлГТУ, 2010. 268 с.
2. Пояркова Е.В. Физическая природа поврежденных материалов конструкций с позиции фрактального детерминизма/ Материалы Всерос. науч.- метод. конф., 3-5 февр. 2016 г., Оренбург, ОГУ, 2016. С. 205-209.
3. Савенков Г.Г., Барахтин Б.К. Связь фрактальной размерности поверхности разрушения с комплексом стандартных характеристик материала на растяжение// Прикладная механика и техническая физика. 2011. Т. 52, № 6. С. 177-184
4. <http://science.spb.ru/files/IzvetiyaTI/2013/21/articles/09/files/assets/common/downloads/publication.pdf> (дата ознакомления: 25.12.2017)
5. Терентьев В.Ф., Оксогоев А.А. Циклическая прочность металлических материалов: Учеб. пособие. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2001. 61 с.
6. Ахметханов Р.С. Особенности распределений спектральной плотности мощности фрактальных и мульти-фрактальных процессов//Проблемы машиностроения и надежности машин. №3, 2018. С. 37-43

ТЕПЛОВОЙ НЕРАЗРУШАЮЩИЙ КОНТРОЛЬ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Ахметханов Р.С.

Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, г. Москва mibsts@mail.ru

В докладе представлены результаты экспериментов по тепловому неразрушающему контролю композиционных материалов. Исследуются два образца (с дефектом и без дефекта) активным методом. Полученные изображения тепловых полей исследуются методом мульти-фрактального анализа и визуального анализа. Дефект типа «непроклей» и неоднородность структуры материала хорошо визуализируются с помощью изображения теплового поля. Показано, что при однородном тепловом поле мульти-фрактальные спектры имеют максимальное значение меньше 1.0, а гистограммы минимальные значения среднеквадратического отклонения.

Цель работы заключается в поиске новых подходов к анализу изображений тепловых полей – определение наличие дефекта и структурных свойств композиционных материалов.

В настоящее время метод теплового неразрушающего контроля (ТНК) стал одним из самых востребованных в теплоэнергетике, строительстве и промышленном производстве.

Основными достоинствами теплового контроля являются: универсальность, точность, оперативность, высокая производительность и возможность проводить контроль дистанционно. По одной из классификаций, можно выделить следующие виды теплового контроля:

- тепловизионный контроль;
- контроль теплопроводности;
- контроль температуры;
- контроль плотности тепловых потоков.

Методы неразрушающего контроля теплового вида [1,2] используют при исследовании тепловых процессов в изделиях. Достоинствами теплового контроля являются:

- дистанционность, высокая скорость обработки информации;
- высокая производительность испытаний;
- высокое линейное разрешение;
- возможность контроля в случае одно- и двустороннем подходе к изделию;
- теоретическая возможность контроля любых материалов;
- многопараметрический характер испытаний;
- возможность взаимодополняющего сочетания ТНК с другими видами неразрушающего контроля;
- сочетаемость со стандартными системами обработки информации;
- возможность поточного контроля и создания автоматизированных систем контроля и управления технологическими процессами.

Различают два вида ТНК - пассивный и активный.

Пассивный контроль не нуждается во внешнем источнике теплового воздействия. Активный напротив, предполагает нагрев объекта внешними источниками [3,4].

Активный метод теплового контроля (АТНК) применяется, когда во время эксплуатации объект самостоятельно не выделяет тепловое излучение достаточное для проведения ТК. При активном методе теплового контроля, объект нагревается различными внешними источниками. Типичные объекты, контролируемые данным методом это многослойные композитные материалы, объекты искусства и другие объекты, требующие внешней тепловой нагрузки.

В случае использования АТНК в дефектоскопии, например для обнаружения дефектов в виде нарушения сплошности (раковин, трещин, мест непрочекля), информацию о дефектах несут в себе локальные неоднородности температурного поля на поверхности ОК.

На рис. 1 [4] показаны термограммы процесса остывания в свободной атмосфере предварительно нагретых угле-стекло-пластиковых и стеклопластиковых образцов с заранее созданными дефектами внутренней структуры. Подобное тепловое воздействие моделирует тепловой переходный процесс в техпроцессе изготовления изделий. Толщина образцов из КМ составляет от 5 до 10мм, глубина залегания дефектов составляет от 1 до 5 мм.

Как видно из приведенных термограмм, дефекты надежно обнаруживаются без привлечения сложных методов обработки тепловых изображений. Из термограмм следует, что превышение температуры поверхности (в области максимального контраста) достигает $\Delta T = 4^\circ\text{C}$, что более чем на порядок превышает предел температурного разрешения используемой тепловизионной системы контроля.

Для определения наиболее значимых параметров при термодиагностике композиционных материалов активным методом был проведен эксперимент. На рис. 2 приведен образец из композиционного материала с дефектом «непроклей». Данный образец нагревался до температуры до 31°C и выдерживался при комнатной температуре 22°C . На рис. 3а приведено температурное поле образца в области дефекта после нагрева (значения температуры переведено в значения освещенности соответствующего пикселя). Температурное поле

имеет постоянное значение температуры по всей рассматриваемой области поверхности образца. А на рис. 3б приведено температурное поле после выдержки 30 минут. Если в начале эксперимента тепловое поле было равномерное, то после 30 минутного охлаждения при комнатной температуре, то поле стало неравномерным (неоднородным), в области дефекта температура поля выше.

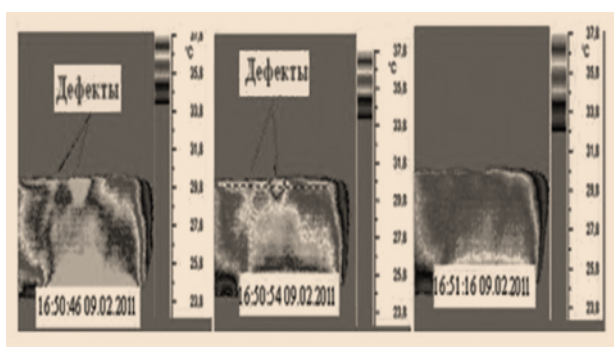


Рис.1.Термограммы процесса остывания изделия из стеклопластика. Области выявленных расслоений показаны стрелками [5].



Рис.2. Образец, изготовленный из композиционного материала с дефектом типа «непроклей»

Для оценки численных характеристик теплового поля были вычислены их гистограммы распределения значений температуры в тепловом поле. В начальный момент после нагрева образца тепловое поле является однородным – постоянная температура по всему образцу. Среднеквадратическое отклонение гистограммы при выдержке увеличилась с 0.0774 до 2.183 (относительная оценка в значениях диапазона освещенности пикселя от 0 до 255). Ширина гистограммы увеличилась, и сдвинулась в сторону меньших значений освещенности пикселей, которое означает уменьшение значений температуры в тепловом поле.

Рассмотрим неоднородность теплового поля методами теории фракталов – исследуем мульти-фрактальные спектры, полученные для этих тепловых полей. Мульти-фрактальные спектры отражают структуру теплового поля – его масштабную неоднородность [7].

На рис. 4 представлены мульти-фрактальные спектры образца после нагрева и выдержки 30 минут. Их отличие по ширине спектра, асимметрии и значению максимального значения. Максимальное значение мульти-фрактального

спектра D_0 отличается сильно, меняется от значений 0,304 до 1,3371. Значение 0,304 показывает, что в поле есть незначительные вкрапления (области) повышенной температуры, наподобие «канторовой пыли», т.е. «образование множеств изолированных лакун, которые представляют собой мульти-фракталы типа канторовой пыли» [8].

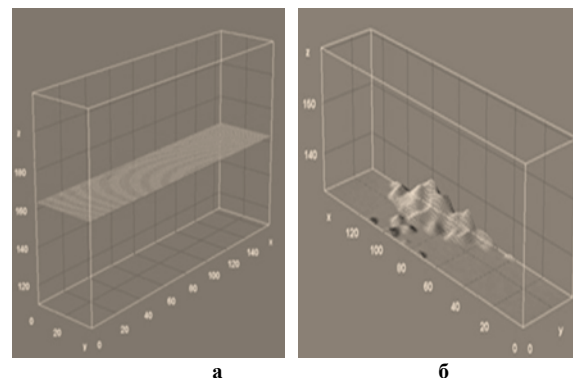


Рис. 3.Трехмерное изображение теплового поля образца после нагрева (а) и выдержки 30 минут (б)

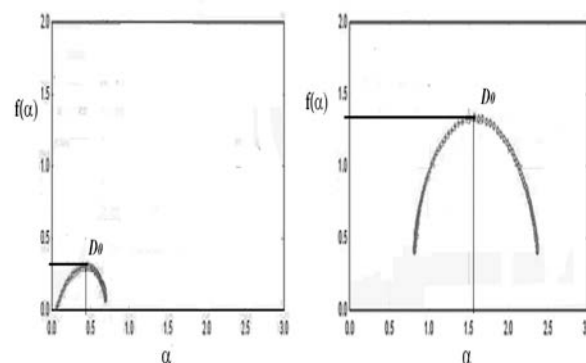


Рис.4. Мульти-фрактальный спектр $f(\alpha)$ теплового поля образца после нагрева (а) и выдержки 30 минут (б)

Рассмотрим другой образец, который не содержит явно дефектов. Для этого образца также провели температурную диагностику по тем же температурным и временным параметрам. Полученные результаты приведены на рис. 5 и рис 6, где размещены мульти-фрактальные спектры для тепловых полей в различное время и трехмерное поле образца с гистограммой после выдержки при комнатной температуре в течение 30 минут.

Изображение температурного поля отражает неравномерность структуры материала. Отличия в мульти-фрактальных спектрах также показывают на неоднородность структуры. Максимальное значение мульти-фрактального спектра меняется от значения 0,8679 до 1,6262. В этом случае также значение 0,8679 также показывает, что в поле есть вкрапления (области) повышенной температуры, которые отражают неоднородность структуры материала при нагреве. Максимальное значение мульти-фрактального спектра D_0 равно 1,6262

оказывает, что тепловое поле имеет более «изрезанную» структуру, чем в первом образце.

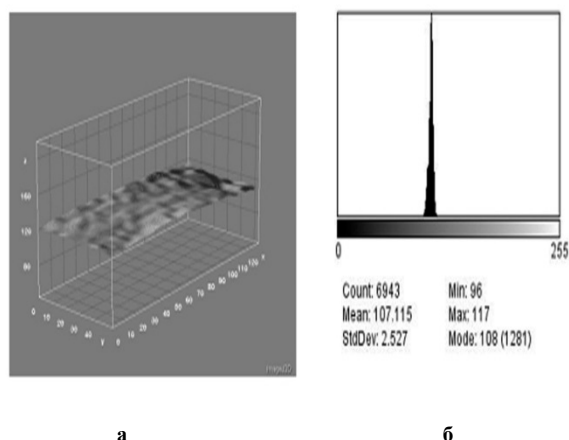


Рис. 5. Результаты исследований по второму образцу: а - температурное поле после выдержки образца 30 минут; б – гистограмма распределения температуры и в тепловом поле

Определим критерий для оценки наличия дефектов и характера структуры материала по тепловому полю. Если мы рассматривали тепловое поле по мульти-фрактальному спектру, который отражает особенности поля в плоскости изображения, то далее приведем фрактальные характеристики этих полей, определенных в трехмерном пространстве ($2 < D < 3$). В таблице приведены фрактальные характеристики тепловых полей образцов при нагреве и выдержке 30 минут при комнатной температуре (вычислены методом подсчета кубов (D) и методом спектральной плотности мощности (β)).

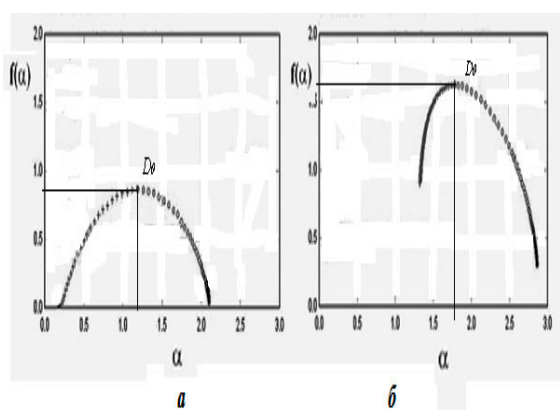


Рис. 6. Результаты исследований по второму образцу: а – мульти-фрактальный спектр после нагрева образца; б - мульти-фрактальный спектр теплового поля образца после выдержки 30 минут

При нагревании второго образца до 31°C температурное поле является неоднородным, если сравнивать с первым образцом в тех же условиях. Большое различие мульти-фрактальных спектров тепловых полей образцов в нагретом состоянии показывают, что данный параметр может служить

критерием неоднородности структуры композиционного материала.

Таблица. Фрактальные характеристики тепловых полей образцов

Фрактальная размерность, D/β	Образец 1	Образец 2	Образец 3
После нагрева	2,05/ 2,73	2,02/2,71	2,05/2,85
После выдержки	2.44/2,92	2.,44/2,93	2,5/2,97

Таким образом, определение фрактальных характеристик (моно-фрактальных и мульти-фрактальных) показывает, что после нагрева тепловое поле образцов является квазиплоским. А после выдержки становится неоднородным – фрактальные показатели меняются, что является критерием наличия дефектов или отражает структурные особенности КМ.

1. ГОСТ 23483-79. Контроль неразрушающий. Методы теплового вида. Общие требования.
2. ГОСТ 18353-79. Контроль неразрушающий. Классификация видов и методов.
3. Махутов Н.А., Пермяков В.Н., Ахметханов Р.С., Дубинин Е.Ф., Захаров Н.С., Резников Д.О. Диагностика и мониторинг состояния сложных технических систем. Тюмень, 2017. - 632 с.
4. http://www.sd.perm.ru/referat/2012/ref_09.pdf (дата обращения 21 апреля 2018 г.)
5. Нестерук Д.А., Вавилов В.П. Тепловой контроль и диагностика. Учебное пособие для подготовки специалистов I, II, III уровня. – Томск., 2007. – 104 с.
6. Ларин А.А. Способы оценки работоспособности изделий из композиционных материалов методом компьютерной томографии / Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук. Москва, 2013. – 148 с.
7. Ахметханов Р.С. Особенности распределений спектральной плотности мощности фрактальных и мульти-фрактальных процессов // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2018. №3. - С. 37-43
8. Иванов В.В., Таланов В.М. Моделирование квазифрактальных конфигураций межфазных границ методом итерации треугольных генераторов Коха на 2d сетках// Успехи современного естествознания. – 2012. – № 11-2. – С. 63-65

АКУСТИЧЕСКАЯ ДИАГНОСТИКА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Ахметханов Р.С., Дубинин Е.Ф.

Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, г. Москва mibsts@mail.ru

В докладе приведен метод анализа диагностического акустического сигнала в композиционных материалах при обнаружении дефектов. При этом используется кратко-масштабное разложение акустического сигнала и определение информационной энтропии для этих составляющих. Получено, что при наличии малых дефектов распределение спектральной плотности мощности (СПМ) мало отличается от СПМ для бездефектной области. Критерием для обнаружения дефекта выбран линейный коэффициент корреляции для векторов, составленных из информационных энтропий кратко-масштабных составляющих акустического сигнала.

Цель работы – исследование особенностей акустических сигналов при диагностике и обнаружении дефектов в композиционных материалах (КМ), определение наиболее чувствительных числовых параметров, зависящих от наличия дефектов.

Для реализации этой цели в экспериментах по диагностике повреждений в КМ использовался дефектоскоп низкочастотный акустический АД-701, предназначенный для неразрушающего контроля многослойных конструкций и изделий из слоистых пластиков, как в условиях производства, так и эксплуатации.

В исследованиях по обнаружению дефектов использовались 2 образца – штатный из оргстекла и из композиционного материала с дефектом типа «непроклей». На образцы воздействовали с помощью штатного датчика ПС-101, который используется в локальном методе свободных колебаний. Акустический сигнал записывался на микрофон и обрабатывался с помощью программ МАТЛАБ и ImageJ.

Исследовался образец из оргстекла (200*65*25 мм), в котором сделаны сквозные отверстия глубиной $L=15$ мм с различным диаметром: 15 мм (200мм²), 19 мм (300мм²) и 22 мм (400 мм²) (рис.1). Исследовались области: бездефектная (вдали от дефектов, зона А) и области в зоне дефекта (1, 2 и 3) – датчик ПС-101. На рис. 2 и 3 приведены акустические сигналы спектральные плотности (СПМ) акустического сигнала в данных зонах образца. Они имеют характерные отличия в низкочастотной области.

Для бездефектной зоны акустический сигнал является моно-фрактальным процессом. Если для зон с дефектом 1 и 2 спектр является мульти-фрактальным, то для дефекта № 3 является снова моно-фрактальным [3]. Это объясняется тем фактом, что для дефекта № 3 из-за его размеров собственные колебания проявляются как для сплошного тела без дефектов (парциальная подсистема). И спектральные характеристики в области дефекта близки к спектральным характеристикам для бездефектной зоны.

Другой исследуемый образец приведен на рис.4. В этом образце исследовались две области: бездефектная и дефектная. Визуальный анализ акустических сигналов показывает, что они отличаются незначительно (рис.5).



Рис 1. Штатный образец акустического дефектоскопа АД-701 из оргстекла

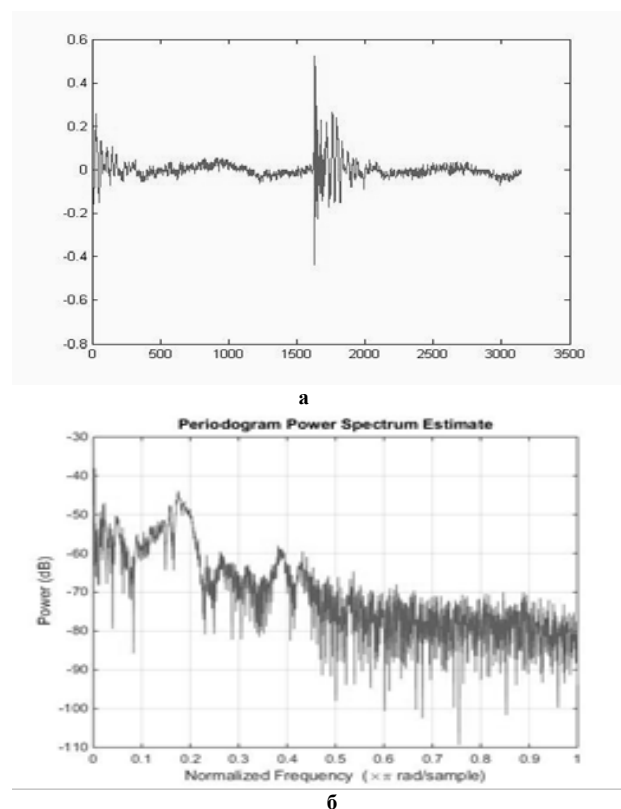


Рис 2. Акустический сигнал в бездефектной зоне (а) и спектральная плотность мощности (б)

По полученным из экспериментов данным были определены распределения спектральной плотности мощности акустических записей, которые приведены на рис. 6. Так как данные при определении распределения спектральной плотности мощности вводились без интервала дискретизации сигнала, частотная координата представлена в нормализованном виде. На

графиках видны небольшие отличия в распределении спектральной плотности мощности акустических сигналов (рис.6). Если рассматривать их гистограммы, то они характеризуются распределением с длинными хвостами, что характерно для мульти-фрактальных процессов [7].

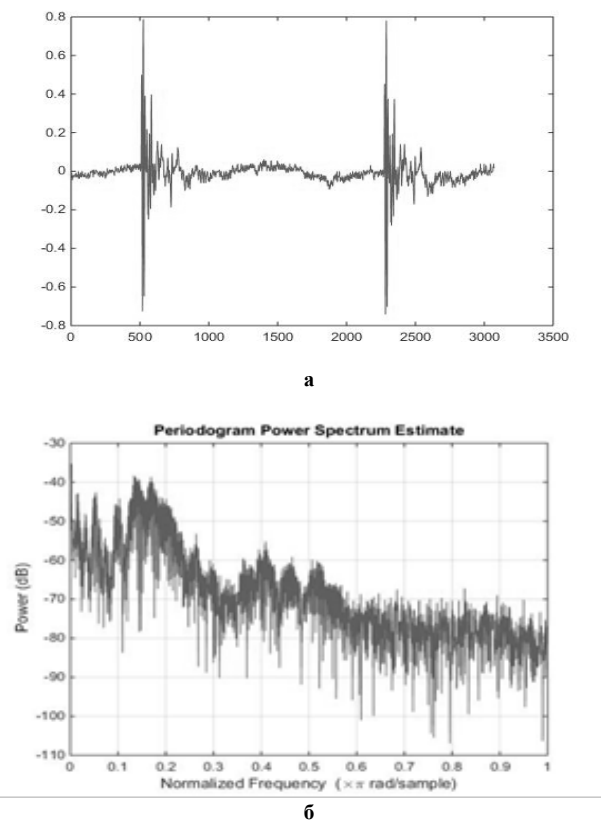


Рис.3. Акустический сигнал в бездефектной (а) и дефектной зоне № 3 (б) и распределение спектральной плотности акустического сигнала



Рис.4. Образец, изготовленный из композиционного материала

Так как СПМ акустических сигналов были схожи визуально, то и их мульти-фрактальные спектры похожи, с той разницей, что для бездефектной зоны фрактальная размерность определена значением 1,6208 (максимальная точка на мульти-фрактальном спектре), а для дефектной области величиной 1,6469.

Чтобы найти характерные отличия акустических сигналов, рассмотрим их с

помощью кратно-масштабного вейвлет-анализа [8].

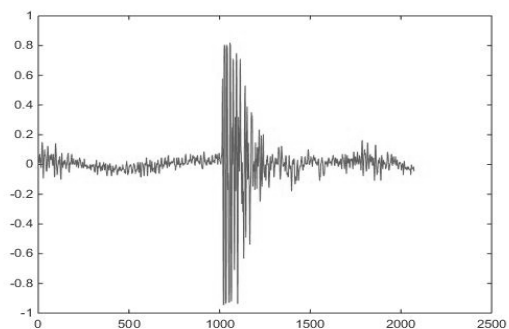


Рис.5. Акустический отклик в бездефектной зоне

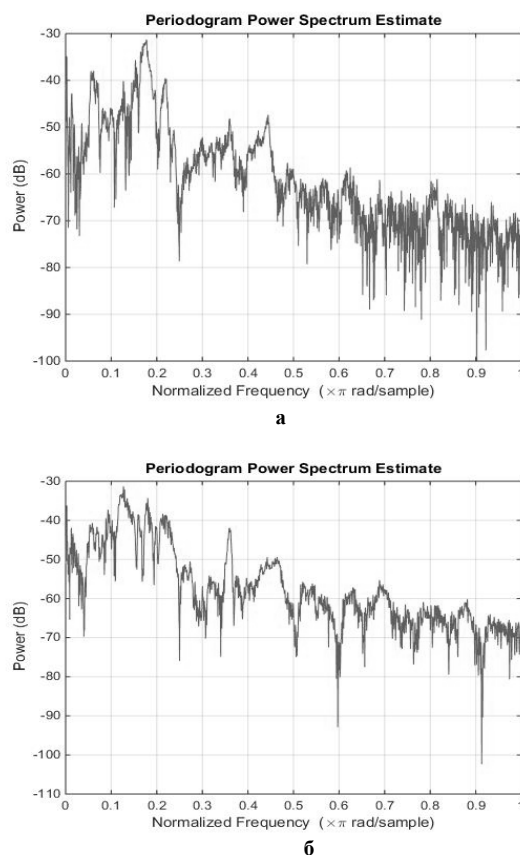


Рис.6. Распределение спектральной плотности мощности акустического сигнала, определенное в бездефектной (а) и дефектной (б) области образца

Имея вейвлет-преобразование, можно оценить глобальную и локальную энергию или энергии частотных составляющих, а также можно оценить их информационную энтропию [8,9]. Кратно-масштабный анализ (КМА) обладает целым рядом полезных свойств, главным из которых является возможность выделения из исходного сигнала его деталей различных масштабов. Коэффициенты вейвлет-преобразования вскрывают структуру сигнала на разных масштабах и в разных временных точках.

В таблице приведены распределения информационной энтропии акустических сигналов по кратно-масштабным составляющим (аппроксимирующим A_1 и детализирующим D_1) для бездефектной и дефектной области образца (использовалась ненормализованная форма информационной энтропии Шеннона) [10].

Таблица . Распределения энтропии диагностического акустического сигнала по частотным составляющим для бездефектной и дефектной области образца

Зона образца	$H(A_3)$	$H(D_1)$	$H(D_2)$	$H(D_3)$
Область без дефекта X	3,172	7,025	10,047	4,239
Область дефекта Y	14,524	9,468	11,679	8,886

В области дефекта информационная энтропия для акустического сигнала незначительно выше, чем в области без дефекта. И суммарная энтропия кратно-масштабных составляющих также больше для области с дефектом. При этом в области дефекта акустический сигнал имеет увеличение информационной энтропии по всем аппроксимирующим и детализирующим кратно-масштабным составляющим (см. таблица).

Таким образом, проведенные исследования по второму образцу показали незначительные отличия в распределениях спектральной плотности акустического сигнала в бездефектных и дефектных зонах. Полученные данные по фрактальным и мульти-фрактальным оценкам вейвлет-спектров акустических сигналов также показали близость их характеристик. Наиболее чувствительные отличия получены при оценке информационной энтропии акустических сигналов, наиболее значительные расхождения – в информационных энтропиях кратно-масштабных детализирующих и аппроксимирующих составляющих акустических сигналов.

В этом случае критерием обнаружения дефекта по акустическому сигналу может быть линейный коэффициент корреляции r_{XY} между векторами X и Y , составленным из значений информационной энтропии

$$r_{XY} = \frac{CovXY}{\sigma_X \sigma_Y},$$

где $CovXY$ – корреляционный момент, σ_X и σ_Y – среднеквадратические отклонения.

Кратно-масштабным вейвлет разложением акустических сигналов получили два вектора $X=(7,025 \ 10,047 \ 3,172 \ 4,239)$ и $Y=(9,468 \ 11,679 \ 14,528 \ 8,886)$ (см. таблица) для бездефектной и дефектной области. В этом случае коэффициент корреляции этих двух акустических сигналов равен 0,418. Данная величина коэффициента корреляции показывает, что эти два вектора имеют незначительную корреляцию и этот

показатель может служить критерием для определения отличий акустических сигналов при диагностике малых дефектов в КМ.

Таким образом, при акустической диагностике композиционных материалов методом собственных колебаний наиболее чувствительным из методов оказался кратно-масштабный вейвлет-анализ с определением информационной энтропии составляющих.

Работа выполнена при поддержке гранта Российского научного фонда (проект №14-19-00776-П).

1. Троицкий В.А., Карманов М.Н., Троицкая Н.В. Неразрушающий контроль качества композиционных материалов // Техническая диагностика и неразрушающий контроль. 2014. №3.- С. 29-33. <https://viam.ru/public/files/2008/2006-204706.pdf> (дата обращения: 28.03.2018).
2. Горбачев А.А. Диагностика двигателя внутреннего сгорания автомобиля по акустическому излучению двигателя // Теория и практика современной науки. 2016. №6(12). (www.modern-j.ru)
3. <http://www.iapras.ru/structure/buklet/r4.pdf> (дата обращения: 28.03.2018).
4. Tomasz Lus. Vibro-acoustic methods in marine diesel engines diagnostics // Journal of KONES Powertrain and Transport, Vol. 18, №. 3, 2011, p.203-210.
5. Kablov E., Murashov V., Rumyantsev A. Diagnostics of polymer composites by acoustic methods// ISSN 1392-2114 ULTRAGARSAS, №2 (59). 2006.
6. Ахметханов Р.С. Особенности распределений спектральной плотности мощности фрактальных и мульти-фрактальных процессов // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2018. №3. С. 37-43
7. Ахметханов Р.С. Применение вейвлет-преобразований для анализа одно-, двух и трехмерных массивов данных // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2013. № 5. С. 112-119.
8. Ахметханов Р.С. Применение теории фракталов и вейвлет-анализа для выявления особенностей временных рядов при диагностике систем // Вестник научно-технического развития. 2009. № 1. С. 26-31.
9. Michel Misiti, Yves Misiti, Georges Oppenheim. Wavelet Toolbox User's . MathWorks, Inc., 1996. 626 p.

МОДЕЛЬ ДЛЯ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ НИЗКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ

А.А. Барон

Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия; a_baron@mail.ru

Предложена методика ускоренной оценки трещиностойкости оборудования, при работе которого происходит деградация структуры и механических свойств металла (нефтегазопроводы и др.) Вязкость разрушения определяется непосредственно по ГОСТ 25.506-85 на малых образцах в жидком азоте а затем, благодаря установленным физическим закономерностям, легко рассчитывается для широкого диапазона температур 77–293 К.

Цель

Целью работы является создание обобщенной методики оценки трещиностойкости, в основе которой лежат фундаментальные физические закономерности термоактивируемой пластической деформации. Это позволяет непосредственно связать трещиностойкость с пределом текучести и твердостью.

Постановка задачи и предлагаемое решение

Ранее [1] нами была предложена модель для прогнозирования трещиностойкости K_{IC} трубных и корпусных сталей в широком интервале температур от 77 К до 293 К, где пластическая деформация контролируется механизмом Пайерлса-Набарро:

$$K_{IC} = K_{IC}^* \sigma_{0,2} (K_{IC} / \sigma_{0,2}). \quad (1)$$

Здесь K_{IC}^* – приведённая трещиностойкость материала, не зависящая от температуры. Графически K_{IC}^* изображается отрезком, который отсекает прямая K_{IC} ($K_{IC} / \sigma_{0,2}$) на оси ординат:

$$K_{IC}^* = K_{IC} \sigma_{0,2}^* / \sigma_{0,2} = \text{const}, \quad (2)$$

$\sigma_{0,2}^*$ – термоактивируемая (эффективная) и атермическая (внутренняя) компонента предела текучести, K_{IC} и $\sigma_{0,2}$ – значения критического коэффициента интенсивности напряжений и предела текучести при одной и той же температуре в диапазоне от 77 К до 293 К.

В работе [1] было показано, что зависимость (1) можно привести к виду

$$K_{IC} = K_{IC}^* HB_i (K_{IC} / HB). \quad (3)$$

Здесь HB_i – атермическая составляющая твёрдости по Бринеллю. Приведённая трещиностойкость K_{IC}^* в формуле (3) равна

$$K_{IC}^* = K_{IC} HB^* / HB = \text{const}, \quad (4)$$

где HB^* – термоактивируемая компонента твёрдости по Бринеллю.

Очевидно, что формула (3) гораздо удобнее благодаря простоте испытания на твёрдость. На рис. 1 представлены зависимости $K_{IC}(HB)$ в интервале температур 77–293 К для исследованных нами трубных сталей [2]. Видно, что у сталей разных марок одинаковое значение твёрдости HB 200 соответствует различным значениям трещиностойкости от

40 до 340 МПа·м^{0.5}. Это обусловлено различиями в микроструктуре и химическом составе исследованных сталей.

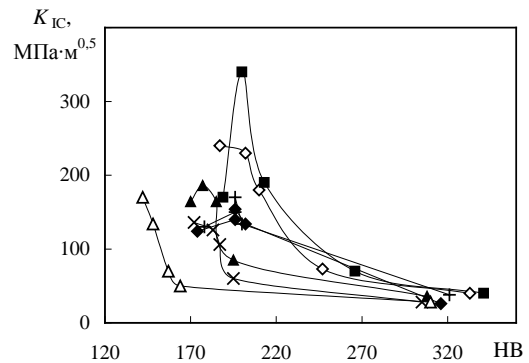


Рис. 1. Связь между трещиностойкостью K_{IC} или K_{IC} и твёрдостью HB в интервале температур $77 \leq T \leq 293$ К. \diamond – 10Г2ФБ; \blacksquare – 10Г2ФБ-У; \blacktriangle – 17Г1С-У; \times – 17ГС; \triangle – В ст. 3 кл; \diamond – 10ХГНМАЮ; $+$ – 06Г2НАБ.

По указанной причине графики зависимостей $K_{IC}(K_{IC}/HB)$ представляют собой веерообразное семейство прямых, пересекающих ось ординат в значениях K_{IC}^* [1]. Значения K_{IC}^* и HB_i у каждой стали – свои, что затрудняет практическое использование модели, поскольку общая зависимость для всех исследованных сталей не была получена.

Чтобы получить единую обобщённую зависимость трещиностойкости от твёрдости для всех исследованных сталей, выполним нормирование обеих частей уравнения (3) на трещиностойкость $K_{IC,243}$ при температуре 243 К. Выбор в качестве параметра нормирования величины $K_{IC,243}$ продиктован тем, что у большинства исследованных сталей, представленных на рис. 1, зависимости $HB(T)$ имеют точку перегиба (фазовый переход) приблизительно при температуре 243 К [2]. Пластическая деформация ниже этой температуры контролируется силой Пайерлса-Набарро.

После нормирования получим

$$\frac{K_{IC,T}}{K_{IC,243}} = \frac{K_{IC,T}}{K_{IC,243}} \cdot \frac{HB^*}{HB_T} + \frac{K_{IC,T}}{K_{IC,243}} \cdot \frac{HB_i}{HB_T}. \quad (5)$$

Умножим и разделим последнее слагаемое в уравнении (5) на HB_{243} и представим его в виде

$$\frac{K_{IC,T}}{K_{IC,243}} = \frac{K_{IC,T}}{K_{IC,243}} \cdot \frac{HB^*}{HB_T} + \left(\frac{K_{IC,T} \cdot HB_{243}}{K_{IC,243} \cdot HB_T} \right) \cdot \frac{HB_i}{HB_{243}} \quad (6)$$

Выполненные нами расчёты показали, что для всех исследованных трубных сталей величины $\frac{K_{IC,T}}{K_{IC,243}} \cdot \frac{HB^*}{HB_T}$ и $\frac{HB_i}{HB_{243}}$ практически постоянны. Отсюда следует, что должна существовать общая зависимость

$$\frac{K_{IC,T}}{K_{IC,243}} = f \left(\frac{K_{IC,T} \cdot HB_{243}}{K_{IC,243} \cdot HB_T} \right) \quad (7)$$

для всех исследованных сталей. Приведённый на рис. 2 график подтверждает это предположение.

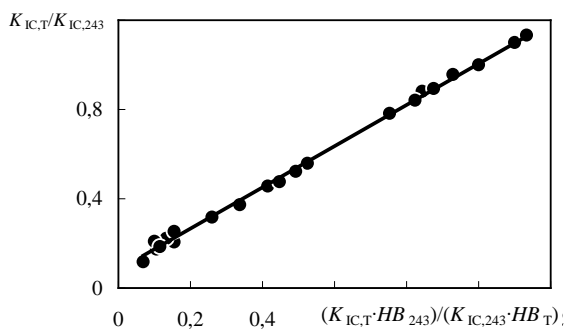


Рис. 2. Обобщённая зависимость трещиностойкости от твёрдости для трубных сталей в интервале температур 77–243 К.

Экспериментальные точки идеально ложатся на прямую, которую можно аппроксимировать уравнением:

$$\frac{K_{IC,T}}{K_{IC,243}} = 0,0813 + 0,9232 \left(\frac{K_{IC,T} \cdot HB_{243}}{K_{IC,243} \cdot HB_T} \right) \quad (8)$$

Коэффициент корреляции для этой линейной зависимости равен 0,9992.

Рассмотрим физический смысл переменных в правой части формулы (8). Как известно [3], параметр $(K_{IC}/\sigma_{0,2})^2$ характеризует протяжённость зоны ограниченной пластичности перед вершиной трещины.

Учитывая линейную зависимость между $\sigma_{0,2}$ и HB в интервале температур 77–293 К [2], приходим к заключению, что для исследованных сталей существует единая зависимость отношения $K_{IC,T}/K_{IC,243}$ от квадратного корня из отношения протяжённостей зон ограниченной пластичности перед вершиной трещины $(K_{IC,T} \sigma_{0,2(243)}) / (K_{IC,243} \sigma_{0,2(T)})$ при некоторой температуре T и при 243 К.

Практические приложения результатов

Можно предложить следующую методику прогнозирования трещиностойкости. Сначала для конкретной стали следует получить зависимость твёрдости HB от температуры и экспериментально определить значение $K_{IC,T} = K_{IC,77}$. Отметим, что для ис-

пытаний в жидком азоте критерий толщины образца $t \geq 2,5(K_{IC}/\sigma_{0,2})^2$ у рассмотренных сталей соблюдается при толщинах 3–5 мм. Затем нужно рассчитать $K_{IC,243}$:

$$K_{IC,243} = \frac{(1 - 0,9232 \cdot HB_{243}/HB_{77}) \cdot K_{IC,77}}{0,0813} \quad (9)$$

После этого можно рассчитать значения трещиностойкости $K_{IC,T}$ при других температурах по формуле:

$$K_{IC,T} = \frac{0,0813 \cdot K_{IC,243}}{1 - 0,9232 \cdot HB_{243}/HB_T} \quad (10)$$

Результаты экспериментальной проверки предложенной методики приведены на рис. 3. Отклонения расчётных значений K_{IC} от опытных не превышают обычного разброса экспериментальных данных при испытаниях на вязкость разрушения.

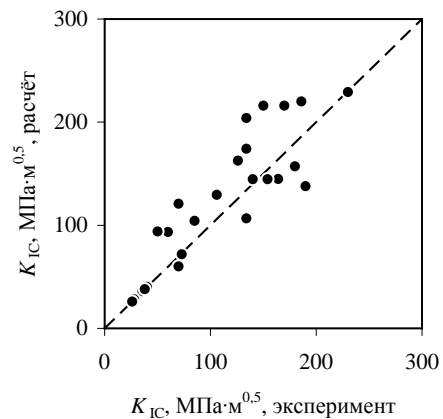


Рис. 3. Результаты экспериментальной проверки предложенного метода.

Важное преимущество предлагаемого метода заключается в том, что трещиностойкость определяется не через ударную вязкость, а непосредственно по ГОСТ 25.506-85 на малых образцах в жидком азоте, а затем, благодаря установленным физическим закономерностям, легко рассчитывается для всего диапазона температур 77–293 К. Достоинство прогноза трещиностойкости по твёрдости состоит в простоте и надёжности получения зависимости $HB(T)$. Определение HB при каждой температуре можно проводить многократно по ГОСТ 9012-59, на одном и том же образце, если это позволяют его размеры и качество поверхности.

1. Baron A.A. A Thermodynamic Model for Fracture Toughness Prediction // Eng. Fract. Mech.–1993.–46.– P. 245-251.
2. Baron A.A. The Generalized Diagram of Fracture Toughness for Pipeline Steels // Int. J. Press. Vessels Pip.– 2012.– 98.– P. 26-29.
3. Брок Д. Основы механики разрушения / Пер. с англ. – М.: Высшая школа, 1980. – 327 с.

ВЛИЯНИЕ ДЕНДРИТНОЙ СТРУКТУРЫ СЕРОГО ЧУГУНА НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ОТЛИВОК

А.А. Барон, Л.В. Палаткина

Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия; lv.palatkina@yandex.ru

Для серых чугунов с пластинчатым графитом исследованы факторы влияющие на взаимосвязь их прочности σ_B и твердости НВ. Установлено что разброс значений σ_B обусловлен различной объемной долей дендритных кристаллов первичного аустенита $f_{ДК}$. Получены количественные соотношения между σ_B и $f_{ДК}$, позволяющие оценить предел прочности без испытаний на растяжение. Точность предложенного метода существенно выше, чем при оценке σ_B по твердости.

Цель

Разработка метода косвенной оценки предела прочности серых чугунов по параметрам первичной структуры.

Материалы и методы исследования

Исследования выполнялись на стандартных разрывных образцах серого чугуна с пластинчатым графитом, полученных в производственных условиях литейного цеха. База промышленных испытаний разных марок серого чугуна включала значения предела прочности σ_B и твердости НВ образцов чугуна от 142 различных плавов. Из-за широкого распространения наиболее интересными для исследования были чугуны с пределом прочности от 150 до 350 МПа, химический состав которых соответствовал рекомендациям ГОСТ 1412 – 85 [1].

Степень эвтектичности S_C в исследованных заготовках чугуна изменялась незначительно в пределах от 0,82 до 1,0. В содержании таких элементов как Mn, Cr, P, и S (0,79; 0,12; 0,065 и 0,04 % соответственно), различий не наблюдалось. Углерод (2,98 – 3,47 %) и кремний (1,75 – 2,85 %) также находились в пределах, рекомендуемых ГОСТ 1412-85 [1] для составов чугунов перлитного класса соответствующим маркам от СЧ 15 до СЧ 35.

Изучались различия в структуре, предположительно отражающиеся на величине предела прочности. Проводилась оценка графита и вторичной структуры в соответствии с требованиями ГОСТ 3443-87 [2]. Для выявления перлитной структуры металлической основы проводили кратковременное травление в 4 % HNO_3 .

Дендриты первичного аустенита в сером чугуне при исследовании их методами оптической металлографии выявляли многократным травлением в смеси борной и серной кислот: борная кислота в количестве (10 – 30) г.; серная кислота в объеме 100 мл. Травление кратковременное (6 - 10) с., после чего шлиф промывался проточной водой и переполировывался. Количественные металлографические исследования с целью определения объемной доли дендритных кристаллов первичного аустенита ($f_{ДК}$) выполняли методом секущих на микроскопе МЕТАМ ЛВ-41, при увеличении 100.

Результаты и их обсуждение

Известно, что на практике качество серого чу-

гуна оценивают значениями предела прочности σ_B стандартных разрывных образцов диаметром 30 мм. которые можно пересчитать на любую толщину стенок отливок. Определение твердости по Бринеллю НВ позволяет рассчитать показатель качества ($K = \sigma_B/HV$) [3], оптимальные значения которого (1,2 ÷ 1,4) достигаются при высоких значениях предела прочности и относительно низкой твердости. Контроль твердости чугунных отливок непосредственно в условиях их производства и эксплуатации давно и успешно применяется для экспрессоценки механических свойств [5]. Однако вследствие большого разброса данных корреляционные соотношения между σ_B и НВ для чугунов значительно менее надежны. Одной и той же твердости могут соответствовать разные значения предела прочности.

По результатам проведенных механических испытаний серых чугунов была построена зависимость между пределом прочности и твердостью по Бринеллю (рис. 1), которую можно аппроксимировать уравнением

$$\sigma_B = 1,6217HV - 109,38. \quad (1)$$

Коэффициент корреляции составил 0,78. Как видно из рис. 1, разброс значений предела прочности при одной и той же твердости весьма значителен. Поэтому надежный прогноз предела прочности по твердости с помощью уравнения (1) вряд ли возможен.

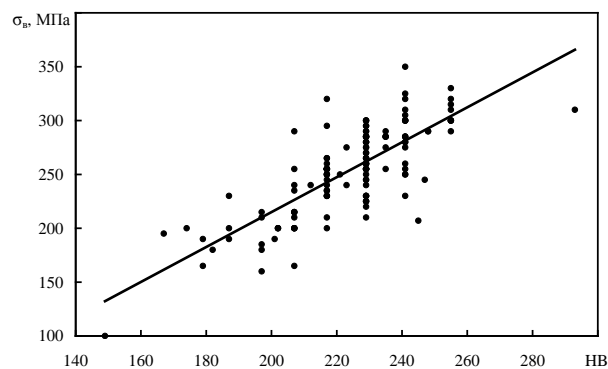


Рис. 1. Зависимость предела прочности σ_B от твердости по Бринеллю НВ

С целью выяснения причин разброса в значениях σ_B были проведены металлографические исследования структуры чугунов в соответствии с требованиями ГОСТ 3443-87 [2]. При изучении

влияния вторичной структуры в соответствии с требованиями на прочность чугунных заготовок не удалось выявить значимые параметры, так как структура чугунов от СЧ 15 и до СЧ 35 имеет практически сходные характеристики, несмотря на существенную разницу пределов прочности. Показано, что металлическая основа исследуемых марок чугунов характеризуется содержанием перлита в количестве порядка 92 – 98 %, что соответствует по классификации ГОСТа 3443-87 [2] двум классам П98 и П96 со степенью дисперсности (определяемой средним расстоянием между пластинами цементита) от 1,0 мкм для чугуна марок СЧ 35 и до 1,6 мкм для чугуна марок СЧ 15.

Длина наблюдаемых графитовых включений пластинчатой прямолинейной формы (ПГФ1) с распределением в виде сплошного поля (ПГр 8 и ПГр 9) находилась в пределах от 15 до 60 мкм, что соответствует группам ПГд 15 и ПГд 25.

Проведенный таким образом анализ графита и вторичной структуры не выявил взаимосвязи с характеристиками прочности исследуемых чугунов.

Для дальнейших исследований на зависимости рис.1 были выбраны четыре уровня твердости (207, 217, 229 и 241 НВ), при которых разброс значений σ_B наиболее значителен. Так, при твердости НВ 207 предел прочности изменялся от 165 до 290 МПа; при твердости НВ 217 – от 200 до 320 МПа; при твердости НВ 229 – от 210 до 300 МПа; при твердости НВ 241 – от 230 до 350 МПа.

Далее исследовали влияние первичной структуры. Для каждого из выше названных уровней твердости установлена зависимость σ_B от объемной доли дендритных кристаллов первичного аустенита $f_{ДК}$.

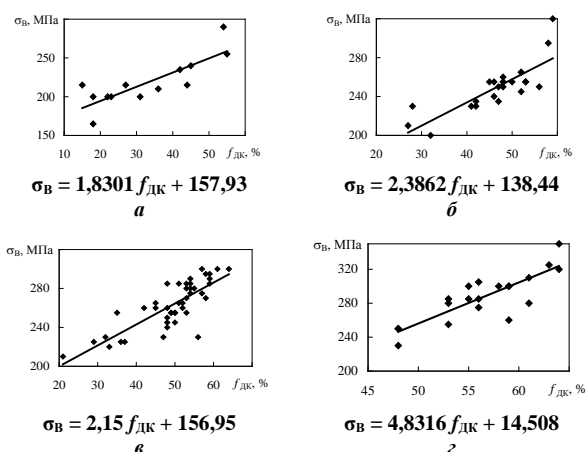


Рис. 2. Зависимость предела прочности чугуна σ_B от объемной доли дендритных кристаллов первичного аустенита в объеме образцов $f_{ДК}$ при постоянной твердости по Бринеллю НВ с аппроксимированными линейными зависимостями: а, б, в, г – соответственно НВ 207, 217, 229 и 241

Как следует из рис. 2, при каждой твердости, с ростом количества дендритов в объемах образцов, прочность чугуна увеличивается. На рис. 3 представлены характерные для исследуемых чугунов дендриты первичного аустенита в образцах с разной прочностью, но одинаковой твердостью НВ 229, рис.

2 в.

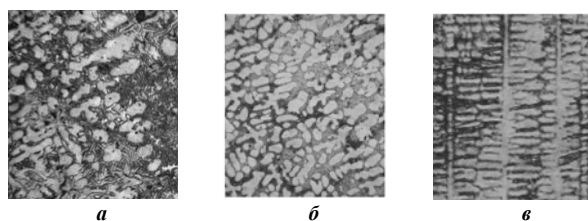


Рис. 3. Первичные дендритные кристаллы для различных количественных уровней $f_{ДК}$, %: а - 20; б - 35; в - 55. Травление смесью серной и борной кислот, $\times 90$

Различия в значениях предела прочности при постоянстве твердости связывали с различиями в расположении дендритных кристаллов относительно прилагаемой нагрузки, их морфологией и их взаимодействием с магистральной трещиной при разрушении [6].

Полученные количественные закономерности объясняют причины разброса значений предела текучести при неизменном уровне твердости. Очевидно, что после измерения твердости для повышения достоверности косвенного определения предела прочности следует определить объемную долю дендритных кристаллов и рассчитать величину σ_B по предложенным в настоящей работе уравнениям.

Выводы

1. Для широкого интервала исследованных перлитных серых чугунов марок от СЧ 15 до СЧ 35 показано отсутствие взаимосвязи предела прочности при растяжении с параметрами графитовых включений и вторичной структурой.

2. Установлено, что разброс значений предела прочности при неизменной твердости обусловлен объемной долей дендритных кристаллов первичного аустенита.

3. Зависимость $\sigma_B = f(f_{ДК})$ позволяет оценивать величину σ_B по микроструктуре, без испытаний на растяжение. Точность этого прогноза выше, чем при оценке значений σ_B по твердости НВ. Это позволяет рекомендовать представленный в работе метод как дополнительный для косвенной оценки механических свойств серых чугунов.

- ГОСТ 1412 -85 (СТ СЭВ 4560-84) Чугун с пластинчатым графитом для отливок. Марки. – Взамен ГОСТ 1412 – 79; введ. 01.01.87 – М.: Стандартинформ, 2005. – 8 с. – (Межгосударственный стандарт).
- ГОСТ 3443 - 87. Отливки из чугуна с различной формой графита. Методы определения структуры. – Взамен ГОСТ 3443 – 77; введ. 01.07.88. – М.: Стандартинформ, 2005. – 42 с. – (Межгосударственный стандарт).
- Паттерсон, В. Микроструктура чугуна и его свойства / В. Паттерсон // 29-й. Международный конгресс литейщиков. М.: Машиностроение, 1967. - С. 55 - 63.
- Паттерсон, В. Микроструктура чугуна и его свойства / В. Паттерсон // 29-й. Международный конгресс литейщиков. М.: Машиностроение, 1967. - С. 55 - 63.
- Дрозд, М.С. Динамический метод контроля твердости чугунов отливок / М. С. Дрозд, Ю. И. Славский, А. А. Барон // Литейное производство. - 1973. - № 10. - С. 18 - 19.
- Костылева, Л. В. Сопrotивляемость первичной структуры серого чугуна распространению трещин отрыва/ Л. В. Костылева, Л.В. Палаткина, В.А. Ильинский // Металловедение и термическая обработка металлов. - 2008. - № 5. - С. 31 - 34.

ОБЩИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ СКАЛЫВАНИЯ КРОМКИ ОБРАЗЦОВ КЕРАМИКИ КОНИЧЕСКИМИ ИНДЕНТОРАМИ С РАЗЛИЧНЫМИ РАДИУСАМИ СФЕРИЧЕСКОГО НАКОНЕЧНИКА

О.А. Батанова¹, Г.А. Гогоци², Ю.Г. Матвиенко¹

¹Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия; ygmatvienko@gmail.com

²Институт проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН, Киев, Украина

Приведены результаты комплексного расчётно-экспериментального исследования керамики методом скалывания кромки образца, выполненного с помощью конических алмазных инденторов с различными радиусами сферического наконечника. Единая кривая сопротивления скалыванию кромки, инвариантная к радиусу сферического наконечника, предлагается в качестве механической характеристики керамических материалов.

В настоящее время при определении сопротивления разрушению конструкционной, функциональной, биомедицинской керамики, стёкол и других хрупких материалов применяется метод скалывания кромки образца с помощью инденторов. В качестве инструмента применяются индентор Роквелла, острые конические инденторы, конические инденторы с различными радиусами сферического наконечника, сферические инденторы, индентор Виккерса, индентор Кнуппа. Помимо применения разных инденторов исследователи выбирают различные диапазоны расстояний от центра индентора до кромки образца и используют различные по форме и размерам образцы. Это приводит к тому, что результаты экспериментов разных авторов оказываются трудно сопоставимыми. При использовании метода скалывания кромки образца недостаточно уделяется внимания исследованию напряженно-деформированного состояния образца в зоне контакта с индентором, обоснованию выбора базовых расстояний испытаний, вопросам оптимизации выбора параметров разрушающего инструмента и образцов.

В докладе приводятся результаты комплексного расчётно-экспериментального исследования сопротивления разрушению керамических материалов методом скалывания кромки образца коническими алмазными инденторами с радиусами сферического наконечника 100, 200 и 400 мкм. Конические алмазные инденторы были изготовлены и тарированы в Gilmore Diamond Tools, Inc. (USA). Скорость перемещения индентора постоянна и равна 5 мм/мин. Эксперименты по скалыванию кромки проводились на образцах из керамики на основе нитрида кремния ((Y_2O_3 , Al_2O_3) – SN), диоксида циркония (Y-TZP) и на образцах из наноламинатной керамики (Ti_3AlC_2). Образцы, использованные в экспериментах, представляли собой прямоугольные балки $3 \times 4 \times 50$ мм (керамика на основе нитрида кремния и диоксида циркония) и $4 \times 4 \times 40$ мм (наноламинатная керамика). Усилие при испытаниях прилагалось в направлении, перпендикулярном поверхности образцов шириной 3000 мкм (керамика на основе

нитрида кремния и диоксида циркония) и 4000 мкм (наноламинатная керамика). Разрушающее усилие P_f регистрировали компьютером. Затем с помощью микроскопа BX51M Olympus ($\times 50$ –1000), и программы QuickPhoto Micro 2.3 фотографировали и анализировали шрамы сколов, образовавшиеся на кромках испытанных образцов.

Расчётные исследования выполнены на базе конечно-элементного моделирования с использованием программного комплекса ANSYS. Исследовалось контактное взаимодействие инденторов с испытываемыми образцами. Цель расчётно-экспериментального исследования анализ влияния радиуса сферического наконечника инденторов на напряжённо – деформированное состояние образцов и на их сопротивление разрушению, а также поиск общих закономерностей процесса испытаний инденторами с разными радиусами сферического наконечника для различных материалов. Процедуры проведения расчётов изложены в [1-3].

При испытаниях на скалывание кромки образца коническим индентором со сферическим наконечником наблюдаются три стадии процесса разрушения материала. На первой стадии при внедрении активной сферической части индентора в образец из хрупкого материала около границы поверхности контакта образуется первичная поверхностная кольцевая трещина. На второй стадии появляются две вторичные поверхностные трещины (Рис. 1а, вид сверху). На третьей стадии происходит развитие трещин вглубь образца, приводящее к образованию скола (Рис. 1б). Образование первичной поверхностной трещины с траекторией близкой к окружности обусловлено достижением на этой траектории значений напряжений, соответствующих предельному напряжённому состоянию [2]. Образование вторичных поверхностных трещин объясняется [1, 2] на основе синергетических принципов. Две вторичные поверхностные трещины начинают распространяться от точек бифуркации и идут вдоль траектории локального неравновесного состояния, соответствующего локальному экстремуму (минимуму в

области отрицательных значений) компоненты ε_z тензора деформаций и компоненты σ_z тензора напряжений. То есть механизмы образования первичной и вторичных поверхностных трещин различны. Сочетание в экспериментах по скалыванию кромки образца коническими инденторами со сферическим окончанием процессов возникновения поверхностных трещин и дальнейшего их развития вглубь образца, приводящего к образованию скола, следует отнести к преимуществам метода. Преимущество заключается в том, что этот метод даёт интегральную (сочетание различных механизмов разрушения) характеристику сопротивления разрушению хрупкого материала и не требует предварительного создания трещины. Это даёт основание считать его весьма перспективным для оценки механических свойств хрупких материалов, особенно на стадии поисковых материаловедческих исследований.

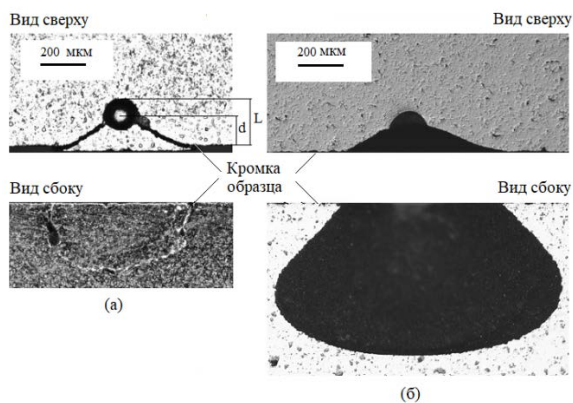


Рис. 1. Скол в стадии формирования, образец из наноламинированной керамики (а). Сформировавшийся скол, образец из нитрида кремния (б)

При расчётно-экспериментальных исследованиях с применением инденторов с различными радиусами сферического наконечника авторами предложено [3] применить принцип геометрического подобия. Условие подобия принято в виде

$$\frac{d_i}{d_j} = R_i/R_j, \quad (1)$$

где R_i, R_j – радиусы сферического наконечника инденторов, d_i, d_j – соответствующие им расстояния от центра индентора до кромки образца. Точки, в которых выполняется условие подобия (1) названы нами GS точки. Схематически это представлено на Рис. 2.

При проведении испытаний на скалывание кромки образцов весьма важным параметром является базовое расстояние испытаний (верхняя и нижняя граница значения параметра d – расстояния от центра внедрения индентора в поверхность образца до его кромки). В соответствии с принципом геометрического подобия базовые расстояния

испытаний для инденторов с различными радиусами наконечника предложено выбрать в границах, обозначенных формулой

$$0.25 R \leq d \leq 1.5 R. \quad (2)$$

Согласно (2) базовое расстояние испытаний находится в диапазонах:

$$\begin{aligned} \text{для } R = 100 \text{ мкм} & \quad 25 \text{ мкм} \leq d \leq 150 \text{ мкм}, \\ \text{для } R = 200 \text{ мкм} & \quad 50 \text{ мкм} \leq d \leq 300 \text{ мкм}, \\ \text{для } R = 400 \text{ мкм} & \quad 100 \text{ мкм} \leq d \leq 600 \text{ мкм}. \end{aligned}$$

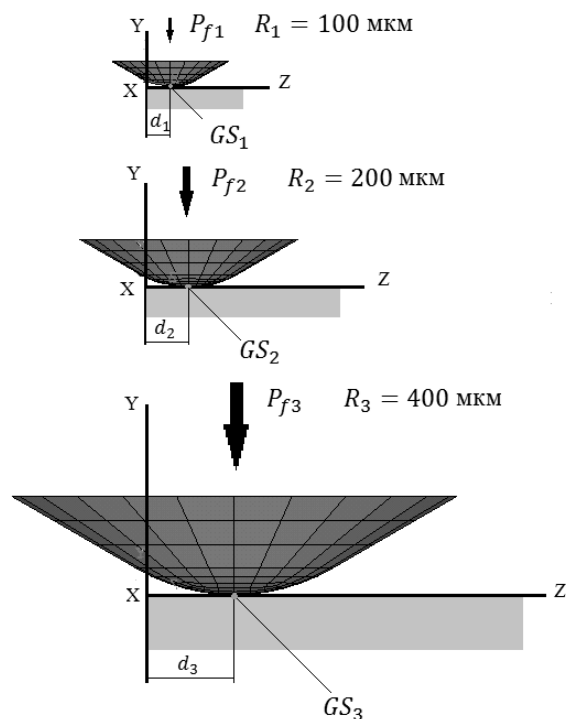


Рис. 2. Схематическое изображение расположения GS точек для инденторов с различными радиусами наконечника

Анализ результатов испытаний образцов коническими алмазными инденторами с различными радиусами сферического наконечника проводился с учётом геометрического подобия. Коэффициент подобия K определялся как отношение текущего радиуса наконечника индентора к радиусу R_{200} .

$$K = R/R_{200}, \quad (3)$$

$$\begin{aligned} \text{для } R = 100 \text{ мкм} & \quad K = 0.5, \\ \text{для } R = 200 \text{ мкм} & \quad K = 1, \\ \text{для } R = 400 \text{ мкм} & \quad K = 2. \end{aligned}$$

На Рис. 3 приведены результаты испытаний образцов из диоксида циркония (Y-TZP) и нитрида кремния ((Y_2O_3, Al_2O_3) – SN) для инденторов с радиусами наконечника $R = 100$ мкм, $R = 200$ мкм и $R = 400$ мкм в нормализованных осях. На них представлены экспериментальные зависимости

сти нормализованного разрушающего усилия $\frac{P_f}{K^2}$ от нормализованного параметра $\frac{d}{R}$. R – радиус сферического наконечника индентора, K – коэффициент подобия. Зависимость названа сопротивлением скалыванию кромки [3]. Рисунок 3 демонстрирует тот факт, что в нормализованных осях мы имеем для каждого испытанного керамического материала практически единую кривую сопротивления скалыванию кромки для инденторов с различными радиусами наконечника.

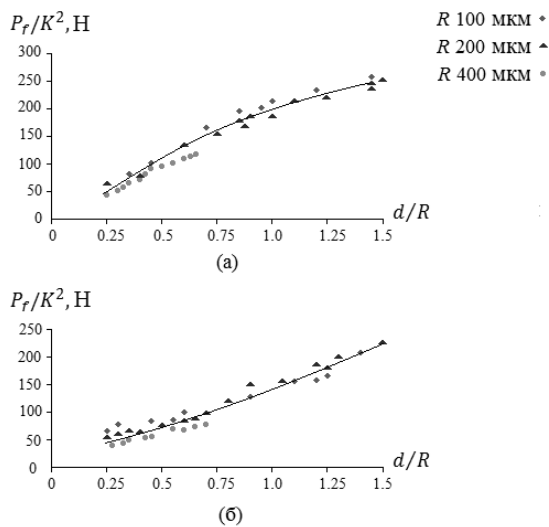


Рис. 3. Сопротивление скалыванию кромки для инденторов с радиусами скругления $R = 100$ мкм, $R = 200$ мкм и $R = 400$ мкм. Образцы из диоксида циркония (а), образцы из нитрида кремния (б)

Были также проведены испытания образцов из другого класса материалов. А именно, из класса материалов на основе МАХ-фаз, тройных соединений, отвечающие формуле $M_{n+1}AX_n$ с гексагональной плотной упаковкой, где M – переходный металл, A – элемент А-подгруппы таблицы Менделеева, X – углерод или азот. Подобные соединения имеют слоистую кристаллическую структуру, в которой карбидные или нитридные блоки $[M_{n+1}AX_n]$ разделены монослоями атомов элементов IIIA и IVA группы. Слоистость на уровне кристаллической структуры приводит к выраженному ламинатному строению зерна МАХ-фазы с толщиной слоев до нескольких десятков нанометров. Материалы на основе МАХ-фаз сочетают свойства металлов и керамики и привлекают особое внимание в современном материаловедении. Эксперименты проведены на типичном и наиболее изученном представителе этого класса материалов на наноламинатной керамике Ti_3AlC_2 . На Рис. 4 приведены результаты испытаний образцов из наноламинатной керамики (Ti_3AlC_2) для инденторов с радиусами наконечника $R = 100$

мкм, $R = 200$ мкм и $R = 400$ мкм в нормализованных осях. Рисунок 4 демонстрирует, что и для этого материала в нормализованных осях мы имеем практически единую кривую сопротивления скалыванию кромки для инденторов с различными радиусами сферического наконечника.

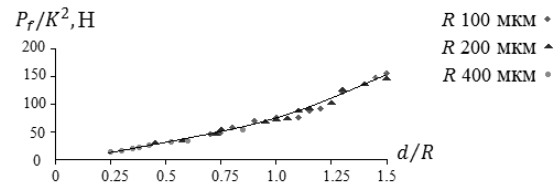


Рис. 4. Сопротивление скалыванию кромки для инденторов с радиусами скругления $R = 100$ мкм, $R = 200$ мкм и $R = 400$ мкм. Образцы из наноламинатной керамики

Установленный факт наличия единой кривой сопротивления скалыванию кромки, для конических алмазных инденторов с различными радиусами сферического наконечника позволяет предложить её в качестве механической характеристики материалов. Кривая сопротивления скалыванию кромки может эффективно применяться для оценки механических свойств материалов на стадии поисковых материаловедческих исследований. С помощью этой кривой возможно сравнение результатов экспериментов по определению сопротивления скалыванию кромки керамических материалов, полученных с применением инденторов с различными радиусами наконечника. Например, проводить сравнение свойств материалов по результатам испытаний, полученных с применением инденторов с радиусом $R = 200$ мкм и с радиусом $R = 400$ мкм. Но при этом необходимо обязательно учитывать условия геометрического подобия. На основе проведённого комплексного расчётно – экспериментального исследования можно также констатировать, что для проведения экспериментов по скалыванию кромки образцов, с указанными выше размерами грани приложения нагрузки, наиболее оптимальным является конический алмазный индентор с радиусом сферического наконечника равным 200 мкм. Применение аналогичных инденторов с радиусом 100 мкм по-видимому более целесообразно на образцах меньшего размера, а с радиусом 400 мкм на образцах большего размера.

1. Batanova O.A., Gogotsi G.A., Matvienko Yu.G. Numerical modeling edge chipping tests of ceramics // Engineering Fracture Mechanics. 2014. V. 132. P. 38-47.
2. Батанова О.А., Матвиенко Ю.Г. Закономерности образования трещин при скалывании кромки образца и индентировании хрупких материалов // Физическая мезомеханика. 2015. Т.18. № 2. С. 22-36.
3. Batanova O.A., Gogotsi G.A., Matvienko Yu.G. Unified curve of the edge chipping resistance in connection with the rounding radius indenter // Engineering Fracture Mechanics. 2017. V. 178. P. 265-278.

ОБЕСПЕЧЕНИЕ ЖИВУЧЕСТИ ПРОДОЛЬНЫХ ФЮЗЕЛЯЖНЫХ СТЫКОВ С МНОГООЧАГОВЫМИ УСТАЛОСТНЫМИ ПОВРЕЖДЕНИЯМИ С ПОМОЩЬЮ АНАЛИЗА ДАННЫХ ТЕНЗОМЕТРИИ

А.А. Баутин, Ю.А. Свирский, В.Н. Басов, Ю.М. Стойда

Центральный аэрогидродинамический институт им. Н. Е. Жуковского, Жуковский, Россия.

В работе рассматривается один из возможных методов обнаружения повреждений в элементах авиаконструкции, реализованный с помощью анализа местных деформаций. Разработана методика проведения мониторинга по данным тензометрии с учетом требований к прочности повреждённой конструкции. Представлены расчетные и экспериментальные результаты определения оптимальных мест контроля усталостных повреждений, которые могут возникать в продольном соединении листов обшивки фюзеляжа.

Введение

Принцип эксплуатационной живучести является основным принципом обеспечения безопасности при длительной эксплуатации авиационной техники транспортного назначения. Эксплуатационная живучесть – это обобщенный термин, характеризующий свойства конструкции и способы обеспечения ее безопасности по условиям прочности, включающий в себя допустимость повреждения и безопасность разрушения/повреждения [1]. Способы обеспечения безопасности эксплуатации авиационной конструкции можно условно разделить на две группы: оперативные, которые совершаются перед и после каждого полёта воздушного судна, в основном за счет визуального контроля и периодического, которые совершаются в соответствии с графиком специальных осмотров и проводятся преимущественно с помощью дефектоскопии методами неразрушающего контроля.

Одним из перспективных путей развития методов контроля целостности планера современного пассажирского самолёта во время эксплуатации является мониторинг состояния элементов авиационной конструкции. Мониторинг подразумевает непрерывную регистрацию данных о состоянии конструкции во время её эксплуатации с помощью специальных датчиков и оперативный анализ полученных данных с помощью специального устройства установленного на борту самолёта.

Определения оптимальных мест контроля для конструкции с многоочаговыми повреждениями

Для определённых зон и элементов конструкции с учетом особенности их разрушения и эксплуатации может быть выбран наиболее подходящий метод контроля. В большинстве случаев повреждения в композитных и металлических элементах могут быть обнаружены с помощью анализа параметров напряженно-деформированного состояния (НДС), путём сравнения показаний датчиков деформаций в повреждённом и неповреждённом состоянии конструкции [2].

В основе анализа целостности конструкции с помощью контроля по данным тензометрии лежит определение и оценка величины относительного из-

менения показаний тензодатчика, которое получено при измерении деформаций в начале и в течение испытаний или эксплуатации:

$$\bar{\varepsilon} = |\Delta\varepsilon/\varepsilon_1| \cdot 100\% \leq \bar{\varepsilon}_{\text{н}} \quad (1)$$

где $\bar{\varepsilon}_{\text{н}}$ – пороговое значение относительной местной деформации, которое подбирается экспериментально с учётом погрешности определения действующих нагрузок (по результатам работы [2] значение $\bar{\varepsilon}_{\text{н}}$ принимается не меньше чем 15%); $\Delta\varepsilon$ – разность показаний тензодатчика при первой и последней тензометрии $\Delta\varepsilon = \varepsilon_n - \varepsilon_1$ при одинаковых нагрузках, n – количество проведенных измерений при испытаниях.

Изменение параметров НДС при наличии усталостных повреждений с достаточной точностью может быть получено с помощью МКЭ [3]. На рис. 1 показано НДС элементов стыка без повреждений и с усталостными многоочаговыми трещинами в верхнем листе соединения. В нижней части рисунка представлены зоны изменения деформаций в верхнем повреждённом листе и изменения показаний тензодатчика в зависимости от расстояния до критического сечения.

Для определения оптимальной схемы установки датчиков в продольных фюзеляжных стыках использовалось экспериментально полученное значение безопасной суммарной площади усталостных трещин. Для этого с помощью методов фрактографии были определены фронты, которые имели усталостные трещины не менее чем за сто циклов до разрушения образцов. Определенное по нижней границе доверительного 95%-го интервала значение повреждённой площади – S_n , включая площадь, которую занимали отверстия под заклёпки (~20%), составляло ~40% (рис. 2) от площади сечения брутто – S_0 .

Определение схемы установки датчиков проводилось с помощью обучения искусственной нейронной сети [4] и анализа полученной зависимости между возможными безопасными трещинами и изменениями, возникающими при измерении деформаций тензодатчиком. Обучение сети проводилось с помощью набора данных состоящего из рас-

положения многоочаговых трещин с учетом их размеров и изменений, зафиксированных тензодатчиками при наличии таких повреждений. Расчет изменения деформаций, вызванных наличием трещин, проводился с помощью МКЭ. На рис. 3 показано сравнение зон, в которых изменения датчика составляют более 15%, рассчитанных с помощью МКЭ (красным) и определённых по аппроксимации нейронной сетью (синим).

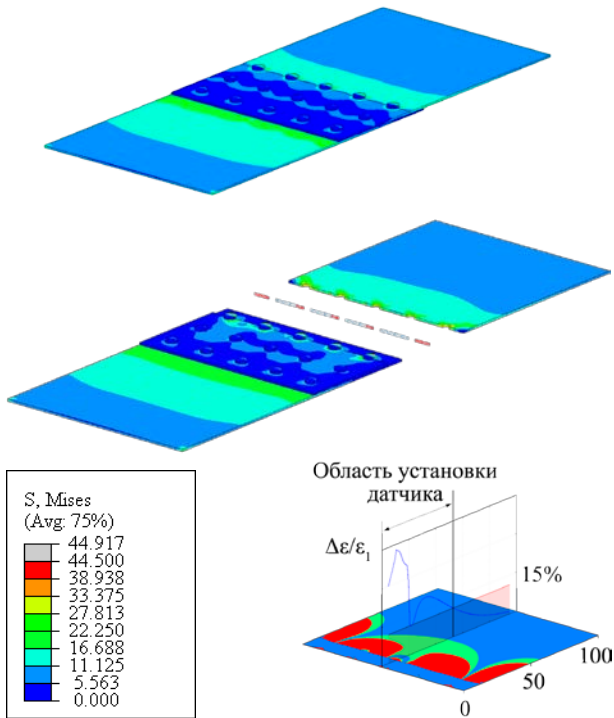


Рис. 1. НДС элементов продольного стыка без повреждений (вверху) и с возможными усталостными трещинами (в середине рисунка). Зона изменения НДС (внизу рисунка, синим обозначена зона, соответствующая изменениям деформации <math>< 5\%</math>, зеленым > 15%, красным > 30%) и изменение показаний тензодатчика в зависимости от удалённости от сечения, в котором моделировались трещины

Заключение

В работе рассмотрена возможность мониторинга целостности повреждённой конструкции на примере продольных фюзеляжных стыков. В ре-

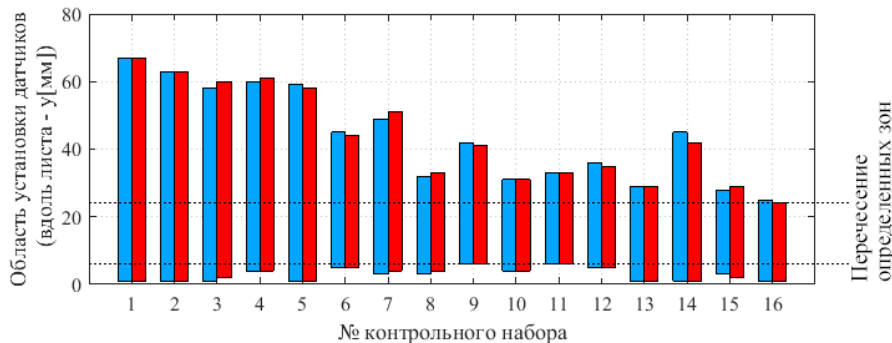


Рис. 3. Сравнение результатов полученных с помощью МКЭ и аппроксимации по нейронной сети для определения зон возможной установки датчиков

зультате расчетных и экспериментальных результатов можно сделать следующие выводы:

- Экспериментально показана возможность заблаговременного определения повреждений в конструкции продольных стыков;
- Экспериментально определена суммарная площадь безопасных трещин, которые могут возникнуть в продольном стыке в результате циклической наработки. Полученная общая площадь повреждённого сечения составляет порядка 20% от площади сечения брутто;
- Построена численная зависимость между возникающими в продольном стыке повреждениями и показаниями тензодатчика. С помощью анализа полученной зависимости определена оптимальная схема размещения датчиков, которая подразумевает расположение одного датчика на каждые пять отверстий на расстоянии 1-1.5 см от наиболее нагруженного ряда в продольном соединении.

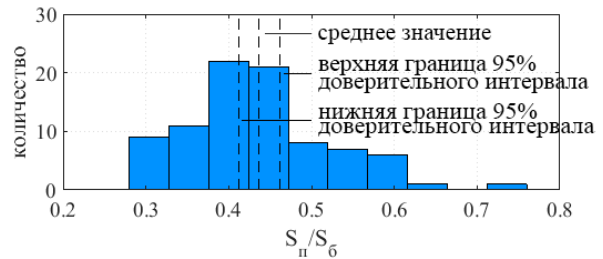


Рис. 2. Распределение образцов в зависимости от отношения суммарной повреждённой площади (с учетом отверстий) – S_d , к площади брутто – S_0

1. Оценка допустимости повреждений и усталостной прочности конструкции. Рекомендательный циркуляр РЦ-АП 25.571-1А // М.: МАК, 2015 г., с. 107.
2. Ramesh Sundaram, Kamath G.M., Nitesh Gupta, Subba Rao M. Damage Studies in Composite Structures for Structural Health Monitoring using Strain Sensors // B.: Advanced Composites Division, National Aerospace Laboratories, 2010. pp. 1-17.
3. Svirskiy Yu.A., Bautin A.A., Papic L., Gadolina I.V. Methods of Modern Aircraft Structural Health Monitoring and Diagnostics of Technical State // D.: Springer, 2017. pp. 1-29.
4. Хайкин С. Нейронные сети. Полный курс // М.: "Вильямс", 2006. с. 1104

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ ЛОКАЛЬНОГО АНАЛИЗА ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ЖИВУЧЕСТИ МАТЕРИАЛА ТУРБИНЫХ ЛОПАТОК ПРИ ДЛИТЕЛЬНЫХ СРОКАХ ЭКСПЛУАТАЦИИ

О.Б. Бердник, И.Н. Царева, М.К. Чегуров

Институт проблем машиностроения - филиал Федерального государственного бюджетного научного учреждения «Федеральный исследовательский центр Институт прикладной физики РАН» (ИПМ РАН), г. Нижний Новгород, berdник80@mail.ru

Рассмотрены характерные изменения структуры, которые отражаются на механических характеристиках никелевого сплава ЭИ607А после разных сроков эксплуатации рабочих лопаток ГТД. Для определения изменения состояния материала при разных наработках были применены релаксационные испытания на микрообразцах, которые позволили выявить изменения, происходящие в микрообъемах материала и прогнозировать работоспособность изделия в целом.

Жаропрочный никелевый сплав ЭИ607А (ХН80ТБЮ) применяют для изготовления крупногабаритных рабочих лопаток 3-ей и 4-ой ступеней агрегата ГТЭ-45-3. Для анализа изменения состояния структуры и механических характеристиках был проанализирован сплав лопаток 4-ой ступени: с наработкой 13 769 часов, он же после проведения термической обработки (ТО) для восстановления работоспособности; он же после наработки ~ 86 000 часов, (общая наработка ~ 100 000 часов); а так же материал с наработкой 95 203 часа и после ТО.

Методика эксперимента

Образцы для исследования микроструктуры, измерения твердости и определения предела микропластичности (σ_0) и предела текучести (σ_T) были вырезаны из перовой части лопаток, имеющих различные наработки (от 13 000 до 100 000 часов) так как материал перовой части более подвержен воздействию теплового потока.

Металлографические исследования проводили на растровом электронном микроскопе «VEGA TESCAN II».

Испытания на релаксацию напряжений сплава проводились на автоматизированном комплексе АУР1. На установке исследовались цилиндрические образцы 3,0x6,0 мм. Образцы подвергаются деформации сжатием. Осуществляется ступенчатое увеличение нагрузки с постоянным приращением напряжения (или деформации) на каждом шаге. После каждого шага сжатия нагружения приостанавливается на время Δt . Затем осуществляется следующий. После каждого шага сжатия при остановке нагружения наблюдается падение напряжения. Это обусловлено релаксацией напряжений. Явление релаксации отражает процессы аккомодационной перестройки дефектной (дислокационной) структуры материала под действием внешних и внутренних напряжений. В ходе релаксационных испытаний на каждом шаге нагружения регистрируется максимальная величина падения напряжения, так называемая истин-

ная глубина релаксации $\Delta\sigma$ (или относительная $\Delta\sigma/\sigma$), временная зависимость падения напряжения $\sigma(t)$ и другие характеристики [1].

Измерение твердости (по Виккерсу) материала сделаны ультразвуковым твердомером МЕТ-У1 по ГОСТ 22761-77. Измерения микротвердости проводили на шлифах на микротвердомере ПМТ-3 по ГОСТ 9450-76 при нагрузке на индентор 2 Н (ошибка измерения не превышала 2 %).

Результаты

В микроструктуре сплава ЭИ607А с наработкой 13 769 часов, видна незначительная разнородность (средний размер зерен до 100 мкм), Границы зерен четкие, карбидная фаза выделилась по границе зерна отдельными глобулами разной дисперсности (~3 - 5 мкм), не образуя сетки (рис. 1а) Твердость материала после эксплуатации – 304 НV.

После проведения ТО (закалка и старение) произошло растворение карбидной сетки, размер карбидов уменьшился до ~ 1 мкм, однако встречаются отдельные крупные карбиды, которые имеют размер до 4 мкм, что допустимо для данного сплава (рис. 1б). Твердость материала после ТО – 350 НV.

Для определения предела текучести (σ_T) и предела микропластичности (σ_0) использовали метод релаксационных испытаний. Результаты испытаний представлены в табл. 1. Согласно литературным данным, предел текучести сплава должен быть ≥ 530 МПа. Материал лопаток после эксплуатации имеет завышенное значение физического предела текучести (710 МПа) и низкое число предела микропластичности (257 МПа). ТО не привела к снижению σ_T , но произошло повышение предела микропластичности до 350 МПа. Это говорит о том, что у восстановленного материала процессы дислокационной перестройки в материале будут происходить позднее (при больших рабочих нагрузках).

Дальнейшая эксплуатация этих лопаток в течении ~ 86 000 ч. привела к изменениям в микро-

структуре; перераспределению упрочняющих фаз и появлению локальной пористости, преимущественно в зоне выходной (тонкой) кромки лопатки, которые также отразились на механических характеристиках (табл. 1).

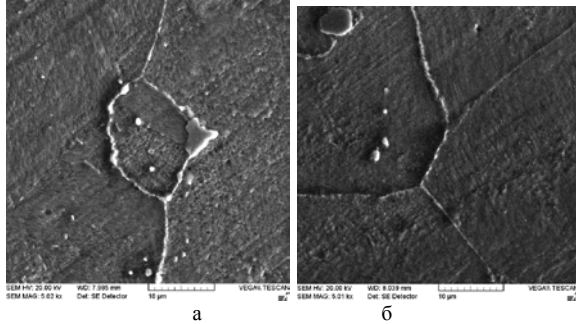


Рис. 1. Микроструктура сплава ЭИ607 с наработкой 13 765 ч. (а); после ТО (б), X5000

Значения твердости материала имеют большой разброс от 190 до 400 HV. Зона с низким значением твердости (195 HV) совпадает с областью обнаружения микропор в микроструктуре. Материал показал пониженные значения σ_0 , что свидетельствует о разупрочнении сплава на микроуровне (результаты испытаний приведены в табл. 1).

Анализ состояния материала с наработкой 95 203 ч. без промежуточного восстановительного ремонта, включающего в себя термическую обработку, показал, что состояние сплава находится в неудовлетворительном состоянии; в микроструктуре материала перовой части обнаружены поры

(диаметром до 1 мкм) расположенные в основном теле зерна, границы зерен упрочнены мелкодисперсными выделениями карбидной фазы (рис. 2).

Установлено, что твердость материала лопатки неоднородна и соответствует значениям для входной кромки и центра 200-350 HV, для выходной кромки разброс от 169 до 492 HV. Для проведения более детальных исследований были вырезаны 2 образца из этих зон. На продольном шлифе в зоне входной кромки микротвердость ниже нормируемых значений. На поперечном шлифе имеется участок, где микротвердость повышена: от 300 до 469 кг/мм². На образце, вырезанном из зоны выходной кромки, зарегистрированы anomalously низкие значения на продольном шлифе (от 120 до 170 кг/мм²).

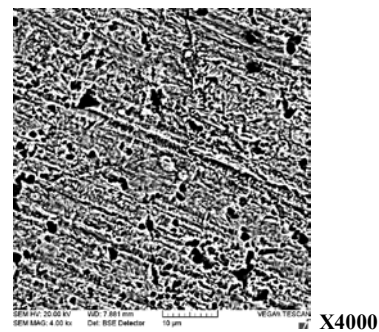


Рис. 2. Микроструктура сплава ЭИ607 с наработкой 95 203ч.

Табл. 1. Результаты испытаний на релаксацию напряжений образцов из сплава ЭИ607, вырезанные из рабочей лопатки

Наработка, ч	Место анализа, состояние	Предел микропластичности (σ_0), МПа	Среднее значение σ_0 , МПа	Предел текучести σ_0 , МПа	Среднее значение σ_0 , МПа
13 765	перовая часть, после эксплуатации	265	257	730	710
		250		690	
	после ТО	290	350	710	715
		410		700	
100 000	кромка перовой части, после эксплуатации	260	252	610	662
		225		700	
		270		675	
	центр перовой части, после эксплуатации	300	315	630	630
		330		630	
	замковая часть	290	295	615	623
300		630			
95 203	перовая часть центр, после эксплуатации	250	263	460	467
		250		480	
		290		460	
	перовая часть кромка, после эксплуатации	165	154	330	300
		120		275	
		150		295	
	перовая часть, после ТО режим 1	230	218	550	525
		225		515	
		200		510	
	перовая часть, после ТО режим 2	210	225	510	518
		260		550	
		205		495	
перовая часть, после ТО режим 1	285	258	590	563	
	245		570		
	245		530		

Из результатов релаксационных испытаний получены пределы текучести материала в разных перовой части от $\sigma_T = 467$ МПа до $\sigma_T = 300$ МПа, которые также оказались ниже нормируемого показателя на данный сплав в 1,13 и 1,76 раза соответственно (табл. 1). Низкие значения предела микропластичности материала свидетельствуют разупрочнении во всем объеме материала и полной потере работоспособности после длительного срока эксплуатации без проведения своевременной ТО.

Для выяснения возможности восстановления механических характеристик сплава после наработки 95 203 ч. были опробованы три варианта ТО материала: 1. Нагрев до температуры (1090 ± 10) °С, выдержка 3 часа, охлаждение на воздухе. Отпуск при температуре (680 ± 10) °С, выдержка 12 часов, охлаждение на воздухе;

2. Нагрев образцов до температуры (1090 ± 10) °С, выдержка 3 часа, охлаждение с печью;

3. Нагрев до температуры (680 ± 10) °С, выдержка 12 часов, охлаждение с печью.

ТО не привела к изменению структуры сплава. В микроструктуре сохранилась пористость и сетка мелких карбидных выделений по границам зерен. Микротвердость материала после ТО составляет 335 кг/мм^2 .

Методом релаксационных испытаний установлено, что применение ТО не повлияло на изменения величины предела микропластичности, ($\sigma_0 = 258 - 220$ МПа), но привело к повышению предела текучести до 520 МПа – 563 МПа (табл. 1), однако, значения σ_T находятся на нижнем пределе ($\sigma_T \geq 530$ МПа), что не может гарантировать работоспособность материала.

Выводы

Проведенный анализ микроструктурных изменений в процессе эксплуатации и их связь со значениями механических характеристик сплава позволили определить, что работа материала в течение длительных сроков приводит к деградации микроструктуры, которая не всегда отражается на макропоказателях механических характеристик, использование метода релаксационных испытаний позволяет численно оценить изменения, происходящие на микроуровне (внутизеренную деградацию), что позволит определять состояние материала с различными сроками наработки.

Исходя из анализа полученных данных, можно сказать, что для продления срока службы лопаток, необходимо своевременное применение термической обработки для регенерации микроструктуры и восстановления механических характеристик сплава. При эксплуатации лопаток из сплава ЭИ607 более 50 000 часов в материале происходят необратимые процессы, которые могут привести к разрушению и аварийным ситуациям. Необходимо точно соблюдать регламент осмотров и ремонта высоконагруженных деталей горячего тракта турбины.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИПФ РАН на проведение фундаментальных научных исследований на 2013-2020 гг. по теме № 0035-2014-0401 (№ госрегистрации 01201458049)

1. Патент 2204817 Чувильдеев В.Н. Способ определения технического состояния материалов элементов конструкции /Мадьянов С.А. Краев А.П. Нохрин А.В. Мельников Г.Ю. Грунтенко Г.С. Никитюк В.М. <http://www.findpatent.ru/patent/220/2204817.html> © FindPatent.ru - патентный поиск, 2012-2018.

ПОВЫШЕНИЕ РЕСУРСА РАБОТЫ ИЗДЕЛИЙ И ПОКРЫТИЙ ИЗ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПОЛУЧЕННЫХ АДДИТИВНЫМИ ЛАЗЕРНЫМИ ТЕХНОЛОГИЯМИ

В.П. Бирюков

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

Представлены результаты применения лазерного излучения для получения изделий и покрытий из металлокерамических материалов. Показано, что введения микро и нано порошков карбидов позволяет повысить износостойкость металлокерамических покрытий в 2-5 и до 11 раз соответственно по сравнению с основным порошковым материалом. Разработана методика оценки износостойкости материалов и покрытий с помощью склерометрирования.

Ключевые слова: лазерная наплавка, микротвердость, износостойкость

Введение

Для изготовления и восстановления лопаток турбин использовали систему Optomes LENS750 (США), IPG волоконный лазер мощностью 500Вт. В качестве наплавочного материала порошок Инконель 690 с добавлением карбида титана (TiC) 0-49%. Применение металлокерамических порошков позволило снизить плотность полученного материала с 8,2 до 6,9 г/см³ при содержании 40% TiC в наплавочной шихте [1]. Высокотемпературного растворения карбида титана не обнаружено. Прочность полученного материала не уступает исходному материалу, твердость увеличивается до 35-40 HRC по сравнению с основой имеющей твердость ниже 15 HRC и износостойкость повышается до 42%.

На образцы высокопрочной низколегированной стали Q550 с размерами 10 × 20 × 60 мм наносили порошковую обмазку толщиной 1,0 мм [2]. Химический состав используемого порошка на основе никеля в весовых процентах: С 0,8-1,2%, В 3-3,5%, Si 3,5-4,0%, Cr 14-16%, Fe 14-15%. В состав шихты для обмазки вводили 20% по массе монокристаллический карбид вольфрама с размером частиц 100-200 мкм. Для лазерной наплавки использовали установку фирмы Laserline LDF4000-100 с длиной волны 980 нм, и максимальной мощностью лазера 4,4 кВт. Размер лазерного пятна на поверхности образца составлял 17 × 1,5 мм, скорость перемещения луча 3 мм/с. Расход аргона составлял 12 л/мин. Испытание на износ проводили на машине трения MM-2000. Покрытия, полученные при мощности излучения 3,6 кВт, имеют износостойкость в 6,8 раза выше, чем материал основы образца.

Порошковая шихта [3] составлялась из 55% самофлюсующегося порошкового сплава ПГ-10 Н-01 с добавлением 45% релита с размером частиц 53-83 мкм. Шихту укладывали на основу из стали 65 Г. Обработку слоя осуществляли лучом непрерывного СО₂-лазера номинальной мощностью 2 кВт с заглубленным фокусом. Износостойкость полученного композиционного покрытия оценивали при трении о жестко закрепленный абразив в соответствии с требованиями ГОСТ 17367–71. Одновременно испытывали образцы покрытия, полученные лазерной

наплавкой износостойкого сплава ПГ–10 Н–01 и наплавкой порошковой быстрорежущей инструментальной стали Р6М5–ПМ. Износостойкость самофлюсующегося сплава ПГ-10 Н-01 при трении о жестко закрепленный абразив увеличилась в 5 раз за счет дополнительного упрочнения релитом сферической формы и более чем в 3 раза превышает износостойкость быстрорежущей стали.

Цель работы

Определение коэффициента износостойкости покрытий в зависимости от химического состава шихты и режимов лазерной наплавки с помощью склерометрирования и испытаний на абразивное изнашивание.

Материалы и методы исследования

Эксперименты проводили на автоматизированном комплексе ИМАШ РАН [4]. Мощность излучения варьировали в пределах 800-1200 Вт, при скорости перемещения луча 5 – 10 мм/с. Удельная плотность мощности составляла 38 – 126 Вт·с/мм². Для наплавки выбраны порошки на основе никеля с размером частиц 40—100 мкм марок ПР-НХ15СР2 и ПР-НХ17СР4. В качестве добавок использовали нано порошки карбидов вольфрама и титана с размером частиц 20 – 100 нм. Образцы изготавливали из стали 40Х и чугуна ВЧ60-2 с размерами 15 × 20 × 60 мм. Толщина наплавленного слоя составляла 0,7 - 0,8 мм. Металлографические исследования выполняли с использованием микротвердомера ПМТ-3 при нагрузке 0,98Н. Структура и химический состав наплавленных слоев исследовались на сканирующем электронном микроскопе TESCAN VEGA 3 SBH с системой энергодисперсионного анализа с применением режимов отраженных и вторичных электронов. Испытания на абразивное изнашивание проводили по схеме Бринелля – Хаворта [5]. К вращающемуся резиновому диску прижимался плоский образец с наплавленным покрытием или образец из основного материала с нагрузкой 15Н. В зону трения подавался кварцевый песок с размером частиц 0,2-0,6 мм. Продолжительность испытаний составляла 10 минут. Кроме того, оценку коэффициента износостойкости

покрытия и основного материала выполняли склерометрированием [6]. Нагрузка на индентор при царапании составляла 0,98Н на приборе ПМТ-3. Скорость перемещения алмазного индентора составляла 10мм/с.

Результаты исследований и их обсуждение

В первой серии экспериментов лазерную наплавку выполняли порошком ПР-НХ15СР2 на образцы из чугуна ВЧ60-2. В таблице 1 представлены результаты определения микротвердости и износостойкости, по ширине царапины в сравнении с испытаниями на абразивное изнашивание при наплавке чугуна. Коэффициент износостойкости определялся из соотношения [4]:

$$K = C \cdot b/d, \quad (1)$$

где b - ширина царапины основного материала, d - ширина царапины наплавленного слоя, измеряемые в микрометрах.

$C=0,7-5,5$ – коэффициент, определяемый с учетом особенностей процесса лазерной наплавки (твердость покрытия, режимы обработки и добавки).

Таблица 1. Определения коэффициента износостойкости при наплавке чугуна

№ п/п	Марка материала основы или порошка и микротвердость, МПа	Ширина царапины, мкм	Коэффициент С	Коэффициент износостойкости, расчет/эксперимент
1	Чугун ВЧ60-2, 3910-4380	35	1	1/1
2	ПР-НХ15СР2, 4950-5520	28	1,2	1,5/1,53
3	ПР-НХ15СР2 4680-5220	28,5	1	1,18/1,22
4	ПР-НХ15СР2 4390-4960	28,9	0,7	0,85/0,088

Зона наплавки образцов № 3 и 4 имеет пониженное значение микротвердости связанное с глубоким проплавлением основы на 0,4 - 0,5 и 0,7 – 0,8 мм соответственно, что вызвано превышением погонной энергии при обработке образцов.

Во второй серии экспериментов лазерную наплавку на образцы стали 40Х выполняли порошком ПР-НХ17СР4. При оптимальных режимах обработки получены значения микротвердости наплавленного покрытия 7840-10600 МПа. При этом коэффициент износостойкости при склерометрировании равен 10, а при испытании на абразивное изнашивание 10,3 (табл. 2).

При повышенной мощности излучения или низкой скорости перемещения детали (луча) происходит проплавление материала основы на глубину 0,4-1,0 мм. Это приводит к резкому уменьшению микротвердости наплавленного слоя и появлению дефектов в виде пор и трещин. При отклонении от оптимальных режимов наплавки и проплавлении основы на глубину более 0,1 мм наблюдается уменьшение износостойкости покрытия.

В третьей серии экспериментов на образцы стали 40Х наплавляли порошок ПР-НХ15СР2 и с добавками нано порошка карбида вольфрама в количестве 3 – 7 % с размером частиц 20 -100 нм (табл.3).

Таблица 2 Определения коэффициента износостойкости при наплавке стали

№ п/п	Марка материала основы или порошка и микротвердость, МПа	Ширина царапины, мкм	Коэффициент, С	Коэффициент износостойкости, расчет/эксперимент
1	Сталь 40Х, 1970-2260	40	1	1/1
2	ПР-НХ17СР4, 7840-10600	18	4,5	10/10,3
3	ПР-НХ17СР4, 7180-9640	19,2	3	6,25/6,2
4	ПР-НХ17СР4, 6120-9180	20,3	1,8	3,54/3,52
5	1360 с добавками карбида титана, 8670-11200	18	5	11,1/11,2
6	1360 с добавками карбида титана, 7650-9870	18,7	3	6,41/6,5
7	1360 с добавками карбида титана, 6580-8960	20,1	1,9	3,78/3,9

Таблица 3 Определения коэффициента износостойкости при наплавке стали 40Х порошком ПР-НХ15СР2 и с добавками нано порошка карбида вольфрама

№ п/п	Марка материала основы или порошка и микротвердость, МПа	Ширина царапины, мкм	Коэффициент, С	Коэффициент износостойкости, расчет/эксперимент
1	Сталь 40Х, 2320-2440	32	1	1/1
2	ПР-НХ15СР2, 6400-6600	23	2,5	3,5/3,54
3	ПР-НХ15СР2 с добавками нано карбида вольфрама 3% 6920-6600	20,5	2,9	4,6/4,58
4	ПР-НХ15СР2 с добавками нано карбида вольфрама 5% 7180-8060	18,9	3,16	5,8/5,83
5	ПР-НХ15СР2 с добавками нано карбида вольфрама 7% 7620-9160	17,4	3,85	7,1/7,12

На рис. 1 представлен микрошлиф единичной наплавленной дорожки порошком ПР-НХ15СР2 с нанесенной царапиной. Под зоной наплавки расположена зона лазерной закалки из твердого состояния. Равномерная ширина царапины в зоне наплавки свидетельствует о равномерности механических

свойств в покрытии.

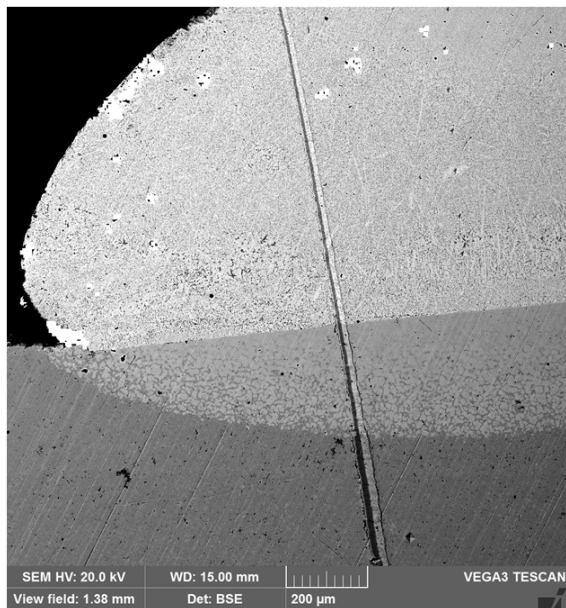


Рис. 1. Микрошлиф единичной наплавленной дорожки порошком ПР-НХ15СР2×200

Положительные результаты наплавки получены при плотности энергии излучения до $50 \text{ Вт}\cdot\text{с}/\text{мм}^2$. При дальнейшем увеличении плотности энергии происходит выгорание части легирующих элементов и разложение карбидной фазы и износостойкость снижается в 2 – 3 раза (табл.2).

Разработанная методика определения коэффициента износостойкости с помощью склерометрирования позволяет на образцах свидетелях металлографическими исследованиями сократить цикл испытаний и в ряде случаев быть единственным способом, когда невозможно определить износостойкость крупногабаритных изделий: коленчатых валов, валков прокатных станов, шеек валов газовых и паровых турбин и других узлов трения. Дальнейшие исследования в этой области позволят более точно определять коэффициент износостойкости с учетом поступления новых данных по различным порошковым материалам.

Выводы

Металлокерамические изделия и покрытия обладают повышенной износостойкостью при использовании микро и нано порошков в 2-5 раза и до 11 раз соответственно.

Разработана методика определения износостойкости покрытий при лазерной наплавке с помощью склерометрирования.

Отклонение коэффициентов износостойкости покрытий при склерометрировании и абразивном изнашивании сопоставимой износостойкостью составило не более 5%.

Показано, что превышение плотности энергии лазерного излучения более $50 \text{ Вт}\cdot\text{с}/\text{мм}^2$ приводит к

резкому снижению коэффициента износостойкости при лазерной наплавке.

1. Wilson J.M., Shin Y.C. Microstructure and wear properties of laser-deposited functionally graded Inconel 690 reinforced with TiC. Surf Coat Technol. 2012. 207. (25). p. 517–522.
2. Ma Q, Li Y, Wang J, Liu K. Microstructure evolution and growth control of ceramic particles in wide-band laser clad Ni60/WC composite coatings // Materials and Design 2016. (92). P. 897–905.
3. Маликов А. Г., Оришич А. М. Лазерное выращивание металлических и металлокерамических изделий//Аддитивные технологии. 2018. №3. С.30-33.
4. 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.
5. Хрушов М.М., Бабичев М.М. Абразивное изнашивание. М.: Наука. 1970. 256 с.
6. Пат. 2 644 440 Российская Федерация, МПК G01N 3/56. Способ определения износостойкости покрытия / Бирюков В.П., Гудушаури Э.Г., Фишков А.А. и др.; опубл. 12.02.2018. Бюл. № 5.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ЛАЗЕРНОГО УПРОЧНЕНИЯ НА ГЕОМЕТРИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ ЗОН ЗАКАЛКИ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 40Х

В.П. Бирюков¹, Д.А. Старостин², Д.В. Клеветов², А.П. Егоров²

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

²Акционерное общество «Всероссийский научно-исследовательский институт «Сигнал», Ковров, Владимирская область, Россия

Проведены эксперименты по дефокусировке луча многоканального лазера в пределах 25-130 мм. С помощью полного факторного эксперимента построены поверхности для глубины и ширины зон закалки при варьировании скорости перемещения луча в пределах 10-20 мм/с, мощности 1-2 кВт и диаметра луча 4-6 мм. Сравнительные испытания на износ показали, что с увеличением площади закалки до 50% поверхности трения износостойкость возрастает в 3,2 раза по сравнению с нормализованной сталью 40Х.

Введение

В последние годы [1] для обработки поверхностного слоя деталей цилиндрической группы применяются методы локального термического упрочнения, в частности метод лазерной термической обработки. Лазерной обработке обычно подвергают не всю поверхность трения, а отдельные её участки. В результате образуется поверхность из последовательно чередующихся «мягких» (исходная структура чугуна) и твердых участков зоны лазерного воздействия. Экспериментально установлено [1], что лазерная обработка повышает не только износостойкость поршневых колец (ПК) в 1,5-2,4 раза, но и снижает износ серийных цилиндрических втулок. Чередование износостойких лазерных дорожек, имеющих структуру отбеленного чугуна повышенной твердости, и областей чугуна с графитными включениями на рабочей поверхности ПК благоприятно сказывается на работоспособности пары трения. На основании натурных испытаний [2] в судовых условиях дизелей 6 ЧРН 36/45 установлено, что кольца с лазерной обработкой при наработке 7,5 тыс. ч по износостойкости не уступают хромированным поршневым кольцам (ОАО «РУМО»), а в сравнении с «сульфоцианированными» (ОАО «Завод Нижегородский Теплоход») превосходят в 1,8-2,2 раза.

В работе [3] для проведения экспериментальных исследований были выбраны конструкционные стали 65Г, 30ХГСА, 45. Обработка производилась на специализированном лазерном технологическом комплексе АЛТКУ-5 на основе многоканального СО₂-лазера с уникальной компоновкой трубок. Выбор режима осуществлялся на изменении в оптимальных для обработки интервалах: мощности 1000 – 4600 Вт, скорости перемещения лазерного луча 10 – 30 мм. Представленные результаты упрочнения в табличном виде позволяют применять выбранный режим для конкретной операции и не дают представления о влиянии мощности излучения и скорости перемещения луча на размеры зон обработки во всем исследуемом диапазоне.

Целями работы являются установление влияния режимов лазерной обработки многоканальным лазером на изменения глубины и ширины зон закалки и

влияния площади закалки на износостойкость упрочненных образцов

Материалы и методы исследования

Лазерное упрочнение производилось на автоматизированном лазерном технологическом комплексе (АЛТКУ-3) образцов стали 40Х с размерами 10×20×80 мм. Для повышения поглощательной способности поверхности перед лазерной обработкой образцы фосфатировали. Металлографические исследования проводили с использованием микротвердомера ПМТ-3 при нагрузке 0,98 Н, цифрового микроскопа АМ413МЛ, металлографического микроскопа Альтами МЕТ 1С. В первой серии экспериментов исследовали влияние плотности мощности лазерного излучения на глубину, ширину и микротвердость упрочняемых дорожек при мощности излучения 1000 Вт и 2000 Вт и скорости перемещения луча 10 мм/с и 20 мм/с при дефокусировке лазерного луча 25 мм – 130 мм. Во второй серии опытов с помощью метода полного факторного эксперимента (ПФЭ) определяли влияние режимов обработки на параметры упрочненных дорожек [4]. В качестве факторов эксперимента были выбраны мощность излучения Р (1000 - 2000 Вт), скорость обработки V (10 - 20 мм/с), и диаметр лазерного луча d (4 - 6 мм.) Для построения математических моделей в качестве откликов системы рассматривались глубина Н и ширина В зон лазерной закалки. Шлифы изготавливались по стандартной методике и производились трехкратные измерения глубины и ширины закаленных зон. В расчете определялись все возможные взаимодействия факторов. Поскольку выполнялся ПФЭ 2³, количество экспериментов составило 8. В третьей серии экспериментов образцы упрочнялись с различным шагом наложения дорожек для получения площади закалки 25%, 50%, 75%, 100% и с перекрытием дорожек 10-30%. Испытания на износостойкость и задиростойкость выполняли на машине трения МТУ-01 по схеме плоскость (образец) - кольцо (контробразец, сталь 40Х, HRC 48-52).

Результаты исследований и их обсуждение

По результатам измерений параметров упрочненных зон в первой серии экспериментов построены

графики зависимости глубины и ширины зон закалки от изменения расстояния до фокальной плоскости или плотности мощности излучения представлены на рис. 1

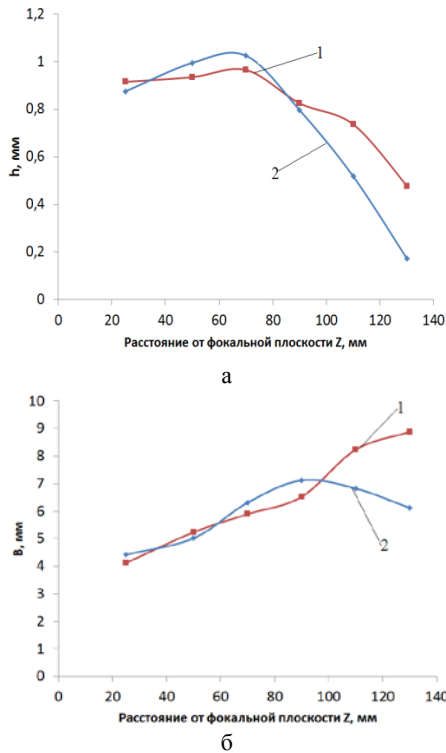


Рис. 1. Изменение глубины (а) и ширины (б) зон лазерной закалки:

1 – P = 1 кВт, V=10 мм/с; 2 – P = 2 кВт, V=20 мм/с

Левую и правую часть графика рис. 1,а можно представить в виде линейных зависимостей с ограничением области их определения. Например, для левой части графика предельные значения диаметров лазерного пятна на поверхности детали 4 – 6 мм, а для правой – 10 - 12 мм. Тогда решение линейных уравнений регрессии будет иметь адекватные значения.

В результате проведенного регрессионного анализа получена система уравнений регрессии геометрических параметров упрочненных зон в зависимости от режимов обработки.

Уравнение для определения глубины зоны закалки H в натуральных величинах имеет вид:

$$H = 0,95 + 0,179 \cdot \left(\frac{P - 1500}{500} \right) - 0,174 \cdot \left(\frac{V - 15}{5} \right) \quad (1)$$

Уравнение для определения ширины зоны закалки B в натуральных величинах имеет вид:

$$B = 4,682 + 0,361 \cdot \left(\frac{P - 1500}{500} \right) - 0,341 \cdot \left(\frac{V - 15}{5} \right) \quad (2)$$

По уравнениям регрессии проведены расчеты, и сопоставлены с результатами эксперимента. Расчетные значения отличаются от фактических значений глубины и ширины зон закалки не более чем на 5%. Регрессионные модели зависимостей типа H (P,V), B (P,V) введены в табличный редактор MsExcel

и построены сравнительные поверхности для этих функций.

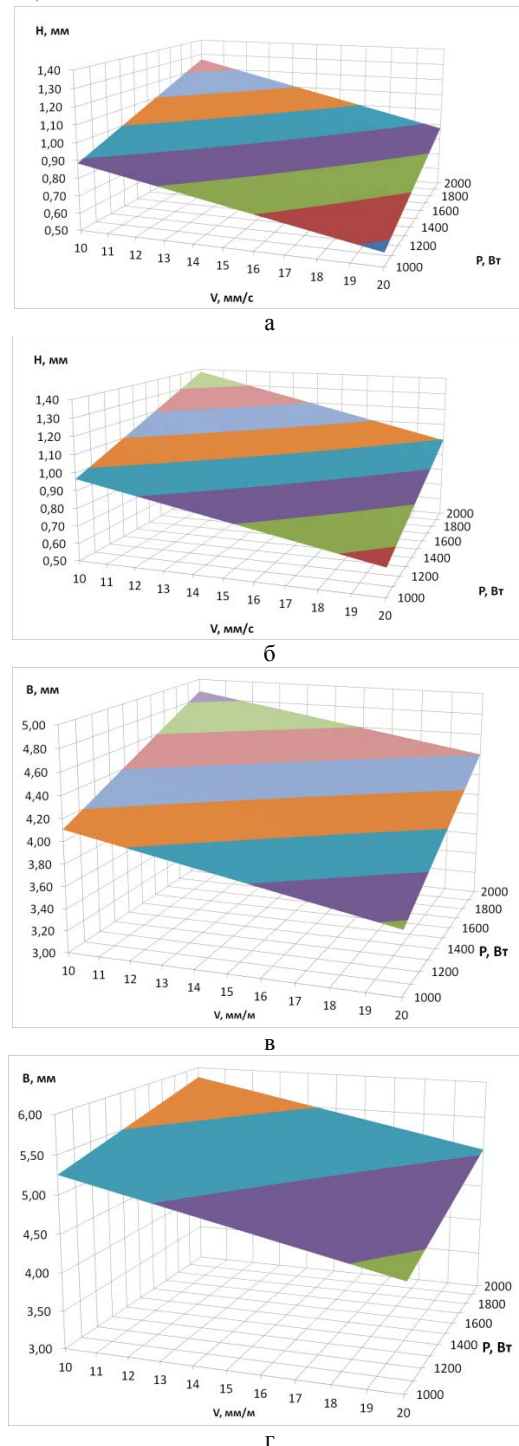


Рис. 2. Графики зависимости глубины (а, б) и ширины (в, г) зон лазерной закалки в зависимости от мощности и скорости обработки при диаметре луча 4 и 6 мм соответственно

Преобладающее влияние на геометрические параметры зон закалки имеет мощность излучения. С увеличением мощности растут ширина и глубина зоны закалки. С ростом скорости перемещения глубина и ширина закаленных зон уменьшается. С увеличением диаметра луча растет глубина и ширина

зон закалки.

Микротвердость упрочненных зон изменялась в пределах 6180 – 7160 МПа в зависимости от режимов обработки. Максимальная износостойкость получена при 100% площади лазерной закалки. Она превышает износостойкость материала основы образца в 3,5 раза. Однако для деталей работающих в условиях трения скольжения при нагрузке не превышающей 3 МПа и при удовлетворительных условиях смазки целесообразно применять технологию с лазерным упрочнением 50 – 60% поверхности трения. При этом износостойкость повышается в 3,2 раза по сравнению с неупрочненным образцом, а затраты на лазерную обработку в два раза ниже.

1. Казаков С.С., Гоева В.В. Лазерное упрочнение поршневых колец дизелей как способ повышения износостойкости // Карельский научный журнал. 2015. № 2 (11). С. 120-123.
2. Казаков С.С., Матвеев Ю.И. Разработка производственной технологии лазерного упрочнения поршневых колец в судоремонтном производстве.// Вестник НГИЭИ. 2011. Т. 2. № 5 (6). С. 55-60.
3. Аракелян С.М., Евстюнин Г.А., Скрябин И.О. и др. Лазерное многолучевое термоупрочнение поверхности стальных изделий // Современные наукоемкие технологии. 2016. № 5. С.9-13.
4. Евдокимов Ю.А., Колесников В.И., Тетерин А.И. Планирование и анализ экспериментов при решении задач трения и износа. М: Наука. 1980. 226 с.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ОТСЛОЕНИЯ ТОНКОГО ПОКРЫТИЯ ПРИ ЛОКАЛЬНОМ КОНТАКТНОМ НАГРУЖЕНИИ

А.А. Бобблев

Московский государственный университет имени М. В. Ломоносова, Москва, Россия; abobylov@gmail.com

Рассмотрены контактные задачи для упругих тел конечных размеров с тонкими упругими покрытиями при наличии отслоений. Получена вариационная формулировка задач и разработаны вычислительные алгоритмы на основе метода конечных элементов. Установлено, что при локальном контактном нагружении между покрытием и основой возникают растягивающие напряжения, которые могут привести к отслоению покрытия. Проведено численное исследование влияния различных параметров покрытия и отслоения на напряженно-деформированное состояние упругого тела.

Введение

Одним из перспективных подходов к повышению износостойкости узлов трения является создание упрочняющих покрытий. Исследование напряженно-деформированного состояния (НДС) тел с покрытиями требует постановки и решения сложных задач механики контактных взаимодействий.

В настоящей работе предложена методика численного моделирования отслоения тонкого покрытия при локальном контактном нагружении. Для решения задачи используется вариационный подход. Разработан вычислительный алгоритм на основе метода конечных элементов.

Постановка задачи

Пусть в неподвижной прямоугольной системе координат $Ox_1x_2x_3$ упругое тело с покрытием занимает конечную область $\Omega \subset R^s$ ($s = 2, 3$) с внешней границей Γ . Далее под $u_i(x)$, $\varepsilon_{ij}(x)$, $\sigma_{ij}(x)$ будем понимать соответственно компоненты вектора перемещений и тензоров деформации и напряжений в точке $x \in \Omega$. Перемещения и деформации считаются малыми. Напряжения в упругом теле и покрытии в недеформированном состоянии отсутствуют.

Внешняя граница упругого тела с покрытием состоит из трёх непересекающихся частей $\Gamma = \Gamma_u \cup \Gamma_t \cup \Gamma_p$. На части Γ_u задаются перемещения $\bar{g}(x)$, а на части Γ_t действуют поверхностные усилия $\bar{q}(x)$. Совокупность возможных зон контакта с жёсткими штампами обозначим Γ_p . Предельные размеры Γ_p определяются из геометрических соображений. Форма и положение штампов описываются функцией $\Phi(x)$, значение которой в точке $x \in \Gamma_p$ равно расстоянию от этой точки до поверхности штампа, измеренному вдоль направления внешней нормали $\bar{n}(x)$. Расстояние $\Phi(x)$ отсчитывается по отношению к недеформированному состоянию тела. Контактное взаимодействие со штампами описывается линейаризованными условиями одностороннего контакта при отсутствии трения [1]

$$u_n \leq \Phi; \quad \sigma_n \leq 0; \quad \bar{\sigma}_t = 0; \quad \sigma_n(u_n - \Phi) = 0, \quad (1)$$

где u_n – нормальная компонента вектора перемещений; σ_n , $\bar{\sigma}_t$ – нормальная компонента и касательная составляющая вектора напряжений.

Покрытие разделено с основой внутренней границей Γ_0 с нормалью \bar{n} , направленной в сторону покрытия. Далее на Γ_0 компоненты НДС основы будем обозначать верхним индексом «+», а покрытия – индексом «-». Граница раздела покрытия и основы состоит из двух непересекающихся частей $\Gamma_0 = \Gamma_k \cup \Gamma_c$. По части Γ_k покрытие сцеплено с основой, т. е. перемещения и напряжения непрерывны на границе раздела

$$u_i^+ = u_i^-; \quad \sigma_{ij}^+ n_j = \sigma_{ij}^- n_j. \quad (2)$$

На части Γ_c границы раздела произошло отслоение покрытия от основы с образованием малого начального зазора $\Psi(x) \geq 0$. Под действием внешних нагрузок возможно частичное смыкание отслоившегося покрытия и основы, причем фактические участки контакта заранее неизвестны. Контактное взаимодействие отслоившейся части покрытия с основой описывается линейаризованными условиями одностороннего контакта при отсутствии трения [1]

$$u_n^+ - u_n^- \leq \Psi; \quad \sigma_n^+ = \sigma_n^- \leq 0; \quad \bar{\sigma}_t^+ = \bar{\sigma}_t^- = 0; \quad (3)$$

$$\sigma_n^+(u_n^+ - u_n^- - \Psi) = 0.$$

Задача (в дифференциальной постановке) состоит в определении функций $u_i(x)$, $\varepsilon_{ij}(x)$, $\sigma_{ij}(x)$, удовлетворяющих в области Ω уравнениям равновесия с объёмными силами $\bar{F}(x)$, соотношениям Коши, соотношениям закона Гука, кинематическим граничным условиям на Γ_u , статическим условиям на Γ_t , условиям (1) одностороннего контакта со штампами на Γ_p , условиям (2) сцепления покрытия и основы на Γ_k и условиям (3) одностороннего контакта отслоившейся части покрытия с основой на Γ_c . Подчеркнем, что фактические зоны контакта на Γ_p и Γ_c заранее неизвестны и подлежат определению в процессе решения задачи.

Сформулированная выше контактная задача

может быть также использована для оценки НДС упругого тела с покрытием при отсутствии отслоений. В этом случае необходимо полагать, что $\Gamma_c = \emptyset$ и $\Gamma_0 = \Gamma_c$.

Вариационная формулировка задачи

Одним из наиболее эффективных подходов к решению контактных задач с заранее неизвестными площадками контакта является применение вариационного метода [1]. Векторные функции перемещений точек области Ω будем рассматривать как элементы гильбертова пространства векторных функций С. Л. Соболева $U(\Omega) \equiv [W_2^1(\Omega)]^s$. Выделим в пространстве $U(\Omega)$ множество V кинематически возможных перемещений, удовлетворяющих граничным условиям в перемещениях на Γ_u и условиям непроникания из (1) на Γ_p и из (3) на Γ_c

$$V = \left\{ \bar{v} \in U : \bar{v}(x) = \bar{g}(x), x \in \Gamma_u; v_n(x) \leq \Phi(x), x \in \Gamma_p; v_n^+ - v_n^-(x) \leq \Psi(x), x \in \Gamma_p \right\}.$$

Отметим, что перемещения $\bar{v} \in V$ удовлетворяют кинематическим условиям из (2) на Γ_k .

Введем билинейную и линейную формы

$$a(\bar{u}, \bar{v}) = \int_{\Omega} C_{ijkl} \varepsilon_{ij}(\bar{u}) \varepsilon_{kl}(\bar{v}) d\Omega; \\ b(\bar{v}) = \int_{\Omega} F_i v_i d\Omega + \langle \bar{q}, \bar{v} \rangle_{\Gamma_q},$$

где C_{ijkl} – компоненты тензора модулей упругости; $\langle \cdot, \cdot \rangle_{\Gamma_q}$ – каноническая билинейная форма на $[H^{-1/2}(\Gamma_q)]^s \otimes [H^{1/2}(\Gamma_q)]^s$.

Далее будем предполагать, что компоненты тензора модулей упругости $C_{ijkl} \in L_{\infty}(\Omega)$ являются ограниченными функциями и удовлетворяют условию симметричности и эллиптичности; функции, характеризующие внешние воздействия, обладают свойствами гладкости $\Phi \in H^{1/2}(\Gamma_p)$, $\Psi \in H^{1/2}(\Gamma_c)$, $\bar{g} \in [H^{1/2}(\Gamma_u)]^s$, $\bar{q} \in [H^{-1/2}(\Gamma_q)]^s$ и являются ограниченными по нормам соответствующих пространств; функции \bar{g} и Φ согласованы таким образом, что на линиях раздела частей поверхности Γ_u и Γ_p граничные условия не приводят к разрыву перемещений; на границе отслоения Γ_c выполняется условие $\Psi = 0$. В этом случае билинейная форма $a(\cdot, \cdot)$ является непрерывной симметричной и положительно определенной на $U(\Omega) \otimes U(\Omega)$, множество V является выпуклым и замкнутым в пространстве $U(\Omega)$ и справедливы следующие утверждения [1].

Предложение 1. Решение задачи \bar{u} в дифференциальной постановке удовлетворяет вариационному неравенству

$$a(\bar{u}, \bar{v} - \bar{u}) - b(\bar{v} - \bar{u}) \geq 0, \quad \forall \bar{v} \in V. \quad (4)$$

Предложение 2. Решение вариационного неравенства (4), обладающее вторыми производными (хотя бы обобщенными), удовлетворяет (по крайней мере в обобщенном смысле) всем условиям дифференциальной постановки задачи.

Предложение 3. Вариационное неравенство (4) эквивалентно следующей экстремальной задаче: найти элемент $\bar{u} \in V$, такой что

$$J(\bar{u}) = \inf_{\bar{v} \in V} \left\{ J(\bar{v}) = \frac{1}{2} a(\bar{v}, \bar{v}) - b(\bar{v}) \right\}. \quad (5)$$

Вариационное неравенство (4) является для рассматриваемой контактной задачи формулировкой вариационного принципа виртуальной работы, а экстремальная задача (5) – формулировкой вариационного принципа минимума потенциальной энергии.

Вычислительный алгоритм

Для дискретизации задачи минимизации (5) используется метод конечных элементов. Выберем тип конечных элементов и произведем разбиение области Ω . Узлы МКЭ-сетки обозначим P_m , $m = \overline{1, M}$. Отслоение на части Γ_c границы раздела покрытия с основой моделируется введением в МКЭ-сетку пар несвязанных узлов, один из которых принадлежит основе, а другой – покрытию. Перемещения $\bar{u}(x)$ интерполируются по узловым значениям $\bar{u}(P_m)$, при этом в узлах $P_m \in \Gamma_p \cup \Gamma_c^+ \cup \Gamma_c^-$ в качестве компонент вектора узловых перемещений выбираются нормальные и тангенциальные компоненты.

В результате получим конечномерную задачу квадратичного программирования: найти вектор обобщенных узловых перемещений $y^* = (\bar{u}(P_1), \dots, \bar{u}(P_M)) \in R^{Ms}$ такой, что

$$J_1(y^*) = \inf_{y \in Y} \left\{ J_1(y) = \frac{1}{2} y^T A_1 y - B_1^T y \right\}, \quad (6)$$

где A_1 – квадратная симметричная положительно полуопределенная матрица размера $(Ms) \times (Ms)$, матрица жесткости упругого тела с покрытием; B_1 – вектор эквивалентных внешних узловых нагрузок; $Y \subset R^{Ms}$ – множество кинематически допустимых узловых перемещений. Отметим, что при вычислении вектора узловых нагрузок B контактные усилия не учитываются.

При использовании коллокационного метода аппроксимации граничных условий множество Y имеет вид

$$Y = \left\{ y \in R^{Ms} : y_i = d_i, i \in I_1; y_i \leq e_i, i \in I_2; y_i - y_j \leq f_i, (i, j) \in I_3 \right\},$$

где I_1 – множество номеров компонент вектора u , соответствующих перемещениям узлов, принадлежащих Γ_u ; I_2 – множество номеров компонент вектора u , соответствующих нормальным перемещениям узлов, принадлежащих Γ_p ; I_3 – множество пар номеров компонент вектора u , соответствующих нормальным перемещениям узлов, принадлежащих Γ_c ; d_i, e_i, f_i – коэффициенты, равные соответственно значениям функций $g_r(x), \Phi(x), \Psi(x)$ в граничных узлах.

Матрица жесткости A_1 является сильно разреженной блочной матрицей. Для ее хранения в памяти используется разреженный блочно-строчный формат. Такая схема хранения матрицы предъявляет минимальные требования к памяти, объем которой пропорционален первой степени количества неизвестных, и в то же время позволяет эффективно организовать вычисление произведения матрицы на вектор. Поэтому для численного решения задачи квадратичного программирования (6) целесообразно применять градиентные методы, не требующие формирования в явном виде матрицы Гессе минимизируемой функции. Достаточно программно реализовать расчет ее произведения на вектор.

С целью упрощения вида ограничений выполним линейное параметрическое преобразование переменных $z = Cu$ такое, что

$$\begin{aligned} z_i &= y_i, \quad i \in I_4 \cup I_5; \\ z_i &= \beta_1(y_i - y_j), \quad (i, j) \in I_3; \\ z_j &= \beta_2(y_i + y_j), \quad \beta_1 \neq 0, \beta_2 \neq 0, \end{aligned}$$

где I_4, I_5 – множества, состоящие соответственно из первых и вторых элементов пар $(i, j) \in I_3$; β_1, β_2 – параметры преобразования. В результате получим задачу квадратичного программирования: найти вектор $z^* \in R^{M_s}$ такой, что

$$J_2(z^*) = \inf_{z \in Z} \left\{ J_2(z) = \frac{1}{2} z^T A_2 z - B_2^T z \right\}, \quad (7)$$

где $A_2 = C^{-T} A_1 C^{-1}$; $B_2 = C^{-T} B_1$;

$$Z = \left\{ z \in R^{M_s} : z_i = d_i, i \in I_1; z_i \leq e_i, i \in I_2; z_i \leq \beta_1 f_i, i \in I_4 \right\}.$$

Путем вычислительных экспериментов установлено, что оптимальные значения параметров β_1 и β_2 равны $1/\sqrt{2}$. В этом случае матрица C является ортогональной. Выражения для элементов матриц C^{-1} и C^{-T} несложно получить в явном виде.

В настоящей работе для численного решения задачи (7) используется вариант метода сопряженных градиентов, предложенный в [2].

Для повышения вычислительной эффективности алгоритма разработаны его многосеточные варианты. Исследованы два подхода к численному

решению контактных задач для тел с отслоившимися покрытиями на последовательности сеток. Первый из них заключается в последовательном решении сеточных задач, начиная с самой грубой сетки, где решение может быть осуществлено довольно экономично. Затем полученное решение интерполируется на более мелкую сетку и используется в качестве начального приближения в итерационном процессе. Второй подход основан на предложенной обобщенной схеме многосеточного метода Федоренко, не использующей понятие «невязка решения» и допускающей его применение для контактных задач с односторонними связями [3]. Методом вычислительного эксперимента определены оптимальные стратегии вычислений на последовательности сеток.

Выводы

Получена вариационная формулировка задачи об отслоении тонкого покрытия упругого тела при локальном контактом нагружении. На основе метода конечных элементов разработан вычислительный алгоритм решения задачи, реализованный в виде отдельного модуля пакета прикладных программ для решения контактных задач.

Численное моделирование проведено в два этапа. На первом рассматривались задачи о локальном контактом нагружении упругого тела с покрытием при отсутствии расслоений. Установлено, что между покрытием и основой возникают растягивающие напряжения, которые могут привести к отслоению покрытия. На втором этапе рассматривались контактные задачи при наличии отслоений покрытия.

Численно исследовано влияние на НДС упругого тела с покрытием таких безразмерных параметров, как отношение толщины покрытия к характерному размеру области отслоения, отношение размера зоны контакта с жестким штампом к толщине покрытия, отношения модулей Юнга и коэффициентов Пуассона материалов покрытия и основы.

Полученные численные результаты могут быть использованы для оценки влияния отслоений на несущую способность тел с покрытиями.

1. Кравчук А. С. Вариационные и квазивариационные неравенства в механике. М.: МГАПИ. 1997. 340 с.
2. Бобылев А. А. Об одном варианте численного решения контактных задач теории упругости // Решение прикладных задач математической физики и дискретной математики. Днепропетровск: ДГУ. 1987. С. 23-29.
3. Бобылев А. А., Гарт Э. Л. Применение многосеточного метода конечных элементов к решению контактных задач с идеальными односторонними связями // Техническая механика. Днепропетровск: ИТМ. 2003. № 1. С 126-134.

БЕЗОПАСНОСТЬ ОБЪЕКТОВ НЕФТЕГАЗОВОЙ ОТРАСЛИ В УСЛОВИЯХ СЕВЕРА

Большаков А.М., Захарова М.И.

Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН, Якутск, Россия

В статье рассматриваются проблемы безопасности магистральных газопроводов в условиях Севера. При катастрофических разрушениях газопроводов происходит выброс значительного количества опасных веществ, возникает потенциальная угроза для здоровья и жизни людей. В связи с этим решение задач, связанных с оценкой риска аварий объектов нефтегазовой отрасли приобретает все большее значение.

Обеспечение промышленной безопасности в природно-техногенной сфере актуально во всем мире. В настоящее время изучению проблем безопасности посвящено достаточно объемное количество работ [1 - 16]. Объекты нефтегазовой отрасли, в частности газопроводы, относятся к опасным объектам техносферы, неконтролируемое развитие аварийных ситуаций на этих объектах может привести к значительным разрушениям и к гибели людей, а также к необратимым последствиям в окружающей природной среде.

Магистральные газопроводы Республики Саха (Якутия) являются уникальными металлоемкими конструкциями, которые проложены и эксплуатируются в зоне распространения вечномерзлых грунтов с 1970 года. Анализ возникновения аварийных ситуаций на магистральных газопроводах РС(Я) позволяет сделать вывод о том, что общее техническое состояние линейной части газопроводов с каждым годом ухудшается, так как эксплуатационный ресурс практически исчерпан.

Установление реального состояния металла труб магистрального газопровода после длительной эксплуатации в условиях

вечномерзлых грунтов, изучение закономерностей изменений их физического состояния в процессе длительной эксплуатации при различных условиях, а также определение причин, обуславливающих разрушение и повреждение на МГ, является актуальной задачей прогнозирования эксплуатационной надежности стареющих стальных конструкций. В работе [12] приведен анализ причин и сценария развития аварий на МГ РС(Я) от развития усталостных повреждений при длительной эксплуатации.

Исследования, проведенные в работе [12] впервые показали на наличие протяженных усталостных трещин в металле магистрального газопровода, сформировавшихся в результате длительной эксплуатации.

При достижении критических размеров усталостных трещин возникает лавинообразный протяженный разрыв стенки трубопровода.

Результаты оценки критической длины трещины в зависимости от температуры воздуха окружающей среды T при сроке эксплуатации $t_{эк} > 10$ лет представлены в таблице 1, также для сравнения приведены результаты оценки критической длины трещины при сроке эксплуатации $t_{эк} < 10$ лет [17].

Таблица 1. Показатель K_c трещиностойкости и критическая длина $l_{кр}$ трещины в трубопроводе, эксплуатировавшегося при низких температурах в течение $t_{эк} > 10$ лет и $t_{эк} < 10$ лет

T, K	$K_c, MPa \cdot mm^{1/2}$		$l_{кр}, mm$	
	$t_{эк} < 10 лет$	$t_{эк} > 10 лет$	$t_{эк} < 10 лет$	$t_{эк} > 10 лет$
210	1581	1265	14,7	9,4
220	1897	1550	21,1	14,1
230	2530	1739	37,5	17,7
240	3162	2372	58,7	33,0
250	3953	3162	91,7	58,7
260	4743	4111	132	99,1
270	5060	4427	150,2	115

При катастрофических разрушениях газопроводов происходит выброс значительного количества взрывопожароопасных веществ. В результате возникает потенциальная угроза для здоровья и жизни людей, окружающей среды. Следовательно, решение задач, связанных с предупреждением возможных аварийных

ситуаций и минимизацией технологических и экологических рисков, при эксплуатации газопроводов приобретает все большее значение.

Анализ риска – новое научное направление, представляет собой один из существенных компонентов обеспечения безопасности и проводится для выявления отдельных источников

опасности и оценки их потенциального влияния на возможные ущербы, которые могут быть причинены населению, окружающей среде и хозяйственным объектам.

Определенный интерес представляет анализ риска аварий газопроводов, эксплуатирующихся в экстремальных природно-климатических и аномальных метеорологических условиях Севера. Низкие температуры и аномальные метеоусловия Севера оказывают существенное влияние на процессы возникновения и развития аварий.

Аномальные метеорологические условия Севера характеризуются мощными температурными инверсиями, возникающими при

антициклоне за счет излучения вечномерзлого грунта при экстремально низких температурах окружающего воздуха, и условиями застоя воздуха. Эти условия окружающей среды оказывают влияние как на частоту аварий, так и на дальность зоны действия поражающих факторов при аварии.

По результатам анализа известных аварий газопроводов, произошедших при низких температурах, разработано «дерево событий» истечения газа из газопровода с оценкой частот реализации аварийных сценариев, предназначенных для количественной оценки риска [18], рис. 1.

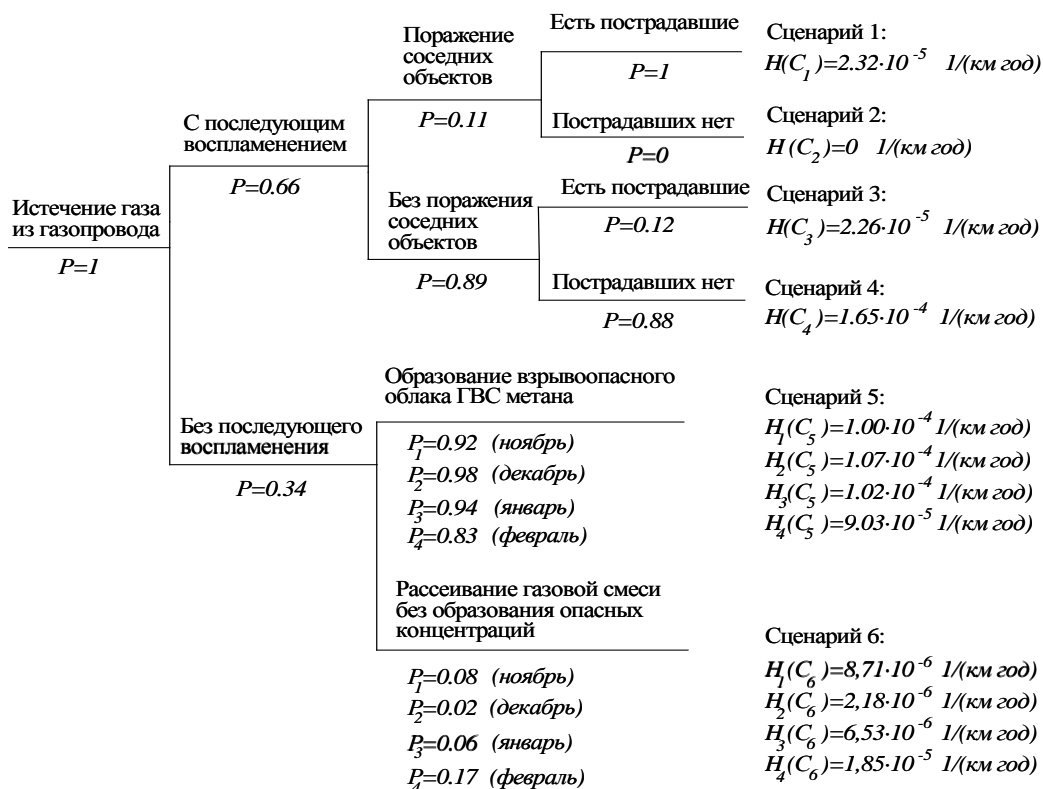


Рис. 1. «Дерево событий» при истечении газа из газопровода при отрицательных температурах окружающей среды

В результате реализации опасности на газопроводах образуются поражающие факторы для населения, персонала, окружающей среды и самого объекта.

В условиях Севера, к одним из наиболее опасных поражающих факторов, возникающих при аварии газопроводов, следует отнести не только тепловое излучение при пожаре газопровода, но и ударную волну при взрыве облака газозвушной смеси (ГВС) метана в открытой местности.

Рассмотрим механизм увеличения избыточного давления ударной волны под влиянием температурной инверсии. Известно, что скорость распространения ударной волны с

увеличением температуры повышается. Поэтому при температурной инверсии, когда температура растет с высотой, движение волны в приземном слое будет более медленное и фронт волны отклонится к поверхности земли. Схематично это показано на рис. 2.



Рис. 2. Эффект фокусировки ударных волн при температурной инверсии

Ударные волны, вышедшие под углом x , отклонятся к земле и достигнут поверхности земли на некотором расстоянии. Ударные волны, вышедшие под углом y ($y < x$), достигнут поверхности земли на меньшем расстоянии. Отразившись от поверхности, они совершат еще один цикл. При соответствующем соотношении x и y ударные волны, вышедшие под углом x , придут в ту же точку, что и ударные волны, вышедшие под углом y . Сложение волн в точке прихода приведет к увеличению давления в фазе сжатия.

Под влиянием температурной инверсии происходит увеличение избыточного давления ударной волны от 25 до 100 раз [19] в зависимости от характера изменения температуры с высотой, что приводит к увеличению дальности действия ударной волны и отдалению от источника взрыва безопасного расстояния.

Заключение

Результаты анализа риска имеют существенное значение для принятия обоснованных и рациональных решений по чрезвычайному реагированию, а также для определения места размещения производственных объектов. В целях безопасности населения от промышленных взрывов и пожаров необходима оценка безопасных расстояний от аварий газопроводов с учетом внешних метеорологических условий, которые существенно увеличивают значения параметров поражающих факторов при аварии.

Также для снижения вероятности разрушения газопроводов, необходимо развитие и внедрение новых методов неразрушающего контроля оборудования; ранжирование обнаруженных при диагностике дефектов в длительно эксплуатируемых конструкциях по степени риска возникновения катастрофического разрушения.

1. Безопасность России. Правовые, социально-экономические и научно-технические аспекты. Научные основы техногенной безопасности / Под общ. ред. Махутова Н.А. – М.: МГОФ «Знание», 2015. 936 с.
2. Махутов Н.А., Лебедев М.П., Большаков А.М., Гаденин М.М. Научные основы анализа и снижения рисков чрезвычайных ситуаций в районах Сибири и Севера // Арктика: экология и экономика. 2013. № 4 (12). С. 4-15
3. Безопасность России. Правовые, социально-экономические и научно-технические аспекты. Системные исследования чрезвычайных ситуаций / Под общ. ред. Махутова Н.А. – М.: МГОФ «Знание», 2015. 864 с.
4. Капитонова Т.А., Слепцов О.И., Лебедев М.П., Стручкова Г.П. Проблемы обеспечения техногенной безопасности РС(Я) // В сборнике: Труды VI Евразийского симпозиума по проблемам прочности материалов и машин для регионов холодного климата EURASTRENCOLD-2013. – Якутск. - 2013. - С. 219-223
5. Махутов Н.А., Лебедев М.П., Большаков А.М., Захарова М.И. Особенности возникновения чрезвычайных ситуаций на газопроводах в условиях Севера // Вестник РАН. 2017, Т. 87, № 9. - С. 858 – 862

6. Большаков, А.М. Определение возможных сценариев возникновения, развития и вероятности реализации аварийных ситуаций на резервуарах для хранения нефти и нефтепродуктов при низких температурах эксплуатации / А.М. Большаков, М.И. Захарова // Проблемы анализа риска. – 2012. - Т. 9. - № 3. – С. 22 – 33
7. Лебедев М.П., Петров П.П., Большаков А.М. Надежность материалов и конструкций для холодного климата - основа безопасности и развития промышленного потенциала Севера России // Труды VII Евразийского Симпозиума по проблемам надежности материалов и машин для регионов холодного климата. – Якутск, 2014. – С. 11-17
8. Слепцов О.И., Левин А.И. [и др.] Надежность и безопасность газопроводного транспорта в условиях Крайнего Севера // Проблемы безопасности и чрезвычайных ситуаций. 2007. № 4. С.95-103
9. Махутов, Н.А. Особенности возникновения чрезвычайных ситуаций в Арктической зоне России и пути их парирования на основе концепции риска / Н.А. Махутов, М.М. Гаденин, М.П. Лебедев, А.М. Большаков, А.П. Аммосов, А.С. Сыромятникова, М.И. Захарова, П.П. Пермяков, Ю.С. Глязнецова, О.Н. Чалай, С.Х. Лифшиц, И.Н. Зуева // Арктика: экология и экономика. - 2014, - № 1(13). – С. 10 – 29
10. Большаков, А.М. Оценка вероятности хрупкого разрушения труб и сосудов большого диаметра по критериям механики разрушения: диссертация на соискание ученой степени к.т.н.: 01.02.06 / Большаков Александр Михайлович. - М., 1999. – 117 с.
11. Большаков, А.М. Хладостойкость трубопроводов и резервуаров Севера после длительной эксплуатации: диссертация на соискание ученой степени д.т.н.: 01.02.06 / Большаков Александр Михайлович. - М., 2009. – 448 с.
12. Махутов Н.А., Лебедев М.П., Большаков А.М. Исследование характеристик трещиностойкости и старения материалов металлоконструкций Севера после длительной эксплуатации // Хладостойкость. Новые технологии для техники и конструкций Севера и Арктики. Труды Всероссийской конференции с международным участием, посвященной 70-летию профессора-механика д.т.н. А.В. Лыглаева. Якутск, 2016. С. 30–40
13. Лебедев М.П., Капитонова Т.А., Слепцов О.И., Стручкова Г.П. Проблемы техногенной безопасности Республики Саха (Якутия) // В сборнике: Проблемы инженерного мерзлотоведения Материалы IX международного симпозиума. - 2011. - С. 375-378
14. Ермоленко Ю.Г., Большаков А.М., Черемкин М.К. [и др.] О техническом состоянии магистральных газопроводов Якутии // Безопасность труда в промышленности. 2003. № 10. С. 5-7
15. Лыглаев, А.В. Левин, А.И. [и др.] Эксплуатация магистральных газопроводов в условиях Севера // Газовая промышленность. – 2001. – №8. – С. 37-39
16. Лебедев М.П., Семенов Х.Н., Петров В.Н. Деформационные процессы и разрушения высоконапряженных конструкций в условиях климатических температур Севера и Арктики // Материалы Всероссийской научно-практической конференции «Сварка и безопасность»: Т.1. – Якутск, 2012. - С. 198-200
17. Большаков А.М., Захарова М.И. Идентификация опасностей эксплуатации газопроводов при низких температурах // Вестник машиностроения. – 2015. - № 10. – С. 53 – 56
18. Захарова М.И. Оценка риска аварийного истечения газа из газопровода при аномальных метеоусловиях Севера // Проблемы анализа риска. – 2018. - Т. 15. - № 2. – С. 78 – 85
19. Меньшиков, П.В. Факторы влияющие на интенсивность ударной воздушной волны / П.В. Меньшиков // Технология и безопасность взрывных работ: материалы научно - технической конференции «Развитие ресурсосберегающих технологий во взрывном деле». - Екатеринбург. - 2011 г. - С. 246 – 255.

ИССЛЕДОВАНИЕ РАБОТОСПОСОБНОСТИ МАГИСТРАЛЬНОГО ГАЗОПРОВОДА «ПАВЛОВСК – МАЙЯ»

Большаков А.М., Иванов А.Р.

Институт физико-технических проблем Севера им. В. П. Ларионова СО РАН, Якутск, Россия;
spartak01@mail.ru

В данной работе проведены исследования по оценке состояния и определению допустимого срока безопасной работоспособности магистрального газопровода (далее МГ) «Павловск-Майя» АО «Сахатранснефтегаз» по его наиболее нагруженным узлам и элементам, работающим в наиболее неблагоприятных условиях. Представлено сравнение стандартной оценки остаточного ресурса магистральных газопроводов с разработанной методикой оценки остаточного ресурса трубопроводов и резервуаров, работающих в условиях Крайнего Севера.

Для исследований были выбраны участки основного металла на различных участках МГ. В работе применялись стандартные методы измерения и контроля технических характеристик, используемые в экспертизе промышленной безопасности технических устройств. Измерение толщины стенок газопровода проводился ультразвуковым толщиномером «ТУЗ-2», а определение твердости материала газопровода – переносным твердомером «ГЭМП -4» в шурфах, на открытых участках и крановых узлах по сечениям в четырех плоскостях по часовой стрелке по ходу движения продукта. За действительное значение толщины и твердости стенки принимается средний результат не менее чем из 3 замеров в каждой точке.

Необходимо устранить несанкционированные пересечения трассы газопровода с подъездными дорогами и установить опознавательные знаки на железнодорожном переезде. По результатам определения остаточного ресурса выяснено, что остаточный ресурс газопровода, вычисленный по разработанной методике, равен 22 годам, а остаточный ресурс, рассчитанный по стандартной методике равен 57 годам.

Исследование показало, что МГ «Павловск – Майя» находится в работоспособном состоянии. Рекомендуется ежегодно проводить

контроль коррозионного состояния методами неразрушающего контроля.

1. ВСН 51-3-85 Проектирование промышленных стальных трубопроводов
2. СП36.13330.2012 Магистральные трубопроводы
3. ОСТ 153-39.4-010-2002 Методика определения остаточного ресурса нефтегазопромысловых трубопроводов и трубопроводов головных сооружений.
4. Иванов А.Р., Большаков А.М. Способ оценки остаточного ресурса по изменению потери пластичности конструкционной стали / Патент на изобретение № 2555508 от 19.02.2014г.
5. Иванов А.Р. Разработка методики оценки остаточного ресурса трубопроводов и резервуаров, работающих в условиях Крайнего Севера. Автореферат дисс. на соиск. уч. степени канд. техн. наук. – Новосибирск. –2011. –18 с.
6. ПТЭМГ АО «Сахатранснефтегаз»
7. Алексеев А.А., Сыромятникова А.С., Большаков А.М., Иванов А.Р. Катастрофические разрушения трубопроводов и резервуаров с ветвлением трещины / Безопасность труда в промышленности - №1-2013, С.42-44
8. Алексеев А.А., Сыромятникова А.С., Большаков А.М., Иванов А.Р. Непроектные положения газопроводов, проложенных подземным способом в районах многолетнемерзлых грунтов / Газовая промышленность - №4-2014, С.66-69
9. A. A. Alexeev*, A. S. Syromyatnikova, K. N. Bolshev, A. M. Bolshakov, A. R. Ivanov Crack Branching in Catastrophic Fractures of Metal Structures and Environmental Damages / Iranica Journal of Energy & Environment - №2-2015, С.98-102
10. Большаков А.М., Иванов А.Р. Исследование работоспособности магистрального газопровода Таас-Юрх-Мирный-Айхал / Газовая промышленность - №12-2015, С.60-61

ВЛИЯНИЕ УГЛОВОГО РАСПРЕДЕЛЕНИЯ Т-НАПРЯЖЕНИЙ НА НАПРАВЛЕНИЕ РАСПРОСТРАНЕНИЯ ТРЕЩИНЫ

А.М.Большаков, Л.А.Прокопьев

Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН, Якутск, Россия

Предложено учесть постоянные величины Т-напряжений а также члены более высокого порядка разложения поля напряжений у вершины трещины посредством их представления в виде одной функции углового распределения Т-напряжений. Предложен критерий максимальных тангенциальных напряжений с учетом углового распределения Т-напряжений у вершины трещины.

Введение

Одной из важнейших задач современной механики разрушения является живучесть деталей и конструкций с имеющимися заводскими или эксплуатационными дефектами. Часто вопрос живучести конструкций сводится к задачам прогнозирования направления роста трещины в конструкциях при заданных эксплуатационных нагрузках[1–4].

В классической механике разрушения основным параметром, определяющим напряженное состояние у вершины трещины, считается коэффициент интенсивности напряжений. Однако в последние годы в механике разрушения значительный интерес проявляется несингулярным членам разложения напряжений (Т-напряжениям) ввиду их значительного влияния на напряженно-деформированное состояние, а также на траекторию распространения трещины для образцов различной геометрии и схем их нагружения. В работах [5–8] исследовано влияние Т-напряжений на размеры зоны пластичности. В работах [9–12] изучена траектория трещины, определение которой основывается, прежде всего, на распределении напряжений у вершины трещины.

Несмотря на то, что по определению Т-напряжения являются постоянными величинами, в некоторых работах трактуются как напряжения, меняющие свое значение в зависимости от удаленности от вершины трещины. Такой подход обусловлен тем, что учесть все составляющие напряженно-деформированного состояния (далее НДС) у вершины трещины невозможно, и, как правило, в расчет механики разрушения берут только те составляющие, которые имеют наибольшее значение в процессах распространения трещины.

Критерий максимальных тангенциальных напряжений с учетом углового распределения Т-напряжений у вершины трещины.

Считается, что определяющую роль при нахождении направления распространения трещины наряду с коэффициентом интенсивности напряжений играют Т-напряжения $[T_{xx}]$. Известно, что численный конечно-элементный анализ позволяет определить T_{xx} по напряжениям на берегах трещины по формуле[7]:

$$T_{xx} = \frac{1}{2} \left[\sigma_{xx} \Big|_{\theta=-\pi} + \sigma_{xx} \Big|_{\theta=+\pi} \right] \quad (1)$$

При нахождении T_{xx} определяют распределение σ_{xx} для ряда точек, расположенных на берегах трещины, затем экстраполируется в вершину трещины $r=0$. Важно отметить, что, несмотря на некоторую разницу значений T_{xx} при $\theta = -\pi$ и при $\theta = +\pi$, Т-напряжения согласно математическому определению принимают постоянной величиной.

В настоящей статье сформулирован критерий направления роста трещины с учетом углового распределения T_{xx} на основе предложенного в [9] критерия максимальных тангенциальных напряжений с использованием принципа осреднения напряжений в зоне процесса разрушения.

Угловое распределение T_{xx} принято в виде спирали Архимеда, отвечающей формуле:

$$T_{xx} = T_{xx} \Big|_{\theta=-\pi} + \frac{(T_{xx} \Big|_{\theta=+\pi} - T_{xx} \Big|_{\theta=-\pi})(\theta + \pi)}{2\pi} \quad (2)$$

Согласно [19] при осреднении тангенциальных напряжений имеем:

$$\bar{\sigma}_{\theta\theta} = \sqrt{\frac{2}{\pi d}} \cos \frac{\theta}{2} \left(K_I \cos^2 \frac{\theta}{2} - \frac{3}{2} K_{II} \sin \theta \right) + T \sin^2 \theta \quad (3)$$

Формула (1) с учетом предложенного (2) углового распределения T_{xx} будет иметь вид:

$$\bar{\sigma}_{\theta\theta} = \sqrt{\frac{2}{\pi d}} \cos \frac{\theta}{2} \left(K_I \cos^2 \frac{\theta}{2} - \frac{3}{2} K_{II} \sin \theta \right) + \left(T_{xx} \Big|_{\theta=-\pi} + \frac{(T_{xx} \Big|_{\theta=\pi} - T_{xx} \Big|_{\theta=-\pi})(\theta + \pi)}{2\pi} \right) \sin^2 \theta \quad (4)$$

Критерий максимальных тангенциальных напряжений для определения направления роста трещины имеет вид:

$$\frac{\partial \bar{\sigma}_{\theta\theta}}{\partial \theta} = 0$$

$$\frac{\partial^2 \bar{\sigma}_{\theta\theta}}{\partial \theta^2} < 0$$

По аналогии проведенным экспериментам [9] на сжатие дискового образца с центральной трещиной по критерию максимальных тангенциальных напряжений вычислены направления роста трещины для разных параметров смешанности типов нагружений. Представлены (Рис.1) результаты эксперимента [9] по нахождению направления роста трещины, результаты по известному критерию максимальных тангенциальных напряжений(5), результаты (3) с применением осреднения напряжений в зоне предразрушения, а также результаты предложенного критерия (4) с учетом углового распределения T_{xx} .

$$K_I \sin \theta_0 + K_{II} (3 \cos \theta_0 - 1) - \frac{16T}{3} \sqrt{2\pi d} \cos \theta_0 \sin \frac{\theta_0}{2} = 0 \quad (5)$$

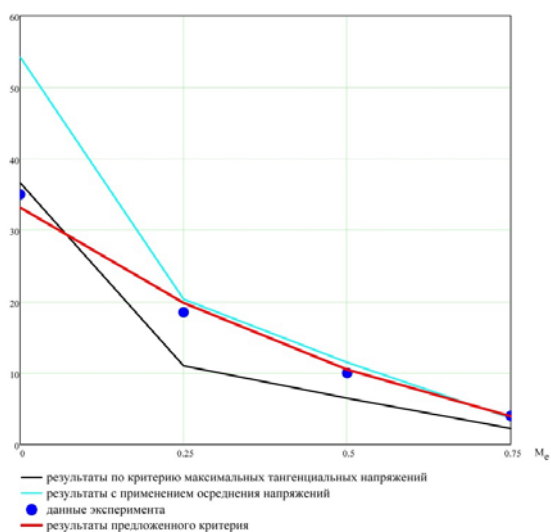


Рис. 1. Результаты эксперимента по нахождению угла распространения трещины, результаты расчетов по известному критерию максимальных тангенциальных напряжений, результаты по критерию максимальных тангенциальных напряжений с применением осреднения напряжений в зоне предразрушения, результаты предложенного критерия с учетом углового распределения Т-напряжений.

Выводы

Помимо коэффициента интенсивности напряжений при прогнозировании направления роста трещины необходимо учесть не только Т-напряжения, но и члены более высокого порядка в разложении поля напряжений в ряд Уильямса. Предложено учесть постоянные величины Т-напряжений а также вышеупомянутые члены более

высокого порядка посредством их представления в виде одной функции углового распределения Т-напряжений. Предложен критерий максимальных тангенциальных напряжений с учетом углового распределения Т-напряжений у вершины трещины. При прогнозировании угла роста трещины в дисковом образце с центральной трещиной для различных параметров смешанности типов нагружений результаты предложенного критерия наиболее близки к экспериментальным данным по сравнению с известным критерием тангенциальных напряжений.

1. Большаков А.М. Хладостойкость трубопроводов и резервуаров Севера после длительной эксплуатации. Диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук / Москва: Институт машиноведения РАН, 2009г.
2. Большаков А.М. Характер дефектов и виды отказов резервуаров, работающих в условиях Севера / Большаков А.М., Андреев Я.М. // Газовая промышленность. – 2012. – № 3 (674). – С. 90-91.
3. Сыромятникова А.С. Механизмы разрушения полимерного материала при распространении и ветвлении трещин / Сыромятникова А.С., Алексеев А.А., Левин А.И., Лыглаев А.В., Большаков А.М. // Деформация и разрушение материалов. – 2008. – № 2. – С.33-39.
4. Абросимов Н.В. Безопасность России. Правовые, социально-экономические и научно-технические аспекты. Управление ресурсом эксплуатации высокорисковых объектов. Абросимов Н.В., Акимов В.А., Аладинский В.В. и др. / Тематический блок «Национальная безопасность» / Редактор Махутов Н.А. Москва, 2015. – Том Управление ресурсом эксплуатации высокорисковых объектов
5. Алексеев А.А. Катастрофические разрушения трубопроводов и резервуаров с ветвлением трещины / Алексеев А.А., Сыромятникова А.С., Большаков А.М., Иванов А.Р. // Безопасность труда в промышленности. – 2013. – № 1. – С.42-44.
6. Irwin, G.R. Fracture. / Handbuch der Physik VI, 1958.
7. Матвиенко Ю.Г. Несингулярные Т-напряжения в критериях механики разрушения тел с вырезами / Вестник Нижегородского университета им. Н.И.Лобачевского. 2011. №4(5). С.2651–2652.
8. Матвиенко Ю.Г. Несингулярные Т-напряжения в проблемах двухпараметрической механики разрушения / Заводская лаборатория. Диагностика материалов, 2012г. №2. С.51–58.
9. Матвиенко Ю.Г., Р.А. Починков. Влияние несингулярных компонентов Т-напряжений на зоны пластической деформации у вершины трещины нормального отрыва / Деформация и разрушение материалов. 2012. №3. С.6–14.
10. Матвиенко Ю.Г. Осреднение напряжений в поиске траектории трещины / Матвиенко Ю.Г., Бубнов М.А. Нестеренко Г.И. // Вестник научно-технического развития. – 12(52). – 2011. –19-24с.
11. Becker T. L., Cannon R. M., Ritchie R. O. Finite crack kinking and T-stresses in functionally graded materials / Int J Solids Struct 2001;38(32–33):5545–63.
12. Chen C. S., Wawrzynek P. A., Ingraffea A. R. Prediction of residual strength and curvilinear crack growth in aircraft fuselages / Aiaa Journal 2002;40(8):1644–52.
13. Cotterell B. Notes on Paths and Stability of Cracks / Int J Fract Mech 1966;2(3):526–33.

ТВЕРДЫЕ ИЗНОСОСТОЙКИЕ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ КАРБОНИТРИДОВ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ ДЛЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТРИБОЛОГИИ

А.В. Бондарев, Ф.В. Кирюханцев-Корнеев, Е.А. Левашов, Д.В. Штанский

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия;
bondarev@misis.ru

В работе представлены результаты исследований тонких покрытий на основе карбонитридов переходных металлов, полученных методом магнетронного распыления. Выявлены закономерности между изменениями структуры покрытий, в частности их поверхностного слоя в процессе нагрева и трибологическими характеристиками, а также механизмами износа.

Цель

Разработка новых составов покрытий на основе карбонитридов титана, молибдена, ванадия, тантала, легированных пластичными металлами, их осаждение, изучение взаимосвязи между структурой, составом, механическими и трибологическими свойствами. Изучение структурных изменений в покрытиях, в том числе в зоне трибоконтакта в условиях нагрева на воздухе, определение характера износа при различных температурах в интервале 25 – 700 °С.

Материалы и методы

Для осаждения покрытий использовался метод магнетронного распыления, совмещенный с ионным распылением. В качестве мишеней использовались как элементные металлические мишени (Mo, Ta, V, Ag), так и многокомпонентные (Mo₂C, TiNbC, TaSiC). Распыление проводилось в средах Ar, Ar + 15% N₂, N₂. Для анализа структуры покрытий и продуктов износа после трибологических испытаний использовались: РФА, ПЭМ, Рамановская спектроскопия, СЭМ, АСМ, ДТА, ТГА, ИК спектроскопия. Трибологические испытания проводились по схеме шарик-диск.

Результаты и их обсуждение

Покрытий MoCN-Ag [1,2] обладают высокими трибологическими свойствами за счет следующих особенностей: высокое содержание свободного углерода в покрытии в зоне трибоконтакта приводит к образованию иглоподобных частицы графита, что обеспечивает значительное снижение коэффициента трения (< 0,30) в интервале температур 25 – 300 °С, при температурах 200 – 400 °С низкий коэффициент трения (0,22) обеспечивается за счет образования оксидов молибдена в зоне трибоконтакта. В интервале температур 400 – 700 °С происходит образование оксидов молибдена или молибдата серебра, выполняющих роль высокотемпературной твердой смазки. Отмечено, что процессы формирования трибослоя на основе графита, оксидов молибдена и молибдата серебра, ведущие к снижению коэффициента трения, активируются в зоне трибоконтакта.

Высокотемпературные трибологические испытания покрытий TiNbCN и TiNbCN-Ag [3] выявили значительные отличия в их поведении. Коэффициент

трения покрытий TiNbCN возрастал до 0,5 при 200 °С, в то время как для покрытий TiNbCN-Ag КТ оставался на уровне 0,3. В диапазоне температур 250 – 450 °С наблюдалось возрастание коэффициента трения покрытий TiNbCN-Ag до 0,6, в то время как КТ покрытий без добавки серебра снижался до 0,3. При температурах 500 – 700 °С серебро диффундирует к поверхности и образует тонкий трибослой в зоне механического контакта, тем самым обеспечивая более низкий коэффициент трения по сравнению с покрытием TiNbCN. Помимо этого серебро, диффундируя к поверхности, залечивает дефекты в структуре покрытий, препятствуя их окислению при высоких температурах.

Покрытия VCN-Ag [4] обладают высокой пластичностью и высокой износостойкостью при комнатной температуре. При повышенных температурах КТ снижается до 0,18 за счет образования и плавления ванадатов серебра в дорожке.

Покрытия Si-Ta-C-N характеризуются высокой термической стабильностью и стойкостью к окислению. Трибологические испытания показали, что коэффициент трения покрытий уменьшается с ростом температуры от 0,38 (25 °С), 0,28 (600 °С) до 0,23 (800 °С). Низкая скорость изнашивания покрытий Si-Ta-C-N при всех исследованных температурах (менее 4.1×10^{-5} мм³/(Н·м)) объясняется формированием на поверхности плотного трибологического слоя толщиной 100 нм на основе TaSi_xO_y, и дисперсных нановолокон близкого состава.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 16-29-05328).

1. A.V. Bondarev, Ph.V. Kiryukhantsev-Korneev, D.A. Sidorenko, D.V. Shtansky, A new insight into hard low friction MoCN-Ag coatings intended for applications in wide temperature range, // MATER DESIGN, 2016, V.93, P. 63-72
2. Д.В. Штанский, А.В. Бондарев, Ф.В. Кирюханцев-Корнеев, Е.А. Левашов, Наноконпозиционные антифрикционные покрытия для инновационных триботехнических систем // МиТОМ, 2015 V.7 С.77-83
3. A.V. Bondarev, Ph.V. Kiryukhantsev-Korneev, E.A. Levashov, D.V. Shtansky, Tribological behavior and self-healing functionality of TiNbCN-Ag coatings in wide temperature range // Appl Surf Sci 2017, V.396, P.110-120
4. A.V. Bondarev, M. Golizadeh, N.V. Shvyndina, I.V. Shchetin, D.V. Shtansky. Microstructure, mechanical, and tribological properties of Ag-free and Ag-doped VCN coatings // Surf. Coat. Technol. 2017, V.331, P. 77-84

МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ПУАНСОНА ПРИ ЛОКАЛЬНОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ПЛАЗМЕННОЙ ЗАКАЛКЕ

А.И. Веремейчик, М.И. Сазонов, В.М. Хвисевич

Брестский государственный технический университет, Брест, Беларусь; vai_mrtm@tut.by

Рассматривается моделирование процесса поверхностной плазменной закалки рабочей зоны пуансона для пробивки отверстий с определением оптимальных режимов этого процесса, обеспечивающих высокую поверхностную прочность с сохранением структуры его внутренней части.

Цель

Повышение стойкости пуансонов для пробивки отверстий в листовом металле с помощью поверхностной плазменной закалки их рабочей зоны с интенсивным теплоотводом.

Методика исследований

В производственных условиях при использовании установок для пробивки отверстий в крепежных деталях различного назначения применяют цилиндрические и прямоугольные пуансоны из стали Х12М. Высокохромистая сталь Х12М обладает высокой износостойкостью и глубокой прокаливаемостью. Ее широко применяют для изготовления крупных инструментов сложной формы: вырубных, отрезных, чеканочных штампов повышенной точности, штампов для выдавливания, накатных роликов и др. Эти стали близки к быстрорежущим: по структуре после отжига относятся к ледебуритному классу, после нормализации к мартенситному. Их высокая износостойкость обуславливается большим количеством карбидов $(CrFe)_7C_3$. При нагреве выше температур перлитного превращения ($800-820^{\circ}C$) вторичные карбиды растворяются и аустенит насыщается хромом. После закалки карбиды сохраняются в структуре закаленной стали [1]. Структура и свойства высокохромистой стали в сильной степени зависят от температуры закалки, т.к. с ее повышением увеличивается растворимость карбидов, концентрация углерода и хрома в аустените. В связи с этим выбор оптимальной температуры закалки стали Х12М существенно влияет на свойства стали после окончательной термической обработки.



Рис. 1. Характер износа пуансонов

На практике пуансоны упрочнялись с помощью объемной закалки до величины твердости 55–60 HRC. Во время эксплуатации эти детали подверга-

ются интенсивному механическому изнашиванию вследствие воздействия динамических ударных нагрузок, и их ресурс составляет около трех тысяч пробивок. Визуальные обследования отработанных пуансонов показали, что происходил не только интенсивный износ их режущих частей, но и искривление цилиндрических пуансонов (иногда с разрушением) (рис. 1), а также выламывание металла из режущей части прямоугольных пуансонов.

Такой характер разрушения присущ деталям упрочненных объемной закалкой и обусловлен возникновением в металле значительных механических напряжений и охрупчивания стали вследствие неоднородной их закалки. При этом интенсивное изменение геометрических размеров связано или с недостаточной интенсивностью материала, или с абразивным воздействием материала заготовки, или с усталостным выкрашиванием.

Для улучшения прочностных характеристик поверхностного слоя рабочей зоны пуансона предложено с помощью движущейся плазменной дуги дополнительно закалить его рабочую поверхность до HRC 70. При этом необходимо оценить влияние параметров плазменной дуги на поверхность образцов, оптимизировать эти параметры, определить влияние параметров упрочнения на физико-механические свойства и износостойкость поверхностного слоя, изучить теплофизические процессы, происходящие в стали в результате воздействия плазменной дуги, исследовать микрогеометрию поверхностного слоя в зависимости от параметров процесса [1–5].

Для процесса поверхностного плазменного упрочнения рабочей зоны цилиндрических пуансонов для пробивки отверстий, изготовленных из стали Х12М, применялся плазматрон с высокой удельной мощностью. В качестве плазмообразующего газа использовался аргон, причем в плазматроне было применено обжимающее сопло с диаметром отверстия 1,2 мм. Струя плазмы шириной 3 мм направлялась на торцы пуансонов, которые были обжаты двумя пластинами из меди М0 высотой 6 мм и толщиной 4 мм каждая для их интенсивного охлаждения, и собраны в обойму. Расстояние между соседними пуансонами принималось равным 15 мм. При равномерном движении плазматрона производится последовательные интенсивный нагрев пуансонов и закалка их торцов. Схема приспособления приведена на рис. 2.

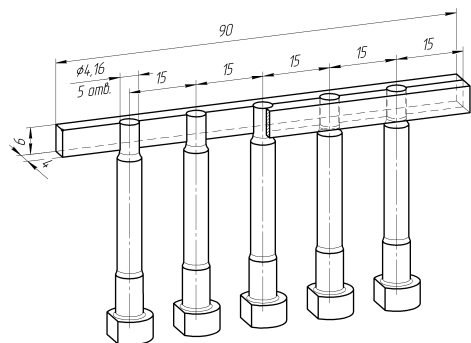


Рис. 2. Приспособление для интенсивного теплоотвода

Сначала плазмотрон перемещается относительно пуансонов вдоль их торцевых поверхностей, затем их поворачивают на 90° , и движение повторяется. Таким образом достигается закалка торца и режущей кромки пуансонов. Плазменная закалка производилась при токах дуги $I = 6\text{--}32$ А. Скорость перемещения плазмотрона варьировалась от 5 до 25 мм/с. В результате проведенных экспериментов и статической обработки их результатов были определены оптимальные параметры процесса поверхностного упрочнения: скорость перемещения плазмотрона $V = 10\text{--}13$ мм/с, ток дуги $I = 27$ А, расход защитного газа $Q = 2,5\text{--}3,5$ л/мин. Эти параметры зависят от расстояния плазмотрона до поверхности торцов пуансонов.

Результаты и их обсуждение

Проведено исследование температурного поля, напряжений и перемещений при поверхностной закалке, выполненное с применением конечно-элементного вычислительного комплекса ANSYS [6]. Следует отметить, что основой термического анализа в пакете ANSYS является уравнение теплового баланса, которое получается из принципа сохранения энергии. Конечно-элементное решение заключается в получении значений узловых температур и напряжений, на основе которых вычисляются остальные необходимые величины.

В ходе проведения вычислительного эксперимента разработана трехмерная модель пуансона, приведенная на рис. 3. Проведено моделирование приспособления для теплоотвода в медные пластины, его конечно-элементная модель приведена на рисунке 3в.

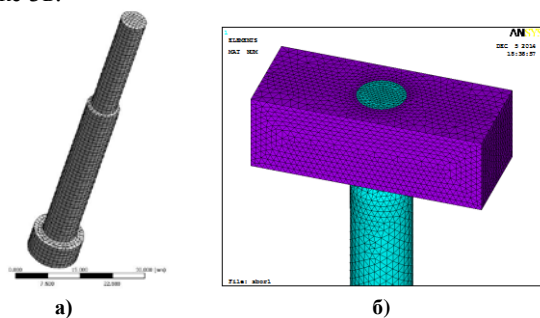


Рис. 3. Конечно-элементная модель пуансона (а) и части приспособления для интенсивного теплоотвода (б)

При решении нестационарной температурной задачи использовался предназначенный для анализа переходных процессов восьмиузловой термический элемент SOLID70 (Brick 8node), который имеет одну степень свободы (температура в каждой точке), при структурном анализе - восьмиузловой элемент SOLID185 (Brick 8node). В соответствии со скоростью движения плазменной струи к узлам дискретной модели пуансона пошагово последовательно прикладывалась температурная нагрузка в виде конвекции. Исходя из того, что максимальная температура поверхности торца пуансона должна быть на 3–5 % меньше температуры плавления стали, равной 1400°C , а температура плазменной струи в центре составляет около 6000°C , на всех поверхностях модели задавалась конвекция. Так как тепловой поток распределяется по ширине пятна нагрева по закону, близкому к кривой вероятности Гаусса, то на торцевой поверхности, по которой движется плазменная струя, коэффициент конвекции задавался различным по ширине пятна нагрева, также соответствующим нормальному распределению. Его значение выбиралось в зависимости от того, чтобы максимальная температура на закаливаемой поверхности составляла $1300\text{--}1350^{\circ}\text{C}$.

Увеличение температуры в центре пятна нагрева при увеличении скорости движения плазмотрона объясняется увеличенным коэффициентом конвекции, что на практике достигается регулированием режимов закалки и расстояния от сопла до закаливаемой поверхности.

Удельная теплоемкость стали принималась зависящей от температуры и при температурах $0\text{--}1300^{\circ}\text{C}$ находилась в интервале $c_{ст} = 400\text{--}600$ Дж/(кг·К), для меди ввиду температур до 400°C принималась постоянной [7, 8].

Равномерное движение пятна диаметром 3 мм проводилось с различными скоростями. Время движения t определялось в зависимости от скорости движения плазмотрона и диаметра торцевой части.

После каждого шага нагружения проводился расчет температурных полей, результаты которого записывались в LS-файлы. Для получения общего решения выполнялось совместное решение по определенному количеству LS-файлов, соответствующее 22 шагам нагружения. В результате проведения расчета определены поля температур, напряжений и перемещений для различных скоростей движения пятна нагрева в различные промежутки времени.

На рис. 4 представлено распределение температурных полей на рабочей зоне пуансона и в медных обоях для скорости движения пятна нагрева $V=10$ мм/с, $t=0,358$ с.

Известно, что скорость охлаждения зависит от коэффициента теплопроводности λ : чем он больше, тем выше скорость охлаждения. Так как коэффициент теплопроводности меди более чем в 7,5 раз превышает коэффициент теплопроводности стали, то в процессе движения плазмотрона происходит быст-

рый теплоотвод в медную обойму, и пуансон быстро остывает. Благодаря высоким скоростям охлаждения обеспечивается одновременность мартенситного превращения по всему контуру охлаждаемой детали, что уменьшает или даже полностью исключает появление закалочных трещин.

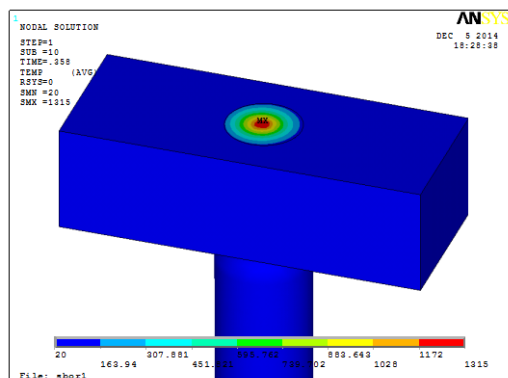


Рис. 4. Распределение температурного поля в системе пуансон-обоймы при $V=10$ мм/с, $t=0,358$ с

Исследовано распределение температурных полей по глубине диаметрального сечения пуансона, вдоль которого перемещается источник нагрева. На рис. 5 приведено типичное распределение температурного поля при скорости движения пятна нагрева $V=10$ мм/с в момент времени $t = 0,716$ с.

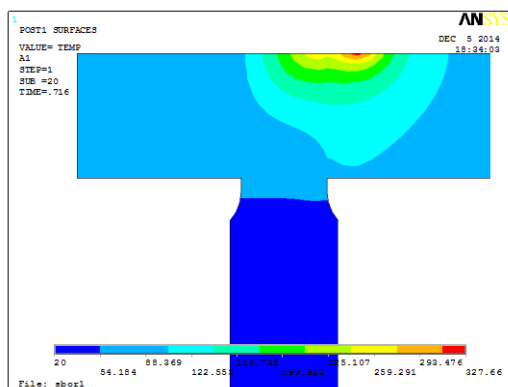


Рис. 5. Распределение температурного поля в продольном сечении системы пуансон-обойма вдоль линии движения пятна нагрева при $V=10$ мм/с, $t = 0,716$ с

При решении задачи термоупругости пуансон закреплялся по нижней торцевой поверхности. Для определения оптимальных режимов закалки проведено исследование напряженно-деформированного состояния пуансона при различных скоростях движения плазматрона, коэффициентах конвекции, токах дуги, расходах аргона.

На рис. 6 приведены результаты решения задачи термоупругости по определению напряжений и перемещений в пуансоне при температурной нагрузке при токе дуги $I=10$ А и расходе защитного газа $Q = 3,1$ л/мин.

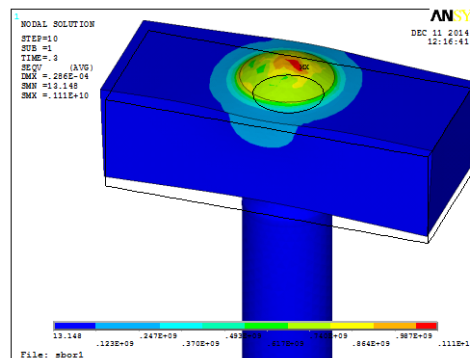


Рис. 6. Распределение напряжений в системе пуансон-обоймы в момент времени $t=0,3$ с

Проведено сравнение результатов расчета температурных полей, напряжений и перемещений при различных скоростях движения плазматрона. Исследовано влияние тепловых и механических характеристик материала обойм на температурные поля, напряжения и перемещения в упрочняемом пуансоне.

Выводы

С помощью конечно-элементного вычислительного комплекса ANSYS построена модель процесса поверхностной плазменной закалки рабочей зоны (торцевой поверхности и режущей кромки пробивного пуансона) движущимся высокотемпературным источником нагрева. По результатам экспериментов определены оптимальные режимы процесса плазменного поверхностного азотирования, позволившие значительно повысить срок эксплуатации пробивного инструмента. Достоинством предложенного способа поверхностного упрочнения является возможность азотирования партии инструмента, использование интенсивного теплоотвода в медные пластины, что позволяет упрочнять лишь поверхностный слой материала, не нарушая физико-механические свойства внутренней части.

1. Спиридонов Н.В., Кобяков О.С., Куприянов И.Л. Плазменные и лазерные методы упрочнения деталей машин. – Мн.: Высшая школа, 1988. – 155 с.
2. Кундас С.П. Компьютерное моделирование процессов термической обработки сталей: монография. – Мн.: Бестпринт, 2005. – 313 с.
3. Рыкалин Н.Н., Углов А.Л., Зуев И.В., Кокора А.Н. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов. Справочник. – М.: Машиностроение, 1985. – 496 с.
4. Веремейчик А.И., Сазонов М.И., Хвиевич В.М. Плазменные технологии как одни из основных технологий повышения эксплуатационных свойств металлоизделий // Механика. Научные исследования и учебно-методические разработки: междунар. сб. науч. тр. / Бел. гос. ун-т транспорта. – Гомель, 2008. – Вып. 2. – С. 6–12.
5. Веремейчик А.И., Сазонов М.И., Хвиевич В.М., Якушевич С. Особенности поверхностного плазменного упрочнения // Mater. VII Międzynar. nauk.-prakt. konf. «Perspektywiczne opracowania są nauka i technikami-2011». – V. 56. – Przemysł: Nauka i studia. – С.102–106.
6. Чигарев А.В. Кравчук А.С., Смалюк А.Ф. ANSYS для инженеров. – М.: Машиностроение, 2004. – 510 с.
7. Таблицы физических величин. Справочник / Под ред. И.К. Кикоина. – М.: Атомиздат, 1976. – 1008 с.
8. http://thermalinfo.ru/publ/tverdye_veshhestva/metally_i_splavy/.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ ДИАГРАММЫ ИНДЕНТИРОВАНИЯ В ПОВЕРХНОСТНО СЛОИСТОЕ ТВЕРДОЕ ТЕЛО ТРИБОТЕХНИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Н.А. Воронин

Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия; voroninn@inbox.ru

Получено теоретическое описание диаграммы внедрения при инструментальном индентировании материалов с защитным покрытием или упрочненным поверхностным слоем. Проведен анализ процесса деформирования с учетом топокомпозиционной структуры поверхности. Установлено явление дополнительного пластического деформирования материала основы топокомпозиата.

Введение

Применение в узлах трения материалов с поверхностной слоистой структурой (топокомпозиатов) позволяет значительно расширить возможности трибологов по созданию материалов с требуемым набором триботехнических характеристик [1]. Основными комплексными (усредненными по области контактного деформирования) механическими характеристиками материалов пар трения из топокомпозиатов, также как и для компактных материалов, являются модуль упругости и твердость (микротвердость). Однако, в зависимости от толщины покрытия, указанные характеристики являются переменными величинами и тем более изменяемыми, чем больше различаются между собой механические характеристики компонентов (покрытие, основа) поверхностного слоистого тела. Такие характеристики в научно-технической литературе получили название эффективных или композиционных – эффективный модуль упругости и композиционная твердость. Определение эффективных значений твердости и модуля упругости поверхностно слоистых тел (топокомпозиатов) и, в первую очередь, установление связи этих характеристик с собственными (истинными) значениями твердости и модуля упругости покрытия и подложки является актуальной научной и практической задачей.

Цель

Целью работы является теоретическое описание диаграммы внедрения поверхностно слоистых твердых тел и установление аналитических связей между эффективными характеристиками слоистой системы и собственными упругими и пластическими характеристиками покрытия и подложки.

Состояние вопроса

Для расчета твердости, модуля упругости и ряда других механических характеристик в поверхностных слоях компактных материалов в трибологическом материаловедении на микро- и наноровнях широко используется метод инструментального индентирования [2]. В работе [3] предложен метод анализа механики контактного взаимодействия инденторов различной формы с поверхностью

упругого твердого тела, который позволяет теоретически рассчитывать кривые нагрузки-внедрения (диаграмму внедрения) в компактный материал, где механические свойства, как образца, так и индентора принимаются в качестве входных параметров. Моделируемая кривая нагрузки-внедрения позволяет проводить сравнение с фактическими экспериментальными данными. Используя уравнение контакта для конического индентора, можно предсказать форму кривой нагружения, даже когда контакт полностью пластичный.

$$P = E^* \left[\frac{1}{\sqrt{\pi} \tan \alpha} \sqrt{\frac{E^*}{H}} + \left[\frac{2(\pi - 2)}{\pi} \right] \sqrt{\frac{\pi}{4}} \sqrt{\frac{H}{E^*}} \right]^2 \cdot s^2, \quad (1)$$

где s – глубина индентора в поверхность образца, отсчитываемая от свободной поверхности, H – твердость материала исследуемого образца, α – эквивалентный угол конуса ($70,3^\circ$ для индентора Берковица). E^* – комбинированный модуль упругости, учитывающий упругие свойства материала исследуемого образца и индентора.

Важной особенностью уравнения (1) является то, что нагрузка связана с квадратом глубины внедрения.

Во время разгрузки обычно наблюдается некоторая степень упругого восстановления материала образца. Рассматривая контакт индентора с твердым телом как осесимметричный конус [4], контакт между коническим индентором и упругим полупространством может быть описан следующим выражением:

$$P = \left(\frac{2E^*}{\pi} \tan \alpha \right) \cdot s^2, \quad (2)$$

Здесь также как при нагружении имеет место квадратное соотношение между нагрузкой и глубиной индентирования.

Значения данных по нагрузке и глубине внедрения из диаграмм внедрения используются для определения механических характеристик материала.

При оценке твердости и модуля упругости материала в поверхностях с топокомпозиционным строением (слоистая система типа покрытие - подложка) следует учитывать совместное влияние механических характеристик материала основы и покрытия.

Результатом измерения твердости в этом случае является величина композиционной твердости, отличающаяся, порой существенно, от значения, как истинной твердости покрытия, так и материала подложки. На основе опыта обработки многочисленных экспериментальных данных считается, что значения измеренной твердости соответствуют (или приближаются) к значению истинной твердости материала покрытия лишь при выполнении эмпирического правила (*thumb rule*), которое требует, чтобы глубина отпечатка под алмазной пирамидой составляла не более 1/8 – 1/10 части толщины покрытия.

По вопросу учета влияния материала подложки на измеряемый модуль упругости покрытия слоистой системы исследователи долгое время придерживались мнения о применимости правила 10%, на которое ориентируются при оценке твердости материала покрытия. Сегодня установлено, что нет реальной физической основы применения упомянутого эмпирического критерия. Считается, что влияние упругих свойств материала основы начинается практически сразу с момента внедрения индентора [4].

В работе [5] на основе рассмотрения механики контактного взаимодействия жесткой сферы с упругим жестко пластичным двухслойным полупространством была разработана математическая модель, позволяющая рассчитывать деформационно-силовые параметры контакта и ряд эффективных характеристик слоистого тела в широком диапазоне значений толщины покрытия, радиуса сферического индентора, нагрузки, упругих и пластических характеристик материалов, составляющих слоистое тело (топокомпозит). Там же показана возможность преобразования аналитических выражений, описывающих механику контактно взаимодействия сферы с двухслойным твердым телом, в зависимость, связывающую твердость от глубины внедрения пирамидального индентора. Более подробно математические модели и методика получения аналитических выражений для определения деформационно-силовых параметров контакта и эффективных характеристик приведены в работе [5].

Для исследований, проводимых в данной работе, важными зависимостями, установленными в работе [5] являются соотношения, связывающие эффективный модуль упругости E_c и композиционную твердость H_c слоистой системы с соответствующими параметрами, характеризующими однородный материал, в качестве которого используется материал основы топокомпозита

$$E_c = E_0 \times \Phi^{\frac{3}{2}}, \quad (3)$$

$$H_c = H_0 \cdot (\bar{\Phi}_i)^{\frac{1}{2}} \cdot (\Phi)^{\frac{3}{2}}, \quad (4)$$

где E_1 и E_0 – модуль нормальной упругости материала покрытия и материала основы, соответственно; H_1 и H_0 – твердость материала покрытия и материала основы, соответственно; Φ – упру-

го-геометрический параметр

$$\Phi = \sum_{i=0}^m A_i \cdot \bar{t}_0^i \cdot \left(\sum_{j=0}^n B_j \cdot \bar{t}_0^j \right)^{-1}; \quad \bar{\Phi} - \text{предельный}$$

упруго-геометрический параметр, который определяется для трех областей существования толщины покрытия: $\bar{\Phi} = M_I \cdot (\Phi)^3$, где $M_I = 1$ для малой толщины (область III); $M_{II} = (0,31 \cdot T_k^{-1})^2$ – при средней толщине (область II); $M_{III} = Y^2$ – для большой толщины покрытия (область I); $\bar{t}_0 = \frac{t_0}{a_0}$;

$$Y = \frac{H_1}{H_0}; \quad A_1, A_2, A_3, \dots, A_n, B_1, B_2, B_3, \dots, B_j - \text{коэффициенты}$$

двухточечной Паде аппроксиманты; $A_j = f(K)$, $B_j = f(K)$; $K = E_0 \cdot (E_1)^{-1}$ – эффективная упругая константа слоистого тела. (Более подробно обозначения к (3) и (4) – см. работу [5]).

Решение задачи

Используя вышеприведенные зависимости (1), (3) и (4) (для кривой нагружения) и (2), (3) (для кривой разгрузки), теоретически построим диаграмму внедрения для случая индентирования идеального пирамидального индентора в идеальный однослойный топокомпозит с известными значениями механических характеристик компонентов слоистого тела и известной толщиной покрытия. Под идеальным однослойным топокомпозитом будем понимать поверхностно слоистую среду, состоящую из упругого жесткопластичного покрытия когерентно связанного с основой из упругого жесткопластичного материала. Под идеальным пирамидальным индентором будем понимать жесткий индентор Берковича идеальной формы с острой вершиной. Используя зависимости (1) и (2) теоретически построим диаграммы внедрения для случая индентирования идеального пирамидального индентора в компактные материалы – материал покрытия и материал основы, механические характеристики которых соответствуют характеристикам компонентов топокомпозита.

Из сравнения работ диссипации упругой энергии при инструментальном внедрении в топокомпозит и компактные материалы из покрытия и основы можно получить зависимость, связывающую модуль упругости материала покрытия с модулем упругости материала основы и работой диссипации упругой энергии топокомпозита.

Кривая нагружения топокомпозита в области I может быть построена, используя зависимость (1), в которой параметр твердости H принимает значений твердости покрытия H_1 , а в качестве параметра E^* используется эффективный модуль упругости идеально упругого топокомпозита E_c , определяемый по формуле (3):

$$P_c' = E_c \left[\frac{1}{\sqrt{\pi} \alpha} \sqrt{\frac{E_c}{H_1}} + \left[\frac{2(\pi-2)}{\pi} \right] \sqrt{\frac{\pi}{4} \frac{H_1}{E_c}} \right]^{-2} \cdot s^2, \quad (5)$$

Кривая нагружения топокомпозиита в области II может быть построена, также используя зависимость (1), в которой параметр твердости H принимает значений композиционной твердости H_c , определяемый о формуле (4), а в качестве параметра E^* используется эффективный модуль упругости топокомпозиита E_c :

$$P_c'' = E_c \left[\frac{1}{\sqrt{\pi} \alpha} \sqrt{\frac{E_c}{H_c}} + \left[\frac{2(\pi-2)}{\pi} \right] \sqrt{\frac{\pi}{4} \frac{H_c}{E_c}} \right]^{-2} \cdot s^2, \quad (6)$$

Из решения системы уравнений (5) и (6) можно будет рассчитать глубину внедрения индентора в топокомпозиит, при которой начинается пластическая деформация основы.

Результаты решения и обсуждение

Примем следующие значения параметров, характеризующие условия теоретического инструментального индентирования идеального топокомпозиита: индентор – пирамида Берковича; твердость материала покрытия и основы – 4 ГПа и 2 ГПа, соответственно; модуль упругости материала покрытия и основы – 500 ГПа и 200 ГПа; толщина покрытия 5 мкм. Используя выражения (1) и (2) получим банк данных для построения кривых нагружения и разгружения топокомпозиита, покрытия и основы.

Важным элементом теоретической зависимости (6), описывающей кривую нагружения при индентировании топокомпозиита в области II, является отсутствие в составе композиционной твердости топокомпозиита H_c в области II значения твердости материала покрытия, так как композиционная твердость H_c'' рассчитывается по формуле (4). Используя метод сопоставления затраченной работы на деформирование топокомпозиита в целом и компонентов топокомпозиита, как отдельных компактных материалов, можно показать, что во второй области нагружения топокомпозиита присутствуют работы упругопластического деформирования материала основы и упругого деформирования материала покрытия (рисунок 1):

$$AP_c'' = AP_0 + AP_{Ie} + AP_{Op+}, \quad (7)$$

где AP_{cII} – работа упругопластической деформации топокомпозиита в области II, AP_0 – работа упругопластической деформации материала основы, AP_{Ie} – работа упругой деформации материала покрытия, AP_{Op+} – работа стеснения пластической деформации материала основы.

Расчет значений затраченных работ при индентировании пирамиды в модельный топокомпозиит до величины нагрузки в 200 сН и оценка погрешности по сравнению с суммарной величиной затраченной энергии на деформирование компонентов слоистой системы, проводились с использованием математической программы Maple 15 :

$$AP_{cII} = \int_0^{s-P_{cII}} P_{cII}; \quad AP_{Op+} = \int_0^{s-P_{ceII}} P_{Op};$$

$$AP_{Ie} = \int_0^{s-P_{Ie}} P_{Ie}; \quad AP_{Op} = \int_0^{s-P_{Op}} P_{Op}.$$

Погрешность не превышает 3%.

Необходимость учета дополнительной работы деформирования материала основы, названная здесь как работа стеснения, возникла из анализа результатов исследований, приведенных в работе [6] и связанных с ограничением (стеснением деформационной волны) вокруг штампа жесткой накладкой. Стесненные условия нагружения приводят к увеличению интенсивности деформации.

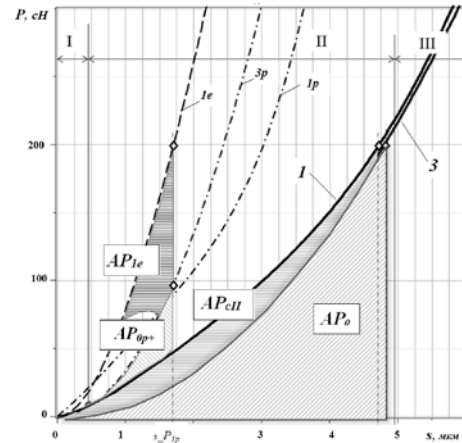


Рис. 1. Кривые упругопластического деформирования топокомпозиита и основы (1,3), упругого и пластического деформирования топокомпозиита (I_e , I_p) и пластического деформирования основы ($3p$).

Полученные зависимости являются методологической основой для обработки экспериментальной диаграммы внедрения в исследуемый топокомпозиит с целью понимания механизма деформации слоистых тел и определения истинных значений модуля упругости и твердости материала покрытия.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки, Соглашение №14.607.21.0166, проект RFMEFI60717X0166.

1. Воронин Н.А. Тококомпозиционные материалы триботехнического назначения: определение, получение, материалы, особенности механики контактного взаимодействия //Трение и смазка в машинах и механизмах. 2008, №5, с. 17-32.
2. ГОСТ Р 8.748-2011. Металлы и сплавы. Измерение твердости и других характеристик материалов при инструментальном индентировании. Часть 1. Метод испытаний. М., Стандартинформ, 2013. – 23 с.
3. Fischer-Cripps A.C. Nanoindentation. Third Edition. New York, Springer, 2008. – 279 p.
4. Fischer-Cripps A.C. Critical review of analysis and interpretation of nanoindentation test data // Surface & Coatings Technology 200 (2006) 4153 – 4165.
5. Voronin N. A., Composite and Real Hardnesses of Thin Coatings //Advanced Materials Research. Vols. 560-561 (2012). pp. 803-808.
6. Нго Као Кьонг. Исследование внеконтактных деформаций при локальном нагружении Вестник науки и образования Северо-Запада России, 2015, Т. 1, № 3. с. 1-8.

ИССЛЕДОВАНИЕ НАГРУЖЕННОСТИ ТРАНСПОРТНЫХ МАШИН ВО ВРЕМЕННОЙ И ЧАСТОТНОЙ ОБЛАСТИ

Гадолина И.В.¹, Грызлова Т.П.², Дубин Д.А.³, Петрова И.М.¹, Филимонова Н.И.¹

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

²Рыбинский государственный авиационный технологический университет (РГАТУ), Рыбинск, Россия

³Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана, Москва, Россия

Приводится сопоставление возможностей для анализа нагруженности во временной (метод дождя) и частотной области (спектральный подход). Оба подхода имеют своей целью оценку долговечности. На основании конкретного примера оценки нагруженности торсионного вала гусеничной машины проанализирована возможность получения стабильной и представительной оценки нагруженности. Приведен краткий обзор и показаны ограничения применения методов, основанных на использовании спектральных плотностей. Сделан вывод о предпочтительном применении метода дождя на стадии пост-процессинг, тогда как спектральные методы могут оказаться полезными на стадии проектирования и разработки.

Случайный процесс нагружения, спектральная плотность, метод дождя, гусеничные машины

Цель

В настоящее время существует несколько научных школ, которые активно пропагандируют применение анализа процессов нагружения в частотной области [1-3] с целью оценки долговечности. Мы тщательно проанализировали, в частности, их обобщающие статьи. Главный интерес при этом анализе заключался в ответе на вопрос: ЗАЧЕМ?

Постановка задачи

Применение математической теории случайных процессов к исследованию механических систем имеет давнюю успешную историю [4]. Большой вклад в развитие данного научного направления внесли также отечественные ученые [5,6].

Перечислим основные темы для исследований случайных процессов в науке о материалах, в которых активно используется понятие спектральной плотности [4]. 1) Вибрации мостов и высотных зданий при порывах ветра. 2) Вибрации при землетрясениях. 3) Вибрации корпусов кораблей и плавучих станций в штормовых волнах океана; 4) Продление гарантированного ресурса и оценка надежности существующих конструкций.

Не имея возражений против пунктов 1... 3, тем более что имеются успешные применения методов расчетов с использованием спектральной плотности [7], мы бы хотели остановиться на пункте 4, т.е. использовании спектральной плотности на этапе пост-процессинга, т.е. когда уже существует опытный или серийный образец изделия, и требуется оценить нагруженность по уже имеющимся записям случайных процессов в эксплуатации. Говоря об этапах жизненного цикла (PLM management), мы вслед за В.П.Когаевым [8], беремся утверждать, что применение спектральных плотностей целесообразно, а может быть, и необходимо, только на этапе конструкторской разработки изделия, когда еще не существует опытного образца.

Обзор методов, применяющих спектральную плотность

В замкнутом виде при соблюдении требований

стационарности и нормальности для узкополосного случайного процесса [9] было получено выражение для пиков случайного процесса, которые используются как амплитуды нагружения. В продолжении нескольких последних десятилетий рядом исследователей были сделаны попытки корректировки полученного распределения на случай распределения амплитуд полных циклов для процесса со сложной структурой. Часть методов предлагают использование корректирующих коэффициентов λ [1,4] по формуле:

$$D = \lambda D_{NB} \quad (1)$$

Где D – повреждение под действием процесса со сложной структурой, D_{NB} – оценка повреждения по формуле Райса (справедливо для процесса с простой структурой).

Прочие методы направлены на подбор комбинации распределений с тем, чтобы описать распределение амплитуд дождя [10].

Большинство методов, оценивающих долговечность по спектральным плотностям, используют так называемые геометрические характеристики графика спектральной плотности, иначе, моменты (2):

$$M_j = \int_0^{\infty} f^j W_S(f) df \quad (2)$$

Эти моменты играют важную роль в оценке повреждения по спектральным методам, входя в расчетные формулы большинства рассматриваемых методов.

В качестве меры сложности процесса в большинстве случаев используется коэффициент нерегулярности κ . Коэффициент κ характеризует сложность процесса. Его можно вычислить непосредственно по реализации [11]:

$$\kappa = N_0 / N_E \quad (3)$$

где N_0 и N_E число пересечений нулевого уровня и

число экстремумов соответственно.

Альтернативный способ вычисления κ посредством моментов (3) [10]:

$$\kappa = M_2 / \sqrt{(M_0 \cdot M_4)} \quad (4).$$

Перечислим выборочно методы для оценки повреждения от усталости по спектральным плотностям. 1) Райс [9], ; 2) Виршинг и Лайт [4]; 3) Бенашутти–Тово, (2 метода) [1] ; Ларсен и Лютес [12] и это лишь часть анонсированных методов.

На рис.1 по материалам [12, 13] показан график, иллюстрирующий точность некоторых методов оценки долговечности по спектральным методам. Для сравнения был выбран процесс с относительно сложной структурой $\kappa = 0.55$. Обращает внимание тот факт, что критерием истины в данном исследовании, как и в большинстве прочих служит результат, полученный по методу дождя!

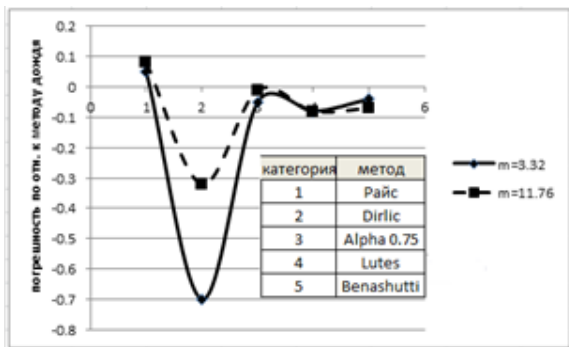


Рис. 1 Сравнительная оценка точности оценки по отношению к методу дождя (по материалам [12,13])

Материалы

В качестве материала для исследования нами были рассмотрены реализации случайных процессов нарушения в торсионном валу гусеничной машины [13], рис. 2.

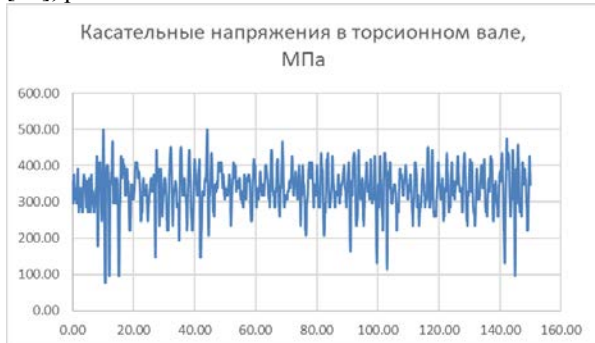


Рис.2. Пример случайного процесса нагружения

Анализ показал, что в формулировке (3) κ существенно зависит от числа классов разбиения случайного процесса (точность фиксации физической величины напряжений). На рис. 3 для нескольких процессов, аналогичных изображенному на рис.2, показана зависимость оцененного по (3) κ от числа классов разбиения. Видно, что с увеличением числа классов κ уменьшается на величину до 35%. Отсюда

вывод: величина κ не может быть использована в качестве объективной характеристики процесса.

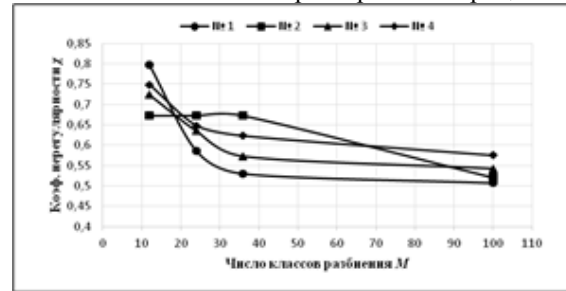


Рис. 2. Зависимость коэффициента нерегулярности от точности регистрации процесса

Метод

В качестве метода для подтверждения правомерности перехода от непрерывного процесса к последовательности экстремумов было проведено численное моделирование. На рис.3 схематично показаны три стадии обработки процесса на основе исходного случайного процесса напряжений в торсионном валу (рис.2). Переход «исходный» - «пила» рекомендован большинством исследователей [11,14]. Данный этап является необходимым этапом проведения схематизации. Но что мы можем сказать о спектральной плотности «пилы»? Ровным счетом ничего: фактор времени отсутствует, процесс не дифференцируемый, т.к. имеются сингулярности. Для проведения исследования о правомочности перехода I \rightarrow II нами был разработан метод аппроксимации пиков процесса полуволнами. Уравнения полуволн соответствуют полукосинусоидам:

$$x = A \cos(\omega t + \varphi) \quad (5),$$

где x – результирующий экстраполирующий процесс случайных ординат. Для каждой полуволны (5) параметры A , ω и φ уникальны. Амплитуда определяется как модуль полу-разности следующих друг за другом экстремумов:

$$A = \text{abs}(e[i] - e[i-1]) / 2 \quad (6).$$

Частота ω выбирается так, чтобы на полупериод приходилось достаточное число $k = 5 \dots 40$ точек, в зависимости от величины A . Начальная фаза φ зависит от типа полуволны. Если моделируется нисходящий размах, то $\varphi = 0$. Для восходящей полуволны $\varphi = \pi/2$.

Полученный в результате такой аппроксимации процесс показан на рис. 4, III. Для него уже возможно оценить спектральную плотность, так как он представляет дискретизацию непрерывной функции. Спектральные плотности процессов I и III сравниваются на рис.3.

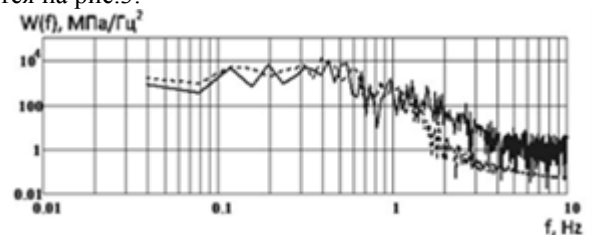


Рис. 3. Спектральная плотность исходного и смоделированного (показан пунктиром) сигналов*

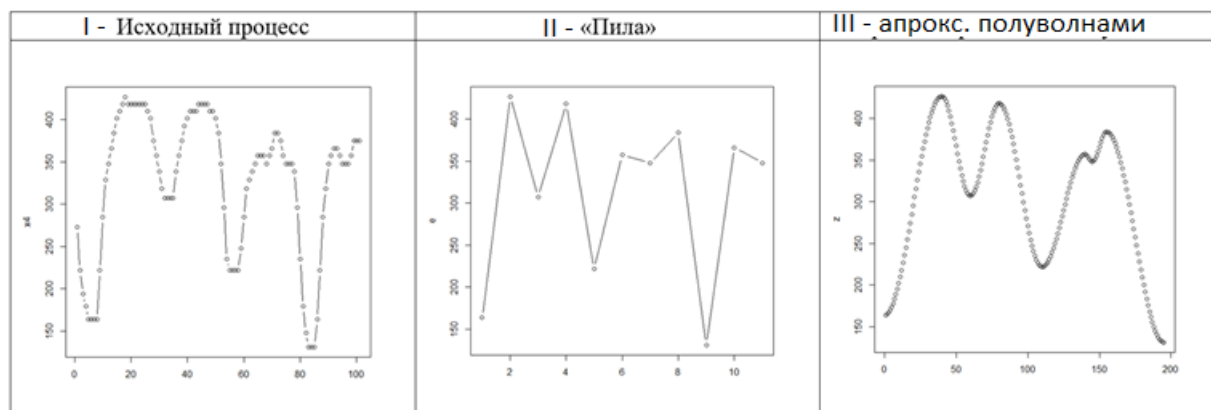


Рис.4 Три процесса

Из рисунков 3 и 4 видно, что процессы I и III похожи, частотные характеристики близки. При этом характер спектров отличается. В области больших частот (выше 1,5 Гц) процесс III имеет существенно меньший уровень, чем первый: у смоделированного процесса меньше «высокочастотных» шумов для спектра мощности на два порядка. Данное различие не может не оказать влияния на вычисляемые моменты M_j по формуле (2), а следовательно, и оценки долговечности, произведенные по процессам I и III с использованием моментов (3) будут различны, тем более в выражениях M_j входят значения частоты $f > 1$, которые возводятся в степень > 1 . Практика исследований говорит нам, тем не менее, об правомочности показанных на рис. 4 переходов.

Выводы

1. Величина коэффициента нерегулярности не является робастной по отношению к числу классов величиной.

2. Для идентичных по повреждающему воздействию процессов получаются разные спектральные плотности.

3. Не обнаружено преимуществ по применению методов с применением спектральной плотности по сравнению с методом дождя на стадии пост-процессинг.

Авторы благодарят к.т.н. О.Б. Скорцова за помощь в оценке спектральной плотности и анализ результатов

- В.В. Болотин. Ресурс машин и конструкций. М: Машиностроение, 1990, 445с.
- А.С.Гусев, В.И.Щербаков, С.А.Стародубцева. Расчет усталостной долговечности элементов конструкций при случайных процессах нагружения сложной структуры// Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2015, № 12. С.20-23.
- Д. Н. Спицына, В. Ф. Фомичева. Исследование динамических напряжений в элементах козловых кранов, вызываемых пульсациями скорости ветра// Вестник машиностроения, 1991, №1, С.22-27.
- Когаев В.П. Расчеты на прочность при напряжениях, переменных во времени. М. Машиностроение. 1993. 364с.
- Райс С. Теория флуктуационных шумов// Теория передачи электрических сигналов при наличии помех. М.:Изд. Иностр. Лит., 1953. 157 с.
- Dirlik T., 1985. Application of computer in fatigue analysis. PhD Thesis, University of Warwick, UK.
- ГОСТ 25.101 -83. Расчеты и испытания на прочность. Методы схематизации случайных процессов нагружения элементов машин и конструкций и статистического представления результатов. Актуализация 21.04.2018.
- C. Larsen, T. Irvin. A review of spectral methods for variable amplitude fatigue prediction and new results // Procedia Engineering 101 (2015) 243-250. Available online at www.sciencedirect.com
- Дубин Д.А., Наказной О.А., Смирнов И.А., Шлеев А.Н. Экспериментальное определение кинематических и силовых параметров нагружения элементов системы поддрессирования быстроходной гусеничной машины // Труды НАМИ . 2016. № 3 (266). С.45-53.
- ASTM E 1049-85 (Reapproved 2005). Standard practices for cycle counting in fatigue analysis. ASTM International.

- Benasciutti D., Tovo R., 2006. Fatigue life assessment in non-Gaussian random loadings. International Journal of Fatigue 28:733-746.
- C. Braccresi, F. Cianetti, L. Tomassini. Random fatigue. A new frequency domain criterion for the damage evaluation of mechanical components// International Journal of Fatigue 70 (2015) P. 417–427.
- Mrsnik M., Slavič J., Boltezar M., 2013. Frequency-domain methods for a vibration-fatigue-life estimation – Application to real data//International Journal of Fatigue, 47:8–17
- P.H. Wirsching, T.L. Paez, K. Ortiz. Random Vibration: Theory and Practice. J Wiley&Sons. New York. 2006. 441 p.

КРИТЕРИИ ОПАСНОСТИ ТРЕЩИН В ЛОПАСТНОЙ СИСТЕМЕ РАБОЧИХ КОЛЕС ГИДРОТУРБИН

¹Георгиевская Е.В.

¹ОАО «НПО ЦКТИ», Санкт-Петербург, Россия; e-mail: GeorgievskajaEV@ckti.ru

В процессе эксплуатации гидротурбин на рабочее колесо действует комплекс нагрузок, существенно отличающихся по частоте, амплитуде и продолжительности воздействия. Учет их совместного влияния на долговечность и живучесть конструкций является сложной технической задачей даже в современных условиях. Предложенный инженерный подход к оценке опасности трещин позволяет достаточно просто и эффективно оценить сроки безопасной эксплуатации гидротурбины или своевременно запланировать необходимый ремонт.

Введение

Гидротурбины считаются надежным оборудованием, что подтверждается многолетним положительным опытом их эксплуатации. Однако случившиеся аварии и инциденты [1-3], а также тяжесть потенциально возможных последствий, требуют внесения корректировок в методы оценки их долговечности и ресурса.

Несмотря на высокие современные достижения в области компьютерной техники, численного моделирования, неразрушающих методов контроля, лабораторных исследований и натурного эксперимента, проблема оценки ресурса гидротурбин (ГТ) в условиях длительной фактической эксплуатации до сих пор не решена ни на нормативном, ни на инженерно-техническом уровне. В данной статье предлагается рассматривать ресурс ГТ с позиций длины допустимой (неопасной) трещины.

Объект исследования

Гидроагрегаты (ГА) являются высокоманевренным оборудованием, используемым для покрытия пиков потребления энергии и обеспечения стабильности энергетической системы. Это приводит к частой смене режимов их работы, что обычно не учитывалось при проектировании ГТ.

В процессе эксплуатации на элементы ГТ действует целый комплекс нагрузок механического, гидравлического и электромагнитного происхождения, амплитуда и частота которых существенно зависят от конструктивных особенностей ГА и фактических режимов эксплуатации. Для конкретного ГА режим эксплуатации определяется преимущественно напором и мощностью, которые постоянно меняются в процессе работы, особенно в условиях работы ГА в режиме регулирования.

Основным ресурсопределяющим элементом ГТ является рабочее колесо (РК), представляющее собой циклически-симметричную сварно-литую (для ГТ радиально-осевого типа) или сборную (для ГТ поворотно-лопастного типа) конструкцию, имеющую несколько (обычно от 4 до 20) лопастей.

В процессе эксплуатации в лопастях РК зачастую возникают трещины, которые могут привести к аварии или другим тяжелым последствиям (рис. 1).



Рис. 1. Сквозная трещина в лопасти рабочего колеса радиально-осевой гидротурбины [4]

При длительных наработках, по истечении приработочного периода, надежность и безопасность эксплуатации ГТ преимущественно определяется режимными факторами. При этом реальные нагрузки на элементы оборудования на переходных и непроектных режимах (пуск-останов, набор и сброс мощности, работа на холостом ходу и малой/средней частичной мощности) фактически остаются неизвестными и могут быть оценены с достаточно большой погрешностью.

Предпосылки

При проектировании ГТ до сих пор используется подход, основанный на оценке усталостной прочности [5-6] бездефектной конструкции при работе на номинальном режиме.

Высокий уровень неопределенности нагрузочных факторов, усталостных свойств материала и влияния исходных технологических дефектов при этом «компенсируется» за счет выбора коэффициента запаса и, как правило, неоправданно высокого уровня динамических нагрузок на номинальном режиме. В большинстве случаев это позволяет в пределах проектного срока службы (30 лет для турбин, изготовленных до 1991 г.) обеспечивать приемлемый уровень надежности ГТ в условиях работы ГЭС.

Однако применение такого подхода при более

длительных наработках, характерных для многих российских ГЭС, когда под действием широкого спектра динамических нагрузок в материале РК не только накопились микрповреждения, но и, возможно, образовались макротрещины, становится неприемлемым. Неучет дефектности материала и кинетики роста трещин приводит к неоправданно завышенным ресурсным характеристикам, что грозит, по меньшей мере неплановым остановом ГА и/или длительным дорогостоящим ремонтом.

Концепция подхода

Предлагается инженерный подход к оценке опасности трещин в лопастной системе РК при длительной эксплуатации ГТ, основанный на следующих основных положениях:

- после длительной эксплуатации в элементах ГТ присутствуют макродефекты, в том числе трещины эксплуатационного происхождения, не все из которых могут быть выявлены в ходе стандартного диагностирования оборудования в периоды плановых остановов;

- принципиально невозможно накопить необходимую статистическую базу «опасных дефектов» для уникального оборудования, к которому относятся крупные ГТ;

- оценка должна носить индивидуальный характер, что связано с особенностями изготовления и монтажа ГА, фактическими условиями эксплуатации, свойствами и исходной дефектностью материала;

- доминирующий механизм повреждения ГТ – накопление усталостных повреждений под действием широкого спектра переменных эксплуатационных нагрузок в условиях коррозионно-активной среды;

- решающую роль в накоплении усталостных повреждений играют режимные факторы;

- усталостные повреждения не обнаруживаются с помощью стандартных методов неразрушающего контроля вплоть до появления макротрещин, протяженность которых для элементов ГТ составляет минимум несколько миллиметров, а обычно измеряется сантиметрами;

- появление макротрещины не всегда является признаком достижения ГТ предельного состояния; не все макротрещины опасны с точки зрения обеспечения надежности эксплуатации ГТ; определяющее значение имеют расположение и размер дефекта, фактически действующие нагрузки, свойства и степень деградации материала;

- зарождение и медленный стабильный рост трещин определяется преимущественно низкочастотными (НЧ) пульсациями напряжений большой амплитуды, сопровождающих работу ГТ на нестационарных и переходных режимах; продолжительность работы на этих режимах незначительна, частота воздействия обычно не превышает 10 Гц; такие трещины могут быть отнесены к «неопасным»; эксплуатация оборудования с такими трещинами допу-

стима;

- трещина становится «опасной», когда ее длина превышает некоторое пороговое значение ℓ_{th} (рис. 2), свыше которого начинает проявляться влияние высокочастотных (ВЧ) пульсаций напряжений, под действием которых происходит быстрый лавинообразный рост трещины; амплитуды ВЧ пульсаций малы, но присутствуют при всех режимах работы ГА, включая номинальную мощность; частота воздействия обычно составляет от 40-50 Гц до тысячи Гц;

- частотный диапазон внешнего воздействия на элементы ГТ хорошо изучен; определение амплитуды динамических напряжений в элементах ГТ является сложной технической проблемой, окончательно не решенной на сегодняшний день;

- прогноз кинетики трещины строится расчетным способом с использованием методов механики разрушений и с учетом фактически обнаруженных дефектов;

- момент T_{th} (рис. 2) характеризует качественную смену механизма развития (основной движущей силы) трещины и принимается за критерий «опасности-неопасности» трещины:

$$T_{th} = T(\ell_{th}), \quad (1)$$

$$\ell_{th} = \ell(K_{th}) \text{ при условии } \Delta K^{B_{VЧ}} \geq K_{th}, \quad (2)$$

где $\Delta K^{B_{VЧ}}$ – размах коэффициента интенсивности напряжений (КИН) в вершине трещины от действия ВЧ-нагрузок, K_{th} – пороговое значение вязкости разрушения материала.

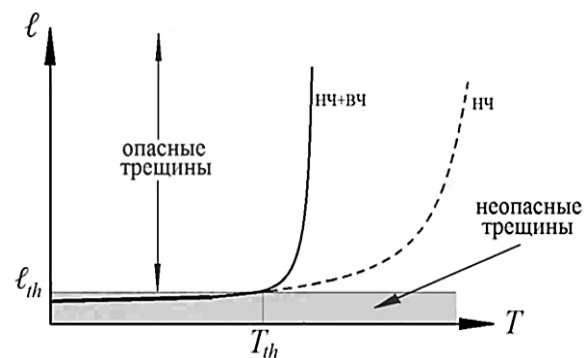


Рис. 2. Критерий опасности трещин

Сложности реализации концепции

При проведении расчетов для конкретных ГА в условиях их фактической эксплуатации возникает ряд сложностей и проблем, основные из которых следующие:

- фактическая геометрия лопастной системы и рабочего колеса в целом существенно отличается от проектной и не обладает строгой циклической симметрией; несмотря на наличие жестких ограничений (см. табл. 1), на практике наблюдается значительный разброс даже контролируемых геометрических параметров РК; например, измеренная разнотолщинность выходных кромок лопастей мощной высоко-

напорной турбины составила почти 40% (при допустимом значении 15%): минимальное значение – 22.0 мм, максимальное – 32.8 мм, среднее по РК – 29.6 мм; это приводит к различному уровню напряжений в идентичных местах различных лопастей, наличию полосы разброса частотных характеристик и неравномерной нагруженности лопастей, что сказывается на скорости зарождения и развития трещин;

– даже при известных режимах работы ГТ технология изготовления РК подразумевает наличие остаточных напряжений (ОН), уровень которых сопоставим, а иногда даже выше, средних значений статической составляющей напряжений при работе ГТ на номинальном режиме; ОН могут существенно меняться от лопасти к лопасти даже на одном РК, не говоря уже о различных ГА; определение остаточных напряжений в зоне сварных швов РК неразрушающими методами пока не получило необходимого статистического или научного подтверждения; разрушающие методы (высверливание, пропилы и т.п.) требуют последующего восстановительного ремонта, что не всегда приемлемо в условиях фактической эксплуатации и существенно ограничивает количество точек, в которых определяются ОН, что сказывается на достоверности дальнейших расчетов ресурсных характеристик;

– существует значительная неопределенность в величине нагрузок на лопастную систему; режим работы определяется тремя параметрами (напор, мощность, высота отсасывания), которые постоянно меняются в процессе эксплуатации; величина нагрузки на лопасть зависит не только от конкретного режима, но и от предыстории, скорости изменения режимов, особенностей сборки конкретного агрегата (величины небалансов и зазоров между неподвижными и вращающимися узлами ГА, наличия неперпендикулярности вала, несоосности и эксцентриситета ротора и статора и т.п.); например, при сбросе и наборе нагрузки напряжения будут различны для одного и того же эксплуатационного режима, напряжения при пуске-останове будут зависеть от скорости изменения нагрузки; учет всех факторов технически неосуществим в условиях фактической эксплуатации и представляется мало-перспективным с точки зрения проведения расчетов; необходима разработка и внедрение инженерных методов оценки величин нагрузок на элементы ГТ, позволяющие с достаточной степенью точности прогнозировать ресурсные отказы [7];

– недостаточность базы данных по характеристикам материалов, применяемых в гидротурбостроении, особенно по трещиностойкости, усталости в водной среде и влиянию масштабных факторов.

Таблица 1. Контролируемые параметры и предельные допускаемые отклонения значений

№ п/п	Контролируемый параметр	Предельное отклонение	
		индивидуального значения от среднего значения в РК	среднего значения в РК от чертежного размера
1	Профиль лопасти	$\pm 0,1 \% D$	$\pm 0,1 \% D$
2	Шаг лопастей на входе	$\pm 0,5 \% D$	-
3	Расстояние в свету на выходе	+ 5 % - 3 %	+ 3 % - 1 %
4	Максимальная толщина лопасти	+ 5 % - 8 %	+ 3 % - 6 %
5	Толщина выходной кромки лопасти	$\pm 15 \%$	$\pm 15 \%$
6	Угол входа профиля	± 2	$\pm 1,5$
7	Угол выхода профиля	$\pm 1,5$	± 1
8	Входной и выходной диаметры и другие размеры колеса	$\pm 0,5 \% D$	$\pm 0,25 \% D$

Преимущества и перспективы

Предлагаемый подход на базе расчета с применением подходов линейной механики разрушений позволяет в условиях длительной фактической эксплуатации ГТ прогнозировать моменты перехода трещин в опасное состояние, при котором вероятны ресурсные отказы оборудования. Это дает возможность решить ряд важных технико-экономических задач, в том числе:

- повышение надежности и безопасности работы ГА;
- снижение риска аварий и внеплановых остановов;
- переход от планово-предупредительных ремонтов к ремонтам «по техническому состоянию»;
- уменьшение затрат на техническое обслуживание и ремонт оборудования;
- своевременная замена или вывод из эксплуатации выработавших свой индивидуальный ресурс узлов и деталей ГТ.

1. Liu X., Luo Y., Wang Z. A review on fatigue damage mechanism in hydroturbines // *Renewable and Sustainable Energy Reviews*. 2016. №54. P. 1–14. doi: 10.1016/j.rser.2015.09.025
2. Разрушение гидроагрегата №2 Саяно-Шушенской ГЭС: причины и уроки. Сборник материалов в 3-х частях. М. 2013.
3. Георгиевская Е. Ресурс гидротурбин – гарантия надежности и безопасности эксплуатации ГЭС. Аналитический обзор литературы. Lambert Academic Publishing. 2018. 157 с.
4. Frunzäverdel D., Muntean S., Mărginean G., Câmpiani V., Marşavina L., Terzi R., Şerban V.. Failure analysis of a Francis turbine runner // *IOP Conf. Series: Earth and Environmental Science*. 2010. Vol. 12. P. 012115. doi:10.1088/1755-1315/12/1/012115
5. РД 24.122.14-89 Методы расчёта на прочность рабочих колёс гидравлических радиально-осевых турбин. 1990. 53 с
6. РД 24.122.15-89 Методы расчёта на усталостную прочность лопастей гидравлических поворотных-лопастных турбин. 1990. 32 с.
7. Георгиевская Е.В. Энергетический подход к оценке динамических напряжений в гидротурбинах // *Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки*. 2017. Т. 23. № 4. С. 88–97. doi: 10.18721/JEST.230408

СИСТЕМНАЯ КОНЦЕПЦИЯ ПРОЧНОСТИ: МЕТОДОЛОГИЯ, МЕТОДЫ, ТЕХНОЛОГИИ И НЕКОТОРЫЕ ПРИМЕРЫ ПРАКТИЧЕСКОГО ПРИМЕНЕНИЯ

А.Ф.Гетман

Всероссийский научно-исследовательский институт по эксплуатации атомных электростанций (ВНИИАЭС),
AFGetman@vniiaes.ru

Системная концепция прочности (СКП) основана на методологии системного подхода к проблеме обеспечения прочности и позволяет оценить более адекватно состояние конструкции и разработать мероприятия, позволяющие повысить её уровень надёжности и ресурсоспособности до необходимого уровня. Эффективность такого подхода многократно подтверждена при решении отдельных задач эксплуатации АЭС. Широкомасштабное внедрение СКП имеет общегосударственное значение, так как позволит существенно (на порядки) повысить уровень прочностной надёжности, а значит связанный с ней уровень технической безопасности современной техники.

1. Проблема прочностной надёжности и технической безопасности

Безопасность АЭС в большой степени определяется сопротивлением разрушению элементов оборудования, трубопроводов и конструкций (ОТиК) – или, другими словами, их прочностью. Так разрушение корпуса реактора или главного трубопровода является исходным событием тяжёлых аварий, которые могут привести к серьёзным техническим, экологическим и политическим последствиям [1].

Опыт эксплуатации как АЭС [2, 3], так и других объектов техники показывает, что уровень их безопасности на сегодня недостаточный и на один, два порядка ниже требуемого [4].

2. Как решается проблема обеспечения прочности на АЭС и в других отраслях

На обеспечение прочности тратятся колоссальные средства на стадиях проектирования, изготовления и эксплуатации. Только на проведение планово-предупредительных ремонтов (ППР), во время которых выполняется неразрушающий контроль (НК) оборудования, трубопроводов и конструкций (ОТиК) – практически последней преградой на пути катастрофического роста трещин, тратится концерном «Росэнергоатом» около 10 млрд. рублей.

Однако, как показывает опыт эксплуатации АЭС и других объектов современной техники, уровень надёжности, прежде всего прочностной надёжности, не является удовлетворительным. Так, на АЭС имеются случаи протечек теплоносителя во время эксплуатации, и даже внезапных разрушений их элементов [2]. По данным годовых отчетов по безопасности блоков АЭС количество выявляемых во время ППР дефектов металла в среднем на блок составляет около 200 дефектов, а на отдельных блоках достигает 500 и более дефектов.

На тепловых станциях известны неоднократные случаи разрывов барабанов котлов.

Надёжность трубопроводного транспорта составляет от 1 до нескольких разрушений на 1000 км в год.

Такая же ситуация наблюдается и в других отраслях техники

3. Основные недостатки системы обеспечения прочности современных технических объектов

1) Отличие фактического уровня прочностной надёжности элементов технических систем от нормативных требований.

Убытки от разрушений в различных отраслях техники исчисляются сотнями миллионов долларов и десятками и сотнями человеческих жертв.

Так на всех АЭС мира каждый ППР, как правило, выявляются дефекты сплошности металла, число которых в ряде случаев достигает сотен и тысяч. Не так давно на АЭС «Михама» (Япония, 09.08.2004г. [3]) произошел разрыв трубопровода с человеческими жертвами. По данным работы [2] разрывы и течи трубопроводов на АЭС западного производства носят систематический характер.

В обобщенном графическом виде различие между нормативной и фактической надёжностью механических элементов АЭС представлено на рисунке 1. На этом рисунке приведены вероятности событий разрушение, течь или дефект металла для хотя бы одного из всех находящихся в эксплуатации однотипных элементов АЭС за весь проектный срок эксплуатации.

Можно утверждать, что уровень прочностной надёжности современных технических объектов по критерию сопротивления разрушению находится на уровне $10 \cdot E^{-3}$ (событие в год).

Приемлемый на сегодня уровень надёжности современных потенциально опасных

объектов характеризуется вероятностью разрушения примерно от $1 \cdot 10^{-6}$ до $1 \cdot 10^{-7}$ (событие в год) [5]. Указанная величина соответствует так называемой фоновой безопасности для человека, то есть это вероятность погибнуть для человека по причине, не связанной с производством, например, от молнии при грозе.

2) *Невозможность во многих случаях правильно диагностировать причины поврежденных элементов технических объектов, выявленных во время эксплуатации* [6, 15].

Это приводит, как правило, к неэффективным и затратным мероприятиям по предупреждению подобных повреждений, к большим убыткам из-за простоев технических объектов во внеплановых ремонтах. Решение таких задач нередко растягивается на многие годы, и даже десятилетия (например, проблема целостности теплообменных трубок парогенераторов АЭС на западе без особого успеха решается уже около трех десятилетий). На недопустимость на АЭС повторяющихся дефектов неоднократно указывал Ростехнадзор.

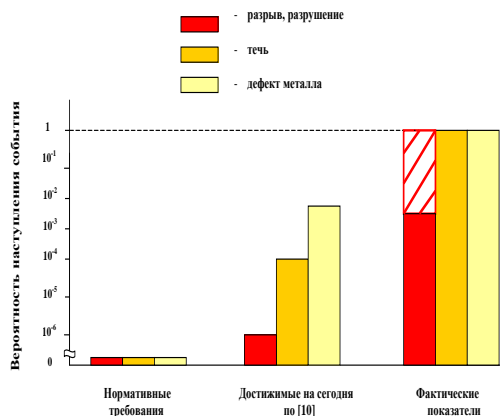


Рисунок 1. Вероятность наступления события разрушение, течь или недопустимый дефект металла на АЭС в соответствии с нормативными требованиями и в действительности [5]

3) *Высокая стоимость работ, выполняемых на технических объектах во время их эксплуатации для обеспечения ресурса и надежности.* По ряду оценок, эти затраты составляют не менее половины затрат на эксплуатацию, а по данным ЭДФ – 60% от стоимости эксплуатации [6].

4) *Недостаточная эффективность работ, выполняемых для обеспечения надежности элементов технических систем.* Это прежде всего относится к неразрушающему дефектоскопическому контролю металла, достоверность которого по данным программ PISC [7] существенно ниже 100% даже для дефектов, значительно превышающие допустимые в эксплуатации, а для дефектов, допустимых в изготовлении, этот показатель нередко опускается

до 0%. Аналогичные результаты получены применительно к российским АЭС в работе [7].

5) *Отсутствие единой логически обоснованной системы нормативных документов в области прочности и единого логически обоснованного плана их разработки или совершенствования,* что приводит к противоречиям, несоответствиям и пробелам в нормировании, к большому числу документов, что затрудняет их практическое применение.

6) *Отсутствие единой научной методологии обеспечения прочности, ресурса, надежности и безопасности ОиТ АЭС,* что делает не вполне эффективным применение как уже существующих методов и технологий, так и разработку новых.

7) Другие недостатки (*отсутствие централизованной (размытость) отраслевой системы управления работами в области обеспечения прочности, ресурса, надежности и безопасности, негативное влияние человеческого фактора и отсутствие единой обоснованной программы повышения квалификации, неполная информационная обеспеченность работ*)

Перечисленные недостатки свидетельствуют о кризисных явлениях в науке о прочности и могут быть полностью или частично преодолены на основе Системной концепции обеспечения прочности, ресурса, надежности и безопасности (в дальнейшем – СКП) [8 -10], краткое описание которой дано ниже.

4. СКП – как научная основа прорывной технологии обеспечения прочности, ресурса, надежности и безопасности современных технических объектов

Различие между существующим и требуемым уровнем прочностной надежности принципиально велико, что требует, по утверждению ряда авторитетных исследователей в области науковедения (наука о закономерностях развития научного знания), существенной перестройки научного знания, в данном случае науки о прочности, вплоть до изменения её основного закона (парадигмы).

Парадигмой современной науки о прочности является концепция допускаемого напряженно-деформированного состояния (НДС). Любой учебник сопромата на первых страницах учит, что напряжения и деформации в конструкциях не должны превышать определенные величины.

Концепция допускаемого НДС отражена во всех нормативных документах в области прочности. Например, в Нормах расчета на прочность ОиТ АЭС (ПНАЭГ-7-002-86 [11]) есть таблицы допускаемых напряжений. АЭС спроектирована таким образом, что напряжения и деформации в её элементах не превышают допустимые значения.

В рамках СКП новая парадигма науки о прочности может быть сформулирована следующим образом:

«Прочность технических объектов, её элементов и материалов обеспечивается системой. Система формируется на основе целевой функции и включает в себя все факторы, оказывающие влияние на прочность. Целевой функцией системы определяется уровень прочностной надежности, который должен быть обеспечен данной системой. Для достижения уровня прочностной надежности, заданного целевой функцией системы, необходимо применение как системных методов (применяются к системе или её подсистемам), так и традиционных методов исследования и обеспечения прочности».

Новая парадигма науки о прочности не опровергает и не отменяет теории и критерии прочности, разработанные на основе концепции допустимого напряженно-деформированного состояния, но включает их только как элемент системы обеспечения прочности.

Опыт организации и проведения работ на АЭС показал, что с использованием системной концепции прочности (СКП), разработанной в рамках новой парадигмы науки о прочности, возможно преодоление кризисных явлений, в том числе существенное повышение прочностной надежности до уровня вероятностей событий, связанных с разрушениями, на уровне $10E-7$ (событие в год) и ниже, а также корректное определять причины повреждений металла и эффективно разрабатывать меры по их предупреждению.

Следует подчеркнуть, СКП и основанные на ней технологии – результат многолетних исследований, выполненных ВНИИАЭС [2, 6 - 10] в содружестве с сотрудниками ИМАШ РАН, РНЦ «Курчатовский институт», НПО «ЦНИИТМАШ», ОКБ «Гидропресс», атомных станций, НВАЭС, БалАЭС, СмАЭС, ЛенАЭС, Запорожской АЭС и ряда организаций отрасли. Многие разработки, выполненные при этом, защищены многочисленными патентами на изобретения.

Ниже представлен ряд примеров использования системной технологии для решения актуальных проблем эксплуатации АЭС.

5. Примеры решения актуальных проблем эксплуатации АЭС с использованием СКП

5.1. Повышение надежности ОТиК до начала эксплуатации. Уменьшение числа технологических дефектов до приемлемого уровня [6, 12].

Результаты решения проблемы на АЭС показаны в таблице 1 для трубопроводов Ду800 КМПЦ блока №3 Смоленской АЭС, который был пущен в эксплуатацию в 1989 году с учетом рекомендаций на основе СКП. Там же показано число выявленных в эксплуатации дефектов и

ремонтов на 1 и 2 блоках, пущенных в эксплуатацию по штатной технологии.

Таблица 1. Число выявленных дефектов

	Номера блоков АЭС		
	1	2	3
Число выявленных в эксплуатации дефектов	>800	>700	0

5.2. Повышение надежности ОТиК во время эксплуатации. Прекращение интенсивного роста эксплуатационных дефектов, уменьшение их числа и размеров до приемлемого уровня [6, 9, 13]

После применения технологии, основанной на СКП, число внеплановых остановов блоков АЭС из за течей в трубах парогенераторов практически прекратилось (рисунок 2).



Рисунок 2 . За год до применения СКП число было 5 остановов блоков АЭС.

6. Что даст широкомасштабное внедрение СКП в атомной энергетике, в смежных отраслях техники и за рубежом

Как следует из выше сказанного, широкомасштабное внедрение СКП позволит существенно (на порядки) повысить безопасность потенциально опасных объектов, а также существенно (в разы) снизить затраты на поддержание высокого уровня надежности и безопасности их эксплуатации. Актуальность этих работ подтверждена Указом Президента РФ «О повышении промышленной безопасности» от 06.05.2018г.

Для атомной энергетике, где СКП до сих пор применяли только для решения отдельных задач эксплуатации, широкомасштабное внедрение СКП позволит существенно повысить эффективность системы обеспечения надежности и безопасности АЭС и получить экономический эффект до 20 млрд. рублей в год.

1. НП-001-15 Основные положения обеспечения безопасности АЭС.

2. Гетман А.Ф., Концепция безопасности «течь перед разрушением» для сосудов и трубопроводов давления. - М.: Энергоатомиздат, 1999; 290с.
3. АЭС «Михама». Авария , 9 августа 2004 года. Япония, о.Хонсю, префектура Фукуи, Izvestia.ru, 2004; RBC.ru, 2004.
4. Энциклопедия «Машиностроение», том VI-3, М., Машиностроение, 1998г., стр.588.
5. Гетман А.Ф. Прочность атомных электростанций и их ядерная, радиационная и техническая безопасность. В кн.: «АЭС России». Концерн Росэнергоатом, с.163 – 189, 2008г.
6. Гетман А.Ф., Ресурс эксплуатации сосудов и трубопроводов атомных электростанций. М.: Энергоатомиздат, 2000; 427с.
7. Гетман А.Ф., Козин Ю.Н., Неразрушающий контроль и безопасность эксплуатации сосудов и трубопроводов давления. – М.: Энергоатомиздат, 1997; 287 с.
8. Гетман А.Ф. Системный метод обеспечения прочности оборудования и трубопроводов АЭС во время эксплуатации // Надежность и долговечность машин и сооружений, 1986г., № 10, стр. 5-12.
9. Махутов Н.А., Тутнов А.А., Рязанцев Е.П., Драгунов Ю.Г., Калиберда И.В., Зубченко А.С., Григорьев М.В., Ловчев В.Н., Просвирина А.В., Гетман А.Ф. и др. Системная концепция обеспечения прочности, ресурса, надежности, живучести и безопасности оборудования и трубопроводов АЭС: основные положения, примеры использования, перспективы применения для повышения эффективности атомной энергетики. В кн.: «60 лет атомной промышленности. АЭС России», М., Росэнергоатом, 2006г., с.373 – 402.
10. Гетман А.Ф. Теории и технологии обеспечения прочности технических объектов, 2018г., 630 стр. (Труды ВНИИАЭС, в печати в издательстве «Инновационное машиностроение»).
11. Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов АЭУ, ПНАЭГ-8-002-86. М., Металлургиздат, 1989г., 524 с.
12. Гетман А.Ф., Михальчук А.В. «Теория и практика применения усиленного неразрушающего оборудования и трубопроводов реакторной установки до начала её эксплуатации», Доклад на международной конференции по пусконаладочным работам на АЭС, МНТК-14, Москва, концерн «Росэнергоатом», май 2014г.
13. Аркадов Г.В., Гетман А.Ф., Родионов А.Н., Надежность оборудования и трубопроводов и оптимизация эксплуатации АЭС. – М.: Энергоатомиздат, 2010; 423с.
14. Технический документ АО «ВНИИАЭС»: «Методология безопасного увеличения периодичности эксплуатационного контроля ОиТ АЭС с РУ типа ВВЭР-1000», одобрен Ростехнадзором, 2013 г.
15. Гетман А.Ф. Методология и методы решения обратных задач прочности. Международная конференция «Ресурс-2012», Труды конференции, Киев, ИПП НАН Украины, 2012г.
16. Указ Президента РФ «О повышении промышленной безопасности» от 06.05.2018г.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТЕЙ ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТИ, ЖЕСТКОСТИ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ СВАЙНЫХ БЕЗРОСТВЕРКОВЫХ ФУНДАМЕНТОВ С ОПОРНЫМИ ФИБРОБЕТОННЫМИ ОГОЛОВКАМИ ТИПА «КОЛОКОЛ»

Григорьева Ю.Б.

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

Ключевым элементом фундамента безростверкового свайного фундамента с опорным оголовком типа «колокол» является монтажный узел сопряжения оголовка со свайей. Возможность масштабного применения безростверковых свайных фундаментов с оголовками типа «колокол» решающим образом зависит от качества, прочности и трещиностойкости бетона для оголовков.

Широкий круг типовых зданий и сооружений не несет значительные нагрузки, имеет незначительный собственный вес и не требует мощных фундаментов, что не учитывается в полной мере при проектировании. Это приводит к неоправданно высокой материалоемкости, трудозатратам, срокам строительства и ввода в эксплуатацию. Для таких сооружений наиболее целесообразным является применение безростверковых свайных фундаментов с опорными оголовками типа «колокол».

При этом обеспечить необходимые несущую способность и трещиностойкость монтажного узла сопряжения оголовка со свайей возможно при использовании в качестве материала оголовка сталефибробетона с дисперсным армированием (0,8-1,2 %) стальной фиброй.

Расчетными методами получено и экспериментально подтверждено, что дисперсное армирование стальной фиброй оказывает положительное воздействие на деформативные и прочностные характеристики фибробетона, из которых наиболее важными являются: – увеличение модуля упругости при растяжении на 40-55 % (при коэффициенте армировании 1,0 %), – увеличение сопротивления растяжению на 67,5 %, – повышению трещиностойкости в 2,8 раза (по критическому размеру трещины). Повышение характеристик обеспечивается, в первую очередь, высоким модулем упругости стальной фибры.

Применение фибробетона позволяет увеличить несущую способность оголовка типа «колокол». Из экспериментальных исследований следует, что при комбинированном армировании (типовое конструктивное армирование в сочетании с дисперсным 1,0-процентном армировании стальной фиброй) несущая

способность увеличивается на 44,4 % по сравнению с оголовком без дисперсного армирования. Однако, существующие методы расчета оголовков по предельным состояниям первой и второй группы не в полной мере учитывают свойства бетона (фибробетона).

Результаты расчетов типовых оголовков показывают, что в теле оголовка возникает трехосное напряженно-деформированное состояние, имеющее зоны с высокой концентрацией нормальных и касательных напряжений. Степень концентрации напряжений определяется конструктивными параметрами оголовка, фактическими значениями эксцентриситета приложения нагрузки от надземной конструкции и площади, по которой эта нагрузка передается. Близость возникающих напряжений к «предельным» адекватно оценивается по разработанному критерию, а методические подходы и критерии позволяют для каждого сооружения выбрать наиболее рациональную конструкцию фундамента, обеспечивающую необходимую прочность и устойчивость при минимальных затратах ресурсов.

Радикальным решением данной проблемы, может стать использование бетонов специального назначения, в частности, фибробетонов на основе стальной и неметаллической фибры, которое позволит снизить материалоемкость, трудозатраты и себестоимость, а также повысить качество выпускаемых оголовков. При этом современный технический уровень позволяет посредством дисперсного армирования создавать фибробетонные изделия с заданными свойствами, необходимыми в зависимости от конструкции, назначения, условий эксплуатации и нагрузок.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПЕРВИЧНОЙ СТРУКТУРЫ ЧУГУНА НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА В ПОЛЫХ ОТЛИВКАХ

В.П. Груша¹, В.Ф. Бевза¹, А.А. Барон², Л.В. Палаткина²

¹ Институт технологии металлов Национальной академии наук Беларуси, Могилев, Беларусь; sncl@yandex.ru
² Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия; lv.palatkina@yandex.ru

Для полых чугуновых отливок, полученных методом направленного затвердевания, по сечению стенки исследованы структурные изменения. Определена микротвердость в зонах дендритных кристаллов и эвтектической матрицы.

Цель

Исследование взаимосвязи механических свойств и структурных изменений по толщине стенки в полых чугуновых отливках.

Материалы и методы исследования

Полые цилиндрические отливки получали методом направленного затвердевания, без применения стержня в непрерывно-циклическом режиме литья [1], разработанном в Института технологии металлов НАН Беларуси. Затвердевание отливок происходило в кристаллизаторе (металлическая водоохлаждаемая форма) литейной машины ЛЗМ – 1 со стальной рабочей втулкой диаметром 104 мм, средней толщиной стенки 14 мм и высотой 250 мм. В соответствии с описанной в работе [2] технологией, охлаждение полых отливок происходило вне формы путем управления интенсивностью теплоотвода в интервале эвтектоидного превращения.

Выплавку чугуна осуществляли в индукционной печи ИСТ 025 на возврате собственного производства: стальной лом (15 %); серый чугун - кусковой возврат (35 %) и стружка (50 %). Разливку проводили одним ковшом емкостью 150 кг с доливом порции перегретого металла. Графитизирующее модифицирование осуществляли с применением смесового комплексного модификатора (ФС75л; ГЛС-3).

Для оценки стабильности химического состава по ходу разливочной кампании в отливках № 5, 9, 12 и 22 спектральным методом определили содержание основных элементов. Степень эвтектичности S_C в отливках составила 0,72 – 0,73, содержание основных элементов, % масс: С (2,67 – 2,71), Si (1,72 – 1,90), Mn (0,72 – 0,64), Cr (0,39 – 0,42), Ni (0,23 – 0,32), P (0,12 – 0,1). Для определения механических свойств и проведения металлографического анализа была выбрана цилиндрическая отливка (№ 10), полученная в середине разливки. После удаления затравочной части, от верхнего и нижнего торца заготовки были отрезаны кольца для замера твердости и изучения микроструктуры по толщине стенки. Твердость колец по Бринеллю определяли на их торцевых поверхностях прибором ТШ-2М в трех точках, лежащих на среднем диаметре и разделяющих его на три равные дуги по 120°. Затем с целью оценки изменения механических свойств по толщине стенки отливки на приборах ТК-14-250 и ТК-2М измеряли твердость по Роквеллу HRB в семи точках вдоль трех радиусов кольца под

углом 120° друг от друга. Также из средней части отливки были подготовлены пять продольных темплетов для получения разрывных образцов диаметром 10 мм с рабочей длиной 50 мм ГОСТ 1497-84 [3], испытанных на разрывной машине ИР5143-200-11.

Металлографические шлифы готовились обычным способом. Предварительно кольцо заливалось эпоксидным двухкомпонентным клеем холодного отверждения, для предотвращения заваливания внешнего и внутреннего слоя. Изучались различия в структуре, предположительно отражающиеся на механических свойствах. Проводилась оценка графита и вторичной структуры в соответствии с требованиями ГОСТ 3443-87 [4]. Для выявления перлитной структуры металлической основы проводили кратковременное травление в 4 % HNO_3 .

Дендриты первичного аустенита в сером чугуне при исследовании их методами оптической металлографии выявляли многократным травлением в смеси борной и серной кислот: борная кислота в количестве (10 – 30) г.; серная кислота в объеме 100 мл. Травление кратковременное (6 – 10) с., после чего шлиф промывался проточной водой и переполировывался.

Количественные металлографические исследования с целью определения объемной доли дендритных кристаллов первичного аустенита (f_{DK}) выполняли методом секущих на микроскопе МЕТАМ ЛВ-41, при увеличении 100. Из-за высокой дисперсности дендритных кристаллов в поверхностном слое, количество дендритов определяли при увеличении 500 и 1000.

Замеры микротвердости в зонах дендритных кристаллов и эвтектической матрицы в радиальном направлении от наружной цилиндрической поверхности кольца выполнялись с помощью прибора ПМТ-3 оснащенного цифровой камерой, подключенной к компьютеру. При нанесении отпечатков на поверхность дендритных кристаллов руководствовались требованиями ГОСТ 9450-76 [5]: расстояние отпечатка x от края образца (в данном случае – дендрита, рис. 1) не должно быть меньше двойного размера диагонали отпечатка d , а расстояние между центрами отпечатков должно быть более $3d$.

Малый поперечный размер дендритных кристаллов серого чугуна не позволяет корректно определять их микротвердость на верхнем пределе испытательных нагрузок 5 Н (500 гс).

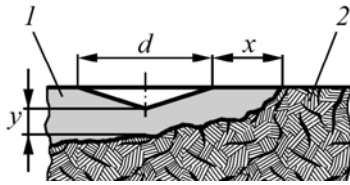


Рис. 1. Схема вертикального разреза шлифа при замере микротвердости: 1 – дендрит; 2 – эвтектическая матрица; d – диагональ пирамидального отпечатка; x – расстояние между краями отпечатка и дендрита; y – расстояние от вершины отпечатка до нижней поверхности дендрита [6].

Расстояние y (рис. 1) невозможно проконтролировать, но оно должно исключать распространение пластической деформации на нижнюю поверхность дендритного кристалла. Иначе результаты замеров микротвердости будут занижены. Было установлено, что для соблюдения приведенных требований испытательная нагрузка не должна превышать 10 гс. Для замеров значений микротвердости металлической основы эвтектической матрицы выбиралась площадка, свободная от графитовых включений.

Результаты и их обсуждение

Исследование формы, длины, распределения и количества включений графита по толщине стенки верхнего кольца показало наличие различной протяженности зон, не имеющих между собой четких границ:

- I зона «поверхностная», шириной 0,5 – 1,0 мм, в которой включения графита - не наблюдаются (рис. 2 а);

- II зона «подповерхностная», шириной 1,0 – 2,0 мм, содержит графит гнездообразной формы длиной до 15 мкм с междендритным точечным распределением (рис. 2 а);

- III зона «промежуточная», шириной 2,0 – 4,0 мм, содержит графит пластинчатой прямолинейной формы который распределён в виде колоний междендритного точечного и пластинчатого графита длиной 15 – 30 мкм (рис. 2 а);

- IV зона «основная», шириной 10 – 12 мм, содержит по форме пластинчатый, прямолинейный графит длиной от 30 до 120 мкм имеющий междендритное распределение (рис. 2 б, в).

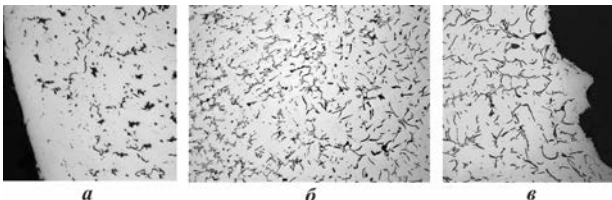


Рис. 2. Типичные зоны изменения графита по толщине стенки кольца, $\times 100$: а – поверхностная зона отливки; б – участок границы III и IV зон; в – внутренняя поверхность отливки с характерным рельефом

Стоит отметить, что внутренняя поверхность кольцевой отливки имеет характерный рельеф (рис. 2 в), который в 20 – 30 % по занимаемой площади поражен дефектами усадочного происхождения, обусловленными способом получения заготовки. Была обнаружена как открытая так и закрытая пористость (рис. 3), последняя залегает на глубине не более 5,0 –

6,0 мм от внутренней поверхности отливки.

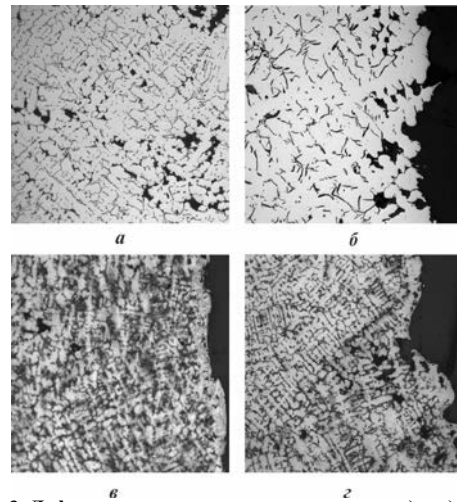


Рис. 3. Дефекты усадочного происхождения: а) и в) закрытая пористость, $\times 90$; б), $\times 100$ и г), $\times 90$ открытые поры, декорирующие выступающие дендритные кристаллы. а) и б) нетравлено; в) и г) травлено смесью серной и борной кислот.

Травление на дендритную структуру выявило по толщине стенки зонное строение (по протяженности совпадающее с зонами графита) с присущим изменением в размере кристаллов и степени разветвленности:

- в «поверхностной» зоне объёмная доля дендритов максимальна 60 – 62 %, преобладают кристаллы с развитой осью 1-го порядка среднего размера 2,0 – 4,0 мкм (рис. 4 а, увеличенный фрагмент);

- в «подповерхностной» зоне количество дендритов сохраняется практически на том же уровне ($f_{дк} \approx 60\%$), но в сечении наблюдаются преимущественно кристаллы с развитыми осями 2-го порядка и средней длиной оси 1-го порядка 0,6 – 0,8 мкм;

- в «промежуточной» зоне объёмная доля дендритов постепенно снижается до 57 % и далее сохраняется по всему сечению «основной» зоны. В плоскости сечения доминируют кристаллы с развитыми осями 1-го и высшего порядков.

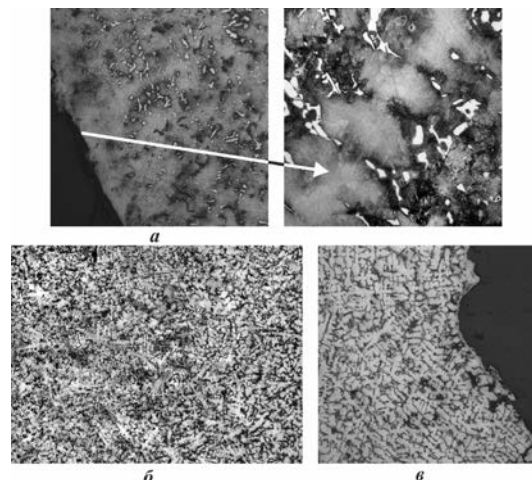


Рис. 4. Дендриты первичного аустенита по ширине кольца: а) поверхностная зона, $\times 250$, с увеличенным фрагментом, $\times 1000$; б) граница зон «подповерхностная» – «промежуточная», $\times 70$; в) крупные, развитые дендриты на внутренней поверхности, $\times 90$. Травлено смесью серной и борной кислот.

Анализ вторичной структуры показал полное отсутствие в структуре феррита, порядка 10 % по площади занимают зерна перлита с дисперсностью 1,6 мкм (рис. 5 а). Вся остальная металлическая основа представлена перлитом с расстоянием между пластинами цементита до 0,3 мкм.

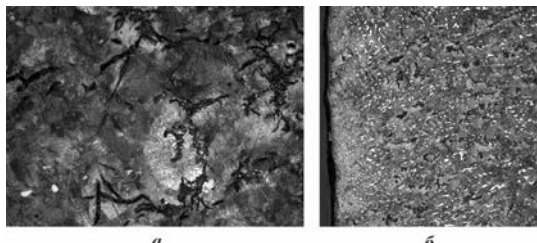


Рис. 5. Вторичная структура: а) различная дисперсность перлита, $\times 500$; б) включения цементита в «поверхностной» и «подповерхностной» зонах отливки, $\times 70$. Травлено ниталем.

Включения цементита (рис. 5 б) наблюдаются только в «подповерхностной» и «промежуточной» зонах. Они равномерно распределены и занимают в среднем по площади от 5 до 10 %, что объясняет повышенные средние значения твердости в этих зонах (рис. 6).

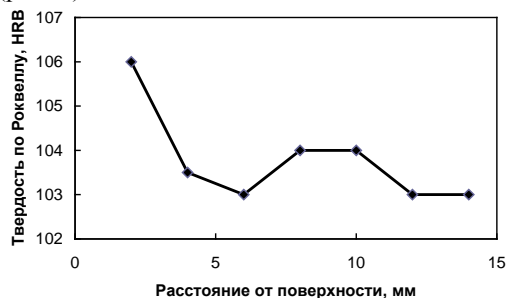


Рис. 6. Изменение твердости по толщине стенки отливки

На рис. 7 представлены результаты измерения микротвердости дендритов и эвтектики при нагрузке 10 г в радиальном направлении от наружной цилиндрической поверхности кольцевого образца через каждые 0,7 мм.

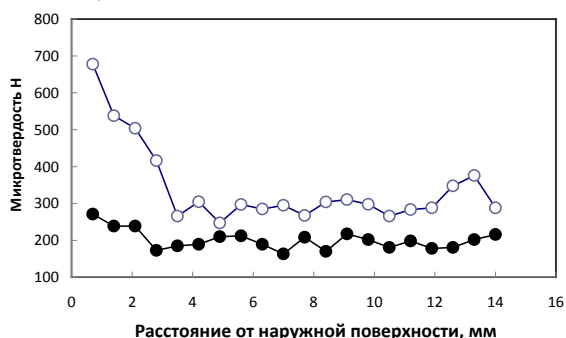


Рис. 7. Изменение микротвердости дендритов (светлые точки) и эвтектики по толщине стенки отливки

Видно, что микротвердость дендритов максимальна и равна 678 вблизи от наружной поверхности отливки. По мере удаления от наружной стенки она постепенно снижается и стабилизируется приблизительно на глубине 4 мм. Микротвердость эвтектики также несколько выше в приповерхностных слоях, достигая значения 271, но это повышение не столь ярко выражено, как у дендритов. Начиная с глубины

около 2,5 мм микротвердость эвтектики меняется незначительно и колеблется вокруг значения 200. Отношение средних значений микротвердости эвтектики и дендритов составляет 0,59.

Проведенный сравнительный анализ значений прочности серых чугунов полученных разными способами представлен ниже.

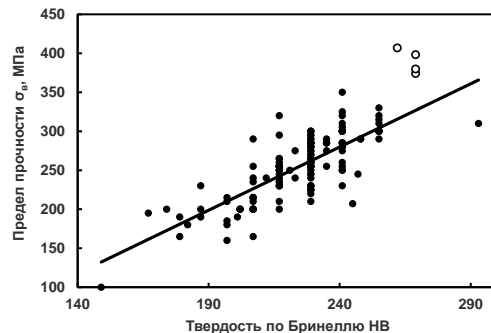


Рис. 8. Сравнение прочности серых чугунов СЧ15 – СЧ35 при заливке в песчано-глинистые формы [7] (черные точки) и исследуемого чугуна, (белые точки)

Из рис. 8 видно, что при равной твердости НВ прочность σ_B исследуемого чугуна составляет 375 – 400 МПа, что существенно выше, чем у серых чугунов при заливке в песчано-глинистые формы [7]. Это согласуется с данными работы [2], в которой показано, что у отливок, полученных по технологии направленного затвердевания, прочность на разрыв, при прочих равных условиях, на 20 – 30 % выше, чем в отливках, полученных другими методами литья.

Таким образом, выявленные в работе структурные особенности полых чугунных отливок обусловленные их способом получения показывают широкие возможности регулирования свойствами серого чугуна.

1. Марукович Е.И. Принципиально новый эффективный процесс литья полых цилиндрических заготовок из чугуна методом направленного затвердевания /Е.И. Марукович, В.Ф. Бевза, В.П. Груша// Литье и металлургия. – 2010.-№3. С.21-24.
2. Марукович Е.И., Бевза В.Ф., Груша В.П. Реализация концепции пристеночной кристаллизации для получения высококачественных полых цилиндрических заготовок из чугуна // Материалы, технологии и оборудование в производстве, эксплуатации, ремонте и модернизации машин: сб. науч. тр. VI Междунар. науч.-техн. конф. 24–26 апреля. 2007 г. Новополоцк. В 3-х т. Т. 1. С. 33–35
3. ГОСТ 1497-84 Металлы. Методы испытаний на растяжение – М.: Стандартинформ, 2008. – 22 с.
4. ГОСТ 3443-87. Отливки из чугуна с различной формой графита. Методы определения структуры. – М.: Стандартинформ, 2005. – 42 с.
5. ГОСТ 9450-76. Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников. М.: Изд. Стандартов. –1993.–34 с.
6. Барон, А.А. О расчётном прогнозировании прочности серого чугуна / А.А. Барон, Л.В. Палаткина // Известия ВолгГТУ. Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. - Волгоград, 2018. - № 3 (213). - С. 91-94.
7. Барон, А.А. Влияние параметров структуры серого чугуна на твёрдость и прочность отливок / А.А. Барон, Л.В. Палаткина // Известия ВолгГТУ. Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. – Волгоград, 2016. – № 15 (194). – С. 106–109.

ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ОБЖАТИЯ ПРИ ПРОКАТКЕ НА ИЗМЕНЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ АЛЮМИНИЕВЫХ СЛОЕВ СЛОИСТОГО КОМПОЗИТА АМГ6–АД1–ВТ1–0

Д.Н. Гурулев, Л.В. Палаткина

Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия; omd@vstu.ru, lv.palatkina@yandex.ru

Установлено, что при минимальной деформации в алюминии АД1 вблизи границ соединения с АМг6 и ВТ1-0 наблюдается увеличение периода кристаллической решетки до 0,4056 и 0,4055 нм соответственно, при этом в центре слоя период находится на уровне эталона. Показано, что такие зоны в алюминиевых слоях вблизи соединения границ слоев характеризуются повышенным физическим уширением рентгеновских линий, и имеют аномальные «провалы» значений микротвердости.

Ключевые слова: композиционный материал, прокатка, рентгенография, кристаллическая решетка, период решетки, обжатие, деформация.

Цель

Актуальность титано-алюминиевых слоистых композиционных материалов (КМ) определяется широким спектром областей их применения в различных отраслях машиностроения в виде плакированных листов, переходных элементов в сварных конструкциях из титана и алюминия, узлов криогенной техники.

Исследование влияния обжатия при холодной прокатке титано-алюминиевого слоистого композита на изменение параметров кристаллической решетки алюминиевых слоев КМ.

Материалы и методы исследования

В работе исследован титано-алюминиевый слоистый композиционный материал, изготовленный по комплексной технологии, включающей: сварку взрывом, прокатку и термообработку.

Для прокатки из средней части биметаллической пластины АМг6–АД1–ВТ1–0 вырезали заготовку плавной формы, что позволило реализовать плавное изменение обжатия по длине заготовки.

Образцы прокатывали на двухвалковом стане «Дуо» до разрушения с одинаковыми скоростями вращения валков диаметром 130 мм без натяжения и правки, моделируя процессы, происходящие непосредственно в очаге формоизменения [1].

Формирование элементов тонкой структуры титано-алюминиевого композита в процессе холодной прокатки изучалось на образцах с минимальным обжатием $\varepsilon_{\min} = 3\%$ и максимальным $\varepsilon_{\max} = 22,5\%$. Именно при этих степенях деформации в слоях КМ вблизи границ соединения наблюдается сложный характер распределения микротвердости. Алюминиевые слои, обладающие меньшим сопротивлением деформированию, в процессе холодной прокатки испытывают наибольшую степень деформации, которая приводит к появлению трещин и разрушению материала. Поэтому в работе исследовали и анализировали профили рентгеновских линий алюминиевого сплава АМг6 и алюминия АД1.

Оценку степени искажения кристаллического строения алюминиевых слоев в околошовной зоне (ОШЗ) титано-алюминиевого композита проводили

путем прецизионного измерения параметров кристаллической решетки составляющих КМ. С этой целью производили запись характерных рентгеновских линий Al (400) при скоростях движения счетчика 0,25 град/мин и диаграммной ленты 1800 мм/час с шагом отметки углов 0,05 град [2].

Результаты и их обсуждение

Пластические деформации, протекающие в процессе получения КМ и последующей его деформации, приводят к сложному характеру распределения уширения рентгеновских линий сплава АМг6 вблизи границы раздела на удалении менее 0,5 мм, который во многом определяется величиной обжатия. Так, при прокатке КМ с обжатием 3% максимальное уширение линии (400) реализуется непосредственно на границе с АД1, где его значение достигает 10,2 мрад и резко уменьшается по мере удаления от неё, стремясь к некоторому, постоянному уровню [3].

Физическое уширение изучаемой рентгеновской линии сплава АМг6 на удалении более 0,5 мм от границы раздела сохраняется на постоянном уровне, зависящим от степени деформации композита. Так, при минимальной и максимальной степени деформации $\beta(400)$ составляет соответственно 6,2 и 11,3 мрад. Увеличение ширины линии с повышением обжатия в значительной степени объясняется ростом количества дислокаций и других структурных несовершенств кристаллического строения, интегральной характеристикой которых и является физическое уширение.

Распределение уширения рентгеновской линии (400) по толщине алюминиевой прослойки АД1 при рассмотренных степенях деформации имеет следующий характер: наблюдается увеличение ширины линий вблизи границ соединения с АМг6 и ВТ1-0. Причем при минимальном обжатии уровень несовершенств кристаллической решетки в направлении, характеризуемом линией (400), выше на границе раздела с титаном ($\beta = 5,9$ мрад), чем на границе сплава АМг6 ($\beta = 4,6$ мрад), что объясняется более прочной связью с труднодеформируемым титаном, сдерживающим начальную деформацию пригра-

ничных слоев АД1 и приводящим к появлению напряжений в ОШЗ, которые проявляются в упругих искажениях кристаллической решетки.

Сравнивая соответствующие зависимости уширения рентгеновских линий и характера упрочнения алюминиевых слоев, можно сделать вывод, что данные имеют закономерную связь между собой. Упрочнение сплава АМг6 вблизи границы соединения при $\epsilon_{\max} = 22,5\%$ сопровождается ростом $\beta(400)$, а разупрочнение при $\epsilon_{\min} = 3\%$ – снижением $\beta(400)$.

Физическое уширение рентгеновских линий может быть вызвано микронапряжениями или измельчением областей когерентного рассеяния (ОКР), либо совместным действием этих факторов. В последнем случае необходимо определить, какова доля участия обоих факторов в уширении каждой линии.

В результате проведенных расчетов было установлено, что физическое уширение линий в исследуемых металлах при деформации 3% пропорционально $\text{tg } \Theta$, а, следовательно, вызвано преимущественно формированием напряжений второго рода.

Исследования показали, что уширение линий в алюминиевых слоях композита, прокатанного с обжатием 22,5% вблизи ОШЗ, обусловливается действием двух факторов: микронапряжениями и измельчением блоков мозаики, причем в АМг6 дробление ОКР происходит по всей толщине слоя, а в АД1 только в центральной его части ($D \sim 72-74$ нм). Полученные данные позволяют предположить, что упрочнение сплава АМг6 на таком же расстоянии от зоны сварки связано с дроблением ОКР. Распределение напряжений второго рода в алюминии после прокатки с $\epsilon_{\max} = 22,5\%$ аналогично распределению микротвердости: наибольшее их значение характерно для ОШЗ шириной до 0,3 мм.

Формирование высоких напряжений в АМг6 (до $0,3 \times 10^{-3}$) вблизи границы при максимальной степени обжатия вызвано возрастающим по мере деформирования сопротивлением смещению дислокаций и их «застреванию», а также изменением формы волнового профиля, приводящем к появлению концентраторов напряжения вблизи них.

Изучение изменения параметра a кристаллической решетки сплава АМг6 и алюминия АД1 показало, что характер перераспределения размера элементарной ячейки в значительной мере определяется степенью деформации. В АМг6 при малых обжатиях происходит уменьшение периода кристаллической решетки a вблизи границы раздела (удаление менее 0,6 мм) и сохранение его неизменного значения в удаленных областях (рис. 1 а).

При максимальной деформации наблюдается общее повышение периода решетки a до 0,4086 нм, за исключением ОШЗ, где он снижается до 0,4082 нм, что, возможно, связано с действием сжимающих напряжений со стороны АМг6.

Зависимость параметра кристаллической решетки алюминия имеет более сложный характер. При минимальной деформации вблизи границ соединения с АМг6 и ВТ1-0 наблюдается увеличение периода

решетки до 0,4056 и 0,4055 нм соответственно, при этом в центре слоя период находится на уровне эталона. При максимальной степени деформации происходит резкое уменьшение вблизи ОШЗ сплава АМг6 и плавное возрастание его к границе с ВТ1-0 (рис. 1 б).

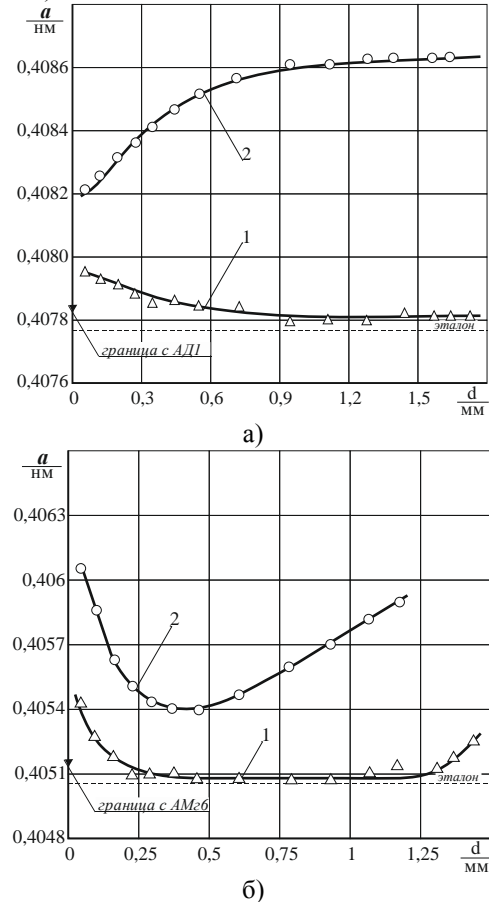


Рис. 1. Изменение параметра a кристаллической решетки сплава АМг6 (а) и АД (б) после холодной прокатки: 1 и 2 – обжатие КМ соответственно 3% и 22,5%

Из полученных результатов следует, что холодная прокатка титано-алюминиевого композита приводит к возникновению сложных и труднообъяснимых механизмов изменения размера a кристаллической решетки алюминия и алюминиевого сплава, связанных, возможно, с перераспределением дислокационной структуры по определенным плоскостям скольжения ГЦК-решетки. Изучение этих механизмов требует более глубоких исследований с привлечением электронной микроскопии и других современных методов исследований.

1. Трыков Ю.П., Гуревич Л.М., Гурулев Д.Н. Влияние прокатки при повышенных температурах на свойства титано-алюминиевого композита, полученного сваркой взрывом. // Сварочное производство. – 1999. – №6. – С. 6-10.
2. Сринивасан Р., Партасарати С. Применение статистических методов в рентгеновской кристаллографии: Пер. с англ. – М.: Мир, 1979. – 312 с.
3. Trykov U.P., Gurevich L.M., Gurulev D.N. Special features of deformation of explosion-welded, titanium-aluminium composite // Welding International. – 1999. – №13 (7). – P. 567-570.

К ОЦЕНКЕ ПРОЧНОСТИ СЦЕПЛЕНИЯ БИОАКТИВНОГО ПОКРЫТИЯ ИМПЛАНТОВ С ТИТАНОМ С ПОМОЩЬЮ ТЕОРИИ ФУНКЦИОНАЛА ПЛОТНОСТИ И МЕТОДОВ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ

И.Н. Дашевский¹, А.В. Балужева²

¹Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН, Москва, Россия; dash@ipmnet.ru

²University of North Georgia, Gainesville, Georgia, USA

Методами вычислительной квантовой химии выполнена оценка адгезионной прочности сцепления фрагментов биоактивного покрытия имплантов на основе гидроксиапатита с титаном. Для всех рассмотренных комбинаций рассчитаны равновесные длины и углы связей Ti-O, характеристические частоты связей, основные уровни энергии и энергии связывания, определены и визуализированы структуры конечных соединений.

Цель

Ключевое требование дентальной имплантации – прочная остеоинтеграция (срастание импланта с костью – рис. 1) [1]. Для достижения этой цели имплантаты (вариант: импланты) часто покрывают биоактивными покрытиями [2]. Одним из наиболее популярных материалов при этом является гидроксиапатит (НАр), молекулярная формула $\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2$. По составу он подобен минеральной составляющей кости, а нанокристаллическая структура НАр дает микрорельеф поверхности, благоприятный для остеоинтеграции.

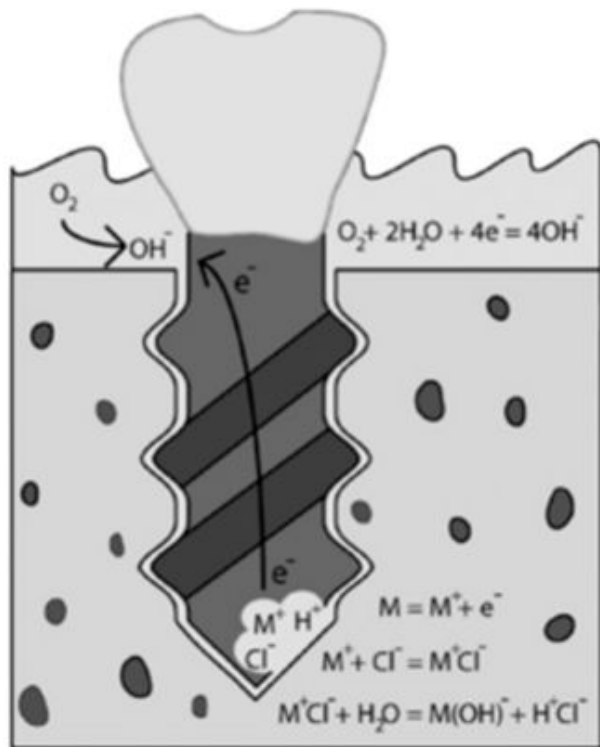


Рис. 1. Общий вид дентального имплантата, ввинченного в челюсть

У таких покрытий, однако, обнаружился ряд недостатков: случаи отслаивания покрытия от титановой основы [3], умеренная скорость остеоинтеграции, подверженность влиянию внешней среды и др. Важной задачей поэтому среди прочих является изучение прочности связи НАр покрытия с титаном.

Мерой прочности связи покрытие-подложка является энергия этой связи. Цель настоящей работы – определение методами молекулярной динамики энергии связей между функциональными группами (анионами) гидроксиапатита и титаном Ti (II) – стандартным материалом для имплантатов. В дальнейшем эти составляющие будут использованы при вычислении полной энергии связи элементарной ячейки НАр и катиона Ti (II).

Материалы и методы

В вычислительной химии для описания состояния многочастичных систем, определения их геометрических и химических свойств используется теория функционала плотности [4]. В данной работе она применяется для определения энергии основного состояния многоатомных комплексов в системе Ti (II)-гидроксиапатит. Конечная цель – теоретический расчет энергии связи покрытия НАр и титана.

Для расчета энергий основного состояния по формулам, полученным с помощью теории функционала плотности, использовался программный комплекс вычислительной химии Gaussian 09, Revision C.01 [5]. Комплекс обеспечивает геометрическую оптимизацию структур с определением координат конкретных ядер в трехмерном пространстве. Оптимизация геометрии дает положения ядер, которые доставляют глобальный минимум на поверхности потенциальной энергии. Программа вычисляет и интерпретирует уравнения в частных производных, которые доставляют уравнению Шредингера решения с минимальной энергией. Настоящая работа представляет первый шаг в решении общей задачи определения энергии связи НАр с титаном, здесь определяются энергии связи между отдельными фрагментами (анионами) гидроксиапатита и титаном. На следующем этапе работы эти данные будут использованы при вычислении полной энергии связи катиона Ti (II) и целой элементарной ячейки НАр.

Результаты и их обсуждение

Для всех рассмотренных комбинаций рассчитаны равновесные длины и углы связей Ti-O, характеристические частоты связей, основные уровни энергии и энергии связывания, определены и визуализированы структуры конечных соединений. По-

лученные результаты представлены на рис. 2-6. Для примера прокомментируем кратко общие результаты одного из расчетов. Согласно расчетам комплекса $[\text{TiOH}]^+$ (рис. 2) заряд иона Ti (II) уменьшается. В терминах теории функционала плотности (ТФП) это означает, что Ti (II) испытывает увеличение электронной плотности за счет его притяжения с отрицательно заряженным OH . Длина эталонной связи составляет около 1,8 Å. Для частоты колебательного взаимодействия между Ti (II) и атомом кислорода расчет дает разумное значение около 970 см^{-1} . Для энергии связывания получено значение 1.28 атомных единиц Хартри.

Результаты и их обсуждение

Для всех рассмотренных комбинаций фрагментов (анионов) гидроксиапатита и титана были рассчитаны равновесные длины и углы связей Ti-O , основные энергетические уровни и энергии связи.

Таким образом, методы квантовой химии позволяют предложить для покрытия структуру, которая бы имела наивысшую прочность адгезионного соединения с титаном, материалом имплантата, и в то же время была похожей на структуру кости.

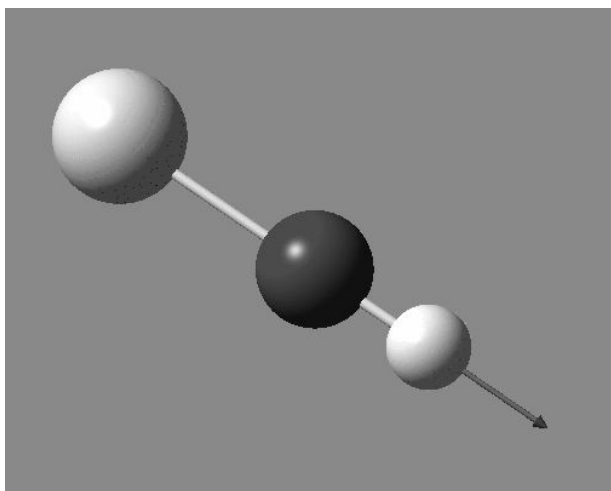


Рис. 2. Устойчивая конфигурация взаимодействия Ti (II) с кислородом в комплексе $[\text{TiOH}]^+$

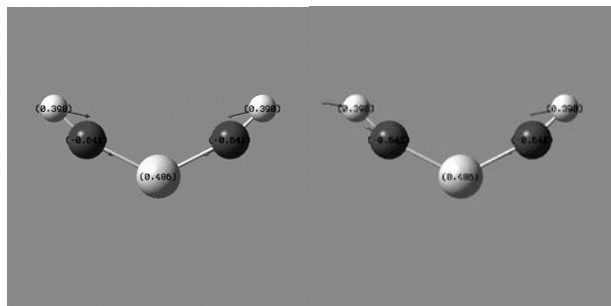


Рис. 3. Стационарная геометрия взаимодействия Ti (II) с кислородом в комплексе $\text{Ti}(\text{OH})_2$. Слева – симметричная мода, справа – асимметричная мода

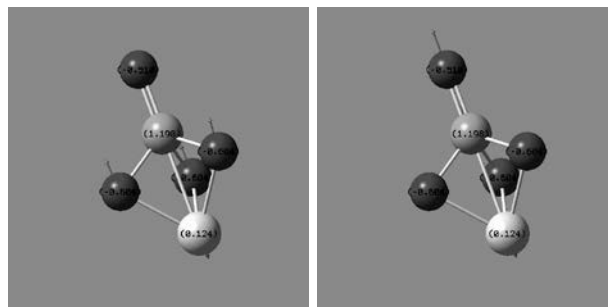


Рис. 4. Стационарная геометрия взаимодействия Ti (II) с кислородом в комплексе $[\text{TiPO}_4]^{2-}$

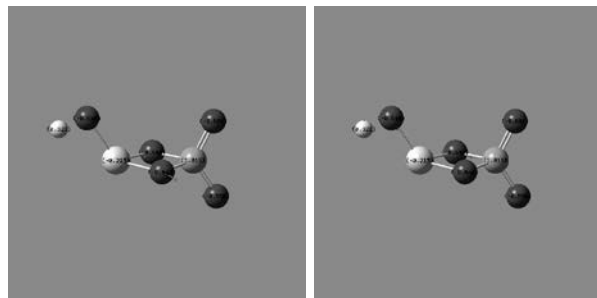


Рис. 5. Стационарная геометрия взаимодействия Ti (II) с кислородом в комплексе $[\text{HO}_5\text{PTi}]_2$

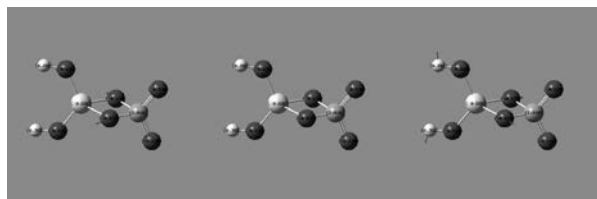


Рис. 6. Стационарная геометрия взаимодействия Ti (II) с кислородом в комплексе $[\text{HO}_6\text{PTi}]_2$

Тем не менее, следует учитывать, что изменение структуры HAp может мешать остеоинтеграции, поскольку эта структура уже не будет в точности такой же, как структура кости. Точное определение «оптимальной» максимальной энергии связи HAp с Ti (II) будет полезно для практики в плане обеспечения того, чтобы прочность связи HAp и Ti (II) не влияла на процесс естественного заживления.

Работа выполнена по теме государственного задания (№ госрегистрации АААА-А17-117021310386-3) и при частичной поддержке грантов РФФИ №17-08-01579 и №17-08-01312.

1. Misch C.E., Perel M.L., Wang H.L., et al. Implant success, survival, and failure: the International Congress of Oral Implantologists (ICOI) Pisa Consensus Conference // Implant Dent. 2008 Mar. V.17. № 1. P.5-15.
2. Xuereb M. Systematic review of current dental implant coating materials and novel coating techniques // Int. J. Prosthodont. 2015 Jan-Feb. V.28. № 1. P.51-59.
3. Roy M., Bandyopadhyay A., Bose S. Induction Plasma Sprayed Nano Hydroxyapatite Coatings on Titanium for Orthopaedic and Dental Implants // Surface & coatings technology. 2011, V.205. № 8-9. P.2785-2792.
4. Сатанин А.М. Введение в теорию функционала плотности. Учебно-методическое пособие. Нижний Новгород. 2009. 64 с.
5. <http://www.gaussian.com/>

НЕЛИНЕЙНОЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ ОДНОНАПРАВЛЕННОГО УГЛЕПЛАСТИКА ПРИ ВНУТРИСЛОЙНОМ СДВИГЕ

А.М. Думанский^{1,2}, М.А. Алимов¹, Хао Лю²

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

²Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана, Москва, Россия

Цель

На основе принципа соответствия Вольтерра и нелинейного уравнения Работнова предложен метод построения определяющего соотношения, позволяющего описать нелинейное деформирование однонаправленного углепластика при внутрислойном сдвиге.

Введение

Наличие полимерного связующего приводит к временной зависимости механических свойств углепластика, в частности, проявлению эффектов ползучести, релаксации, зависимости кривых деформирования от скорости нагружения. В частности, в ряде публикаций исследуется влияние скорости деформирования на кривые деформирования композитов [1-5]. Результаты экспериментов показывают, что временные свойства в наибольшей степени проявляются при нагружении в направлении, не совпадающем с направлением армирования, или при сдвиге. В данной работе проведен анализ экспериментальных данных образцов однонаправленного углепластика AS4/3501-6, нагружаемых под разными углами к направлению армирования при разных значениях скорости деформирования.

Описание модели

Будем считать, что в рамках предлагаемой модели при нагружении в направлении армирования будет справедлив закон Гука, т.е.

$$\varepsilon_1 = \frac{1}{E_1} \sigma_1. \quad (1)$$

В направлении перпендикулярном армированию имеет место проявление временных свойств углепластика, поэтому в качестве первого приближения можно выбрать определяющее соотношение наследственного типа

$$\varepsilon_2 = \frac{1}{E_2^*} (1 + F_2^*) \sigma_2, \quad (2)$$

где F_2^* - наследственный оператор, действие которого определяется соотношением,

$$F_2^* \sigma = \int_0^t F_2(t-\tau) \sigma(\tau) d\tau, \quad F_2 - \text{ядро оператора.}$$

Наиболее сложный вид имеет определяющее соотношение, которое должно описывать как временные свойства, так и физическую нелинейность

при внутрислойном сдвиге. В нашем случае выберем нелинейное соотношение Работнова [6]

$$\varphi(\gamma_{12}) = (1 + F_{12}^*) \tau_{12}, \quad (3)$$

где $\varphi(\gamma_{12})$ - функция, позволяющая описывать нелинейное деформирование при сдвиге, временные свойства описываются наследственным оператором F_{12}^* .

Анизотропия упругости однонаправленного материала может быть описана известным соотношением следующего вида

$$\frac{1}{E_\theta} = \frac{c^4}{E_1} + \left(\frac{1}{G_{12}} - \frac{2\nu_{12}}{E_1} \right) c^2 s^2 + \frac{s^4}{E_2}, \quad (4)$$

где $E_1, E_2, G_{12}, \nu_{12}$ - характеристики упругости слоя, $c = \cos \theta$, $s = \sin \theta$ - тригонометрические функции угла между направлением действия нагрузки и направлением армирования.

Используя принцип соответствия Вольтерра, заключающийся в замене упругого модуля соответствующим операторным выражением, можно описать деформирование при переменном во времени нагружении. В частности, подставив в выражение для модуля упругости (4) соответствующие представления из (2) и (3), причем оператор модуля сдвига в линейной области представлен в виде G_{12}^* , получим операторное выражение модуля упругости под углом θ к направлению армирования

$$\frac{1}{E_\theta^*} = \frac{c^4}{E_1} + \left(\frac{1}{G_{12}^*} - \frac{2\nu_{12}}{E_1} \right) c^2 s^2 + \frac{s^4}{E_2^*}. \quad (5)$$

В общем случае операторные выражения будут иметь следующий вид:

$$\frac{1}{E^*} = \frac{1}{E^0} (1 + kF^*) \quad (6)$$

Подставив операторные выражения (6) для модулей упругости в (5), получим операторное выражение модуля упругости под углом к направлению армирования

$$\frac{1}{E_\theta^*} = \frac{c^4}{E_1} + \left(\frac{1 + F_{12}^*}{G_{12}^0} - \frac{2\nu_{12}}{E_1} \right) c^2 s^2 + \frac{s^4}{E_2^0} (1 + F_2^*) \quad (7)$$

Выражение (7) можно разделить на две части, первую, позволяющую описывать мгновенную составляющую, не зависящую от времени, и вторую, позволяющую описывать временную часть

$$\frac{1}{E_{\theta}^*} = \frac{c^4}{E_1} + \left(\frac{1}{G_{12}^0} - \frac{2\nu_{12}}{E_1} \right) c^2 s^2 + \frac{s^4}{E_2^0} + \frac{1}{G_{12}^0} c^2 s^2 F_{12}^* + \frac{1}{E_2^0} s^4 F_2^* \quad (8)$$

Далее, задача заключается в идентификации вида и значений параметров наследственных операторов. Задача существенно упростится, если в качестве операторов выбрать подобные операторы резольвентного типа [6]. К числу резольвентных операторов относится оператор Абеля, дробно-экспоненциальная функция Работнова, ряд Прони, представляющий собой сумму экспоненциальных функций и др. Выберем в качестве наследственного оператора с ядром Абеля:

$$F_i^* \cdot f = \frac{k_i}{\Gamma(1+\alpha)} \int_0^t (t-\tau)^{\alpha} f(\tau) d\tau, \text{ параметр сингу-}$$

лярности ядра удовлетворяет условию: $-1 < \alpha < 0$.

Обозначив модуль по мгновенной кривой

$$\text{упругости } \frac{1}{E_{\theta}^0} = \frac{c^4}{E_1} + \left(\frac{1}{G_{12}^0} - \frac{2\nu_{12}}{E_1} \right) c^2 s^2 + \frac{s^4}{E_2^0}, \text{ учиты-}$$

вая сделанные ранее предположения, запишем выражение для операторного модуля упругости

$$(8): \frac{1}{E_{\theta}^*} = \frac{1}{E_{\theta}^0} + \lambda_{\theta} I_{\alpha}^*, \text{ где } \lambda_{\theta} = \frac{k_{12} c^2 s^2}{G_{12}^0} + \frac{k_2 s^4}{E_2^0}. \text{ Обозна-}$$

чив $k_{\theta} = \lambda_{\theta} E_{\theta}^0$, определяющее соотношение может быть представлено следующим образом

$$\varepsilon_{\theta} = \frac{1}{E_{\theta}^0} (1 + k_{\theta} I_{\alpha}^*) \sigma_{\theta} \quad (9)$$

Соотношение (9) может быть обращено с помощью известной резольвенты оператора Абеля [6]

$$\sigma_{\theta} = E_{\theta}^0 (1 - k_{\theta} \mathcal{E}_{\alpha}^* (-k_{\theta})) \varepsilon_{\theta}, \quad (10)$$

где $\mathcal{E}_{\alpha}^* (-k_{\theta}) \cdot 1 = t^{1+\alpha} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{(-\beta t^{1+\alpha})^n}{\Gamma[1+(1+\alpha)(1+n)]}$ - дроб-

но-экспоненциальная функция Работнова с ядром,

$$\text{равным } \mathcal{E}_{\alpha}(-\beta, t) = t^{\alpha} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{(-\beta t^{1+\alpha})^n}{\Gamma[1+(1+\alpha)(1+n)]}.$$

Определяющие соотношения

Полученное определяющее соотношение позволяет описывать механическое поведение однонаправленного углепластика при переменных нагрузках при сдвиге в плоскости слоя. Для проверки предложенных теоретических положений были использованы экспериментальные данные однонаправленного углепластика AS4/3501-6 при сжатии под углами 15, 30, 45, 60, 75 и 90° к направлению армирования. Испытания проводились при разных значениях скорости деформирования. Необходимые для расчета значения модуля упругости в направлении армирования и коэффициента Пуассона взяты из литературных источников: $E_1 = 126$ ГПа, $\nu_{12} = 0,28$, а также было определено значение де-

формации равное $\gamma_* = 0,75$ %, при превышении которого наблюдается участок нелинейного деформирования [7].

Числовые значения E_2^0 и G_{12}^0 были получены путем обработки экспериментальных данных кривых деформирования углепластика, приведенных на рис. 1, при нагружении под углами 45 и 90° к направлению армирования [3]. Причем модуль по кривой мгновенного деформирования при сдвиге определялся на линейном участке деформирования. Необходимые числовые данные оказались равными: $E_2^0 = 15,5$ ГПа и $G_{12}^0 = 10,1$ ГПа, $k_2 = 0,2018$ с^{-(1+α)}, $k_{12} = 0,3051$ с^{-(1+α)}.

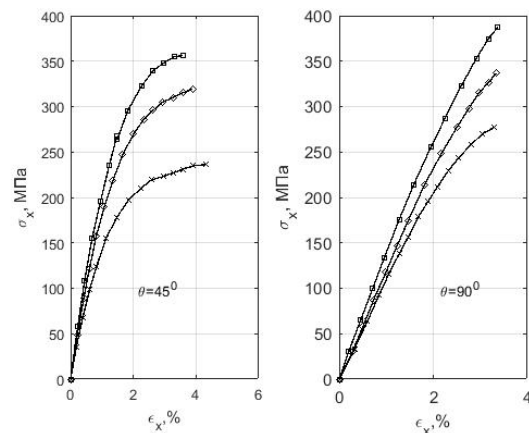


Рис. 1. Кривые деформирования углепластика при нагружении под углами 45 и 90° к направлению армирования.

Запишем нелинейное определяющее соотношение для сдвига в плоскости слоя

$$\varphi(\gamma_{12}) = (1 + k_{12} I_{\alpha}^*) \tau_{12}, \quad (11)$$

где $\varphi(\gamma_{12})$ выражение кривой мгновенного деформирования.

Обращая выражение (11), получим

$$\tau_{12} = (1 - k_{12} \mathcal{E}_{\alpha}^* (-k_{12})) \varphi(\gamma_{12}). \quad (12)$$

Кривая мгновенного деформирования представляет собой кривую, составленную из линейного и нелинейного участков. При степенной аппроксимации нелинейного участка уравнение кривой мгновенного деформирования можно представить следующим образом

$$\varphi(\gamma_{12}) = G_{12}^0 \gamma_{12} [H(\gamma_{12}) - H(\gamma_{12} - \gamma_*)] + [\tau_* + a(\gamma_{12} - \gamma_*)^b] H(\gamma_{12} - \gamma_*), \quad (13)$$

где $\tau_* = G_{12}^0 \gamma_*$, параметры a, b определяют нелинейное деформирование при сдвиге, $H(\cdot)$ - функция Хэвисайда соответствующего аргумента. Кривая деформирования при сдвиге определяется «сползанием» с кривой мгновенного деформирования на величину, определяемую зависимостью де-

формации от времени

$$\tau_{12} = \varphi(\gamma_{12}) - k_{12} \mathcal{E}_\alpha^* (-k_{12}) \varphi(\gamma_{12}) \quad (14)$$

Для дальнейшего практического использования приведем следующую формулу

$$\int_0^t (t-\xi)^\eta \xi^\beta d\xi = t^{1+\eta+\beta} B(1+\eta, 1+\beta) = t^{1+\eta+\beta} \frac{\Gamma(1+\eta)\Gamma(1+\beta)}{\Gamma(2+\eta+\beta)} \quad (15)$$

где B, Γ - бета и гамма-функции соответственно.

Используя выражения для дробно-экспоненциальной функции, можно получить результат ее воздействия на степенную функцию

$$(1 - \mathcal{E}_\alpha^* (-k_{12})) \cdot t^b = t^b - t^{1+\alpha+b} \sum_{n=1}^{\infty} \frac{(-k_{12} t^{1+\alpha})^n \Gamma(1+b)}{\Gamma[1+b+(1+\alpha)(1+n)]} \quad (16)$$

Обозначив $\psi_b(t) = (1 - \mathcal{E}_\alpha^* (-k_{12})) \cdot t^b$, запишем определяющее соотношение, позволяющее описать деформирование при постоянной скорости деформации: $\gamma_{12} = \dot{\gamma} \cdot t$. Подставляя последнее выражение в (12) получим

$$\tau_{12} = G_{12}^0 \psi_1(t) \dot{\gamma} [H(\dot{\gamma}t) - H(\dot{\gamma}(t-t_*))] + [\tau_{**} + \psi_b(t-t_*) \dot{\gamma}^b] H(\dot{\gamma}(t-t_*)) \quad (17)$$

где $\tau_{**} = G_{12}^0 \psi(t_*) \cdot \dot{\gamma}$, $\dot{\gamma} t_* = \gamma_*$.

Были получены следующие значения параметров кривой мгновенного деформирования: $a = 30$ ГПа, $b = 0,8$.

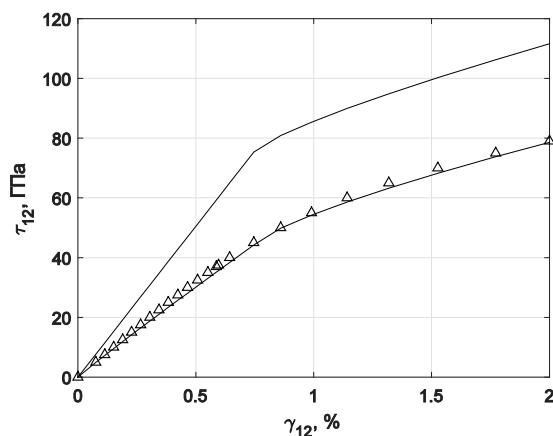


Рис. 2. Нелинейная аппроксимация кривой деформирования в плоскости сдвига. Верхняя сплошная линия – кривая мгновенного деформирования

Сравнение экспериментальных данных и расчетной кривой деформирования приведено на рис. 2.

Выводы

Предложена модель, основанная на наследственных соотношениях, принципе соответствия Вольтерра и определяющих соотношениях анизотропной теории упругости, позволяющая описать нелинейное де-

формирование однонаправленного углепластика. Аппроксимация по мгновенной кривой деформирования при внутрислойном сдвиге на нелинейном участке деформирования производилась с помощью степенной функции. Эту аппроксимацию можно проводить и с помощью других функций, в частности, кусочно-линейных. Сопоставление расчетных и экспериментальных данных показало хорошее согласие.

1. Kuhn P., Ploeckl M., Kober H. Experimental investigation of the failure envelope of unidirectional carbon-epoxy composite under high strain rate transverse and off-axis tensile loading // EPJ Web of Conference 94, 01040 (2015). DOI: 10.1051/epjconf/20159401040
2. Jacob G.C., Starbuck J.M., Fellers J.F., Simunovic S., Boeman R.G. Strain-rate Effects on the Mechanical Properties of Polymer Composite Materials // J. Appl. Polym. Sci. — Vol. 94 — 2004 — P. 296-301.
3. Daniel I. M., Werner B. T., Fenner J. S. Strain-rate dependent failure criteria for composites // Composite Sci. and Technology. — 2011. — Vol. 71, № 9. — P. 357–364.
4. Kober H., Xavier P.P., Camanho P.P. High strain characterization of unidirectional carbon-epoxy IM7-8552 in transverse compression and in-plane shear using digital image correlation // Mechanics of Materials. — 2010. — Vol. 42. — P. 1004-1019.
5. Rohwer K. Models for intralaminar damage and failure of fiber composites – a review // FACTA UNIVERSITATIS. — Series: Mech-I Eng-ng. — Vol. 14. — N 1. — 2016. — P. 1-19.
6. Работнов Ю.Н. Элементы наследственной механики твердых тел. — М.: Наука, 1977. — 384 с.
7. Kaddour S., Hinton M.J., Li S., and Smith P. The background to the third world-wide failure exercise // Journal of Composite Materials — 2013 — Vol. 47(20-21). — P. 2427-2442.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ ЭНЕРГОПОГЛОЩАЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

А.П. Евдокимов

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

Рассмотрены математические модели статического упругопластического деформирования трубчатых энергопоглощающих элементов (ТЭЭ), входящих в состав трубчатых пластических амортизаторов (ТПА). Полученные модели позволяют уточнить анализ влияния геометрических и физико-механических характеристик их статического упругопластического деформирования, разработать методику расчёта и проектирования ТПА.

Перспективные по добыче нефти и газа некоторые регионы России отличаются высокой степенью сейсмической активности. Опыт эксплуатации показывает, что при засыпке трубопроводов измельчённым грунтом, применение скользящих опор и компенсирующих устройств имеют ряд существенных недостатков.

Одним из эффективных путей защиты объектов является применение дискретных энергопоглощающих оснований, работающих по принципу необратимого энергопоглощения подводимого ударного воздействия.

Среди достаточно большого многообразия известных пластических амортизаторов [1] важное место могут занять ТПА, отличающиеся высоким уровнем энергопоглощения при сравнительно небольших габаритных размерах и массе [2, 3].

А. Построение диаграммы упругопластического деформирования ТЭЭ

1. Значение внешней нагрузки, соответствующее началу PT_0 и завершению PT_K процесса текучести в расчётном сечении ТЭЭ:

$$PT_0 = \frac{\sqrt{2} \sigma_T L \delta^2}{6R \left[a + \left(1 - \frac{2\delta}{3R} \right) (b - c f_{ск}) \right]};$$

$$PT_K = \frac{\sqrt{2} \sigma_T L \delta^2}{6\eta R (a + b - c f_{ск})},$$

где R , L , δ - наружный радиус, длина и толщина стенки ТЭЭ;

σ_T - предел текучести материала ТЭЭ;

$\eta = 0,1 \cdot \delta \eta$ - предполагаемая высота упругой области расчётного сечения;

a , b , c - аппроксимирующие коэффициенты в законах изменения внутренних нормальной силы и изгибающего момента;

$f_{ск}$ - коэффициент трения скольжения пластин шарнирного четырёхзвенника по поверхности ТЭЭ.

2. Предельные по текучести нормальная сила $N_{пр}$ и изгибающий момент $M_{пр}$ в расчётном сечении ТЭЭ:

$$N_{пр} = \sigma_T L \delta; M_{пр} = \frac{\sigma_T L \delta^3}{\eta}.$$

3. Текущее значение внешней нагрузки на пластический амортизатор:

$$P_i = i \cdot \frac{P_K}{K},$$

где P_K - кончное значение внешней нагрузки; K - число расчётных точек.

4. Текущие значения нормальной силы N_i и изгибающего момента M_i в расчётном сечении ТЭЭ:

$$N_i = 2\sqrt{2} P_i (b - c f_{ск});$$

$$M_i = \frac{\sqrt{2}}{2} P_i R (a + b - c f_{ск}).$$

5. Текущие значения размеров и характеристик упругой и пластической зон расчётного сечения ТЭЭ:

1) половина высоты упругой области сечения:

$$a_{0i} = \frac{\delta}{2} \cdot \sqrt{1 - \left(\frac{N_i}{N_{пр}} \right)^2 - \frac{M_i}{M_{пр}}};$$

2) положение нейтральной линии сечения относительно его нижней границы:

$$a_0 = \frac{\delta}{2} \cdot \left(1 - \frac{N_i}{N_{пр}} \right);$$

3) высоты зон пластической деформации сечения сверху (d_{1i}) и снизу (d_{2i}) от нейтральной линии:

$$d_{1i} = \delta - a_i - a_{0i}; d_{2i} = a_i - a_{0i};$$

4) весовые доли зон пластической деформации сечения сверху (ω_{1i}) и снизу (ω_{2i}) от нейтральной линии:

$$\omega_{1i} = \frac{d_{1i}}{d_{1i} + a_{0i}}; \omega_{2i} = \frac{d_{2i}}{d_{2i} + a_{0i}};$$

5) весовая доля зон пластической деформации в целом по сечению:

$$\omega_i = \frac{d_{1i} \omega_{1i} + d_{2i} \omega_{2i}}{d_{1i} + d_{2i}}.$$

6. Текущие значения коэффициентов уточнения весовой доли зон пластической деформации в целом по расчётному сечению:

1) для диаграмм со степенным упрочнением:

$$K \omega_{Ti} = i \cdot \frac{PT_k}{P_k \cdot K};$$

2) для диаграмм со степенным упрочнением и с упругим участком:

$$K \omega_{Ti} = \begin{cases} 0, & \text{если } P_i \leq P_{\text{упр}}; \\ \frac{P_i - P_{\text{упр}}}{P_{\text{упр}}}, & \text{если } P_{\text{упр}} < P_i \leq PT_{1\text{cp}}; \\ \frac{P_i}{PT_{1\text{cp}}}, & \text{если } PT_{1\text{cp}} < P_i \leq PT_{2\text{cp}}; \\ \frac{PT_{2\text{cp}}}{PT_{1\text{cp}}}, & \text{если } P_i > PT_{2\text{cp}}, \end{cases}$$

где $PT_{1\text{cp}} = \frac{1}{2}(PT_0 + P_k)$; $P_{\text{упр}} = \frac{1}{2}PT_{1\text{cp}}$;

$$PT_{2\text{cp}} = \frac{1}{2}(PT_{1\text{cp}} + P_k);$$

3) для диаграмм со степенным упрочнением, с упругим участком и площадкой текучести:

$$K \omega_{Ti} = \begin{cases} 0, & \text{если } P_i \leq PT_{\text{cp}}; \\ \frac{PT_k}{P_i}, & \text{если } P_i > PT_{\text{cp}}, \end{cases}$$

где $PT_{\text{cp}} = \frac{1}{2}(PT_0 + P_k)$.

7. Текущие значения уточнённой весовой доли зон пластической деформации в целом по расчётному сечению:

$$\omega_{Ti} = K_{\omega Ti} \cdot \omega_i.$$

8. Текущие значения приведенного модуля упругости материала ТЭЭ:

$$E_{\text{пр}i} = E(1 - \omega_{Ti}).$$

9. Текущие значения полного прогиба $w_{\text{пр}i}$ ТЭЭ в направлении действия внешней нагрузки:

$$w_{\text{пр}i} = \frac{\sqrt{2} \cdot P_i \cdot R^3}{E_{\text{пр}i} \cdot I} \left[a - \frac{1}{3}(b - c f_{\text{ск}}) \right],$$

где $I = \frac{L \delta^3}{12}$ - момент инерции поперечного сечения ТЭЭ.

10. Диаграмма статического упругопластического деформирования ТЭЭ:

$$P_i = f(w_{\text{пр}i}).$$

В. Определение параметров упругопластического деформирования ТЭЭ

1. Предельная статическая нагрузка $P_{\text{ст max}}$, при которой достигается полное деформирование ТЭЭ:

$$P_{\text{ст max}} = P_i \text{ при } w_{\text{пр}i} = w_{\text{пр}} = 2(R - \delta),$$

где $w_{\text{пр}}$ - предельно допустимый полный прогиб ТЭЭ.

2. Уровень энергопоглощения ТЭЭ при статическом нагружении:

$$\mathcal{E}_{\text{ст}} = \sum_{i=1}^k P_i \cdot (w_{\text{пр}i} - w_{\text{пр},i-1}).$$

3. Средняя жёсткость ТЭЭ в процессе статического упруго-пластического деформирования:

$$Ж_{\text{ст}} = \frac{\mathcal{E}_{\text{ст}}}{w_{\text{пр}}^2}.$$

На рисунке показано сравнение теоретической и экспериментальной диаграмм упругопластического деформирования ТЭЭ. Приведенные результаты свидетельствуют о достаточно высокой точности разработанной модели.

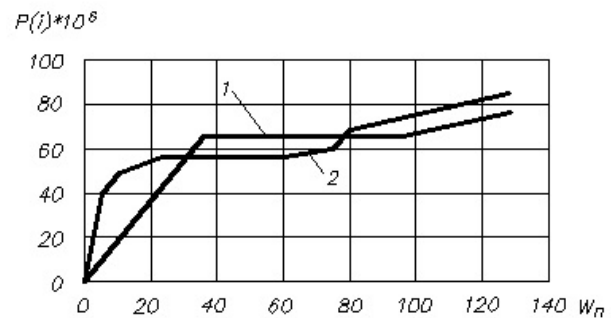


Рисунок. Результаты теоретических (1) и экспериментальных (2) исследований упругопластического деформирования

1. Круглов Ю.А., Туманов Ю.А. Ударовиброзащита машин, оборудования и аппаратуры. - Л.: Машиностроение, 1986. - 224с.
2. Элоян С.М., Громько А.Н. Математическое моделирование и экспериментальное подтверждение параметров и характеристик упруго-пластического деформирования трубчатых энергопоглощающих элементов при статическом и ударном нагружении: Монография. - М.: ВА РВСН им. Петра Великого, 2013. - 309 с.
3. Патент № 71149 Российская Федерация, МПК F16 F7/12. Энергопоглощающее устройство [Текст] / Элоян С.М., Громько А.Н.; заявитель и патентообладатель Серпух. ВИ РВ. №2007131260/22; заявл. 16.08.07; опублик. 27.02.08, Бюл. № 6. - 3с.

УЛЬТРАЗВУКОВОЕ ЗОНДИРОВАНИЕ В ЗАДАЧЕ ОЦЕНКИ ПРЕДЕЛЬНОГО СОСТОЯНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ, СВЯЗАННОГО С ПОЯВЛЕНИЕМ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ.

В.И. Ерофеев, А.В. Иляхинский, В.М. Родюшкин

Институт проблем машиностроения РАН - филиал Федерального государственного бюджетного научного учреждения "Федеральный исследовательский центр Институт прикладной физики РАН" Нижний Новгород, Россия; ylkn2005@yandex.ru

На примере стали 3 показано, что диагностическими признаками при анализе предельного состояния, связанного с появлением пластических деформаций, могут быть дисперсия и форма зондирующего импульса упругих поверхностных волн Релея.

Одно из видов предельного состояния конструкции [1] связывается с появлением в ней пластических деформаций. В этом случае оценка предельного состояния основывается на результатах контроля напряженно-деформированного состояния конструкции. Для решения этой задачи в условиях реальной конструкции следует признать акустический метод наиболее перспективным, имея в виду простоту и доступность ультразвуковых технологий.

Оценка напряженно-деформированного состояния с помощью ультразвука проводится, как правило, эхо-импульсным методом акустоупругости, нашедшего широкое применение в промышленности после опубликования в 1959 году фундаментальной работы американских ученых Р.В. Бенсона и В.Дж. Рилсона [2]. Суть метода заключается в эффекте различия скоростей поперечных волн, поляризованных параллельно и перпендикулярно направлению действия напряжений в материалах под нагрузкой, т.е. в анизотропии среды с действующими напряжениями [3].

Однако на практике при исследовании реальной конструкции на скорость распространения упругих волн в материале влияет поврежденность, пористость, структура и химический состав и др. Реальность не способствует достоверности оценки предельного напряженно-деформированного состояния металла методом измерения скорости, особенно, если неизвестно на какой стадии деформации упругой или упругопластической находится контролируемая конструкция.

Работа посвящена поиску путей повышения достоверности ультразвуковой диагностики предельного состояния, связанного с появлением в металле конструкции пластических деформаций до образования макродефектов и зарождения трещин. Наряду с изменением скорости зондирующего импульса (упругой волны) при распространении упругих волн в реальных средах изменяют свои значения ряд других акустических характеристик зондирующей волны [4], что и определило направление поиска.

Основные исследования проведены с применением поверхностных упругих волн Релея,

что позволяет проводить контроль без измерения толщины детали, необходимой для пересчета задержки волны в скорость волны. В качестве признака предельного состояния использовались изменение задержки [4] (времени распространения) поверхностных волн на фиксированной базе и изменения формы (коэффициент самоорганизации) [5].

В качестве объекта исследования выбрана предназначенная для работы при переменных нагрузках в интервале температур от -40 до +425 градусов сталь 3 (C=0.176%, Mn=0.651%, Si=0.202%, Cr=0.0566%, Ni=0.041%, Cu=0.0479%, S=0.082%, P=0.0156%) в состоянии поставки ($\sigma_s=470$ МПа, $\sigma_{02}=300$ МПа).

Одноосное напряженно-деформированное состояние материала создавалось путем испытания на растяжение плоских пропорциональных образцов из стали 3 по ГОСТ 1497 толщиной 8 мм с шириной рабочей части 20 мм и нестандартных образцов в виде полосы шириной 200 мм с длиной рабочей части 400 мм. Испытание на растяжение проводили на универсальной испытательной машине фирмы Tinius Ollsen Ltd, модель H100KU и машине ЦДМУ-30 с максимальной нагрузкой 30 т.

Для фиксирования изменения скорости поверхностной волны Релея использовались пьезоэлектрические преобразователи (ПЭП) на частотах колебаний 2; 5 и 10 МГц. Излучающий и приемный ПЭП устанавливались на фиксированном друг от друга расстоянии равном 50 мм. Возбуждение излучающего ПЭП осуществлялось с помощью дефектоскопа А1214, а регистрация зондирующего импульса с приемного ПЭП с помощью осциллографа Tektronix TDS2022 с максимальным разрешением по времени 2 нс.

Для анализа формы зондирующего импульса использовался измерительный тракт с расширенными частотными возможностями: возбуждение зондирующей волны проводилось излучателем с резонансной частотой 2 МГц, регистрация зондирующего сигнала проводилось приемником с резонансной частотой 5 МГц. Фурье образ зондирующего сигнала, зарегистрированного приемным

преобразователем, представлен на рис.1.

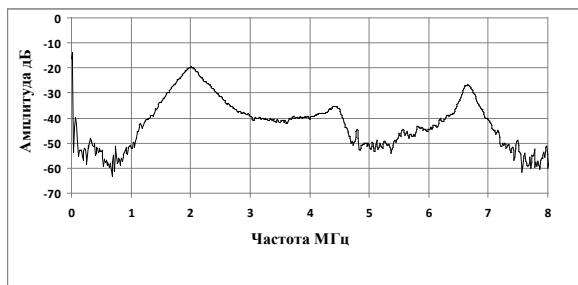


Рис.1. Фурье образ зондирующего сигнала стали 3 в исходном состоянии.

В качестве численного значения изменения скорости упругой волны в результате деформации выбрано смещение (задержка) на осциллограмме принятого сигнала информативной точки (переход импульса через нулевое значение). Увеличение значения задержки по сравнению с исходным положением свидетельствует (при постоянном расстоянии между излучающим и приемным преобразователями) об уменьшении скорости зондирующего импульса и наоборот.

На рис.2 приведена зависимость напряжения и величины задержки (скорости) упругой волны Релея от величины деформации при испытании на растяжение пропорциональных образцов. Направление распространения Релеевской волны параллельно приложенному напряжению.

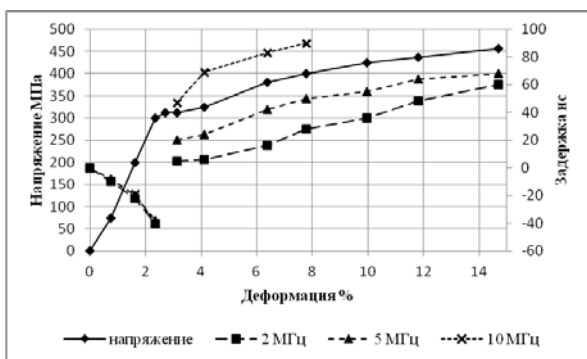


Рис. 2. Зависимость от деформации величины напряжения и задержки для зондирующих импульсов частотой 2; 5 и 10 МГц.

Как видно из приведенного рисунка в области упругой деформации при растяжении с увеличением деформации задержка линейно уменьшается (скорость упругой волны увеличивается), что соответствует эффекту акустоупругости. Однако в области пластической деформации зависимость скорости упругой волны Релея имеет сложный нелинейный характер и уменьшается с увеличением деформации. Изменение задержки в области упругости не зависит от частоты зондирующего импульса. В области пластической деформации прослеживается значимая зависимость скорости от частоты, что можно использовать как диагностиче-

ский признак наступления предельного состояния конструкции.

На рис.3 представлена зависимость задержки (скорости распространения зондирующей релеевской волны) импульса 2 МГц от действующего напряжения при испытании на растяжение полосы из стали 3 шириной 200 мм при параллельном и перпендикулярном распространении зондирующего импульса относительно направления действия внешней силы.

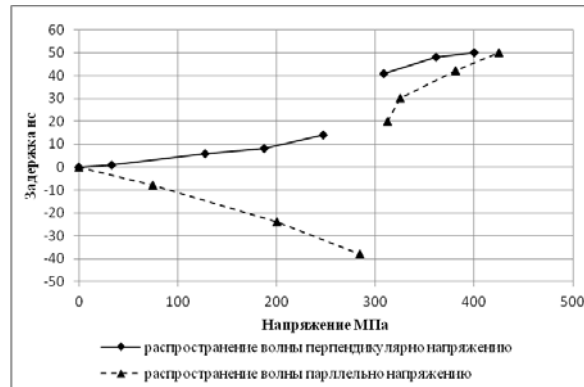


Рис. 3 Зависимость задержки от величины действующего напряжения при параллельном и перпендикулярном распространении зондирующего импульса.

При увеличении напряжения в упругой области ($\sigma_{0.2} < \sigma < 300$ МПа) величина задержки в случае параллельного распространения зондирующего импульса действующему напряжению убывает (скорость зондирующего импульса возрастает). В случае перпендикулярного распространения зондирующего импульса величина задержки возрастает (скорость зондирующего импульса убывает). Этот факт не противоречит сути метода акустоупругости: наблюдается анизотропия среды с действующими напряжениями. Увеличение скорости в случае роста напряжения при параллельном распространении зондирующего импульса происходит несимметрично по сравнению с ее убыванием при перпендикулярном распространении.

При напряжениях в области пластических деформаций ($\sigma_{0.2} < \sigma < \sigma_B$): скорость зондирующего импульса убывает (задержка возрастает) с ростом напряжения, как для параллельного, так и для перпендикулярного распространения зондирующего импульса действующему напряжению. Полученный результат подтверждает выводы [6], где показано, что с помощью измерений величины акустической анизотропии не возможно адекватно оценить пластическую деформацию.

В задаче анализа изменения зондирующего сигнала в качестве диагностического признака выбран параметр самоорганизации формы импульса, который вычислялся на основе предложенного Пригожиным И.Р. [7] энтропийного критерия с использованием статистической модели распределения Дирихле.

По количеству распределений Дирихле в анализируемой выборке N (N - оцифрованный зондирующий импульс с приемного ПЭП), определялось значение параметра самоорганизации формы импульса K_c .

$$K_c = \frac{\sum K_{D-}^i}{\sum K_{D+}^i}$$

- отношение суммарного количества выявленных в анализируемом числовом ряде зарегистрированного сигнала моделей Дирихле, имеющих отрицательное значение внешней (потока) энтропии, к количеству моделей Дирихле, имеющих положительное значение внешней энтропии [7].

На рис.4 представлена зависимость между параметром самоорганизации формы зондирующего импульса K_c и действующим напряжением для случая параллельного и перпендикулярного распространения зондирующего импульса.

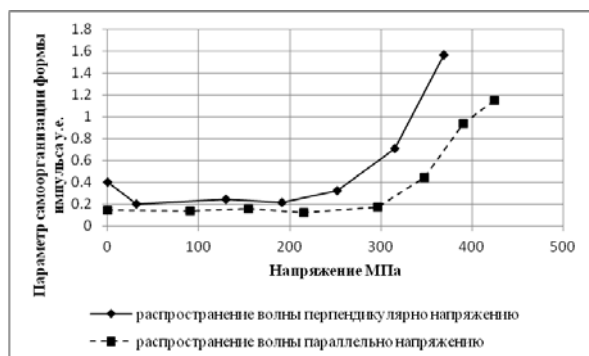


Рис. 4. Зависимость параметра самоорганизации формы зондирующего импульса от величины действующих напряжений.

В области упругих деформаций $\sigma < \sigma_{0.2}$ величина параметра самоорганизации формы зондирующего импульса K_c при параллельной и перпендикулярной ориентацией распространения не зависит от величины действующего напряжения. При напряжениях в области пластических деформаций параметр K_c нелинейно возрастает с ростом напряжения независимо от направления распространения зондирующего импульса действующему напряжению. Полученный факт говорит в пользу выбора степени самоорганизации формы зондирующего импульса в качестве диагностического признака, так как не зависит от

направления распространения волны, однозначно свидетельствует о появлении предельного состояния конструкции, связанного с пластическими деформациями, при этом исключает трудности в определении «реперной», информативной точки отсчета при измерении скорости волн.

Проведены исследования с применением поверхностных упругих волн Релея. Показано, что применение при оценке предельного состояния конструкции связанного с появлением в материале пластических деформаций метода акустоупругости некорректно. В области пластической деформации меняется характер нелинейно-акустических эффектов взаимодействия зондирующего импульса со средой. Предложено использовать факт самоорганизации формы импульса и проявляющуюся зависимость скорости от частоты, для выяснения уровня деформаций, в какой находится конструкция, прежде чем приступать к оценке ее напряженно-деформированного состояния по результатам измерения скорости волн.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 18-08 -00715).

1. Леденев В.В. Теоретические основы механики деформирования и разрушения : монография / В.В. Леденев, В.Г. Однолюбо, З.Х. Нгуен. – Тамбов : Изд-во ФГБОУ ВПО «ТГТУ», 2013. – 312 с.
2. Benson R.W. Raelson V.J. From ultrasonics to a new stress-analysis technique // Acoustoelasticity. Product. Eng. 1959. Vol. 30. Pp. 56–59.
3. Анисимов В.А. Неразрушающий контроль: Справочник: В 7 т. под общ. ред. В.В. Клюева. Т.4. Кн.1., В.А. Анисимов, Б.И. Каторгин, А.Н. Куценко, В.П. Малахов, А.С. Рудаков, В.К. Чванов. Акустическая тензометрия М.: Машиностроение, 2004. - 226 с.
4. Углов, А.Л. Акустический контроль оборудования при изготовлении и эксплуатации / А.Л. Углов, В.И. Ерофеев, А.Н. Смирнов; отв. ред. Ф.М. Митенков. – М.: Наука, 2009. – 280 с.
5. Иляхинский А.В. Распределение Дирихле в задаче оценки состояния металла методом акустического зондирования / А.В. Иляхинский, В.М. Родюшкин // Дефектоскопия. 2015, №7. С.13-17.
6. Беляев А.К., Лобачев А.М., Модестов В.С. и др. Оценка величины пластических деформаций с использованием акустической анизотропии / Механика твердого тела. 2016, №5. С.124-131.
7. Пригожин И.Р., Кондеруди Д. Современная термодинамика. От тепловых двигателей до диссипативных структур (Послесловие). – М.: Мир, 2002.

ДИНАМИЧЕСКАЯ САМОСОГЛАСОВАННАЯ ЗАДАЧА ОЦЕНКИ ПОВРЕЖДЕННОСТИ МАТЕРИАЛА АКУСТИЧЕСКИМ МЕТОДОМ

В.И. Ерофеев¹, Е.А. Никитина^{1,2}, П.А. Хазов²

¹Институт проблем машиностроения РАН - филиал Федерального государственного бюджетного научного учреждения "Федеральный исследовательский центр Институт прикладной физики РАН", Нижний Новгород, Россия; erof.vi@yandex.ru

²Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет, Нижний Новгород, Россия

Предложена математическая модель, позволяющая описать распространение звуковой волны в поврежденном материале. Показано влияние на развитие поврежденности времени релаксации и истории развития напряженно-деформированного состояния. Показана связь статического и динамического модулей Юнга, позволяющих описать данную модель материала, через параметр, характеризующий отсутствие повреждений в материале.

Реальные материалы изначально содержат многочисленные повреждения различных размеров – от микроскопических дефектов до крупных пор и макротрещин. Дефекты решетки, трещины и поры различного происхождения и размеров, локальные особенности структуры осложняют картину и приводят к тому, что определение количественных характеристик прочности конструкционных материалов на атомном уровне представляются нереальными [1-5]. Более реально подойти к установлению прочностных характеристик материалов и прочностных прогнозов на основе механики сплошных сред при интегральном учете особенностей структуры и некоторых общих физических аспектов.

Под разрушением материала обычно понимается образование в каком-либо значительном объеме материала свободной поверхности, или макротрещины. При этом происходит выброс энергии, что дает возможность оценки процессов накопления повреждений с позиции энергетических теорий. Поскольку все микродефекты в материале являются концентраторами напряжений, значения напряжений в близлежащих точках могут многократно превышать величину расчетного сопротивления материала, в результате чего наблюдается непрерывный рост этих микродефектов.

Один из подходов к численному описанию поведения поврежденной среды основан на введении формального параметра поврежденности ψ , конкретный физический смысл которого не всегда указывается, и постулировании для него эволюционного уравнения, связывающего скорость образования повреждений и действующие напряжения. На самом деле под поврежденностью при данном подходе понимается сокращение упругого отклика тела в следствие сокращения эффективной площади, которое обуславливается появлением и развитием распределенных по объему материала микродефектов.

Эволюция поврежденности описывается кинетическим уравнением вида [6]:

$$\frac{d\psi}{dt} = f(\sigma, \psi), \quad (1)$$

где σ - внешнее действующее напряжение.

Функция $f(\sigma, \psi)$ чаще всего аппроксимируется линейной зависимостью, иногда – полиномиальной зависимостью.

При несомненных достоинствах (простота), данный подход обладает целым рядом недостатков, как и любой подход, не опирающийся на математические модели процессов и систем.

В работе [6] рассматривается образец материала, выполненный в идее стержня, по которому может распространяться продольная акустическая волна. Считается, что стержень подвергается циклическим испытаниям и в его материале может накапливаться поврежденность.

В отличие от многочисленных предшественников, авторы работы [6] считают задачу самосогласованной, включающей в себя, кроме уравнения развития поврежденности (1), которое принимается в виде

$$\frac{\partial \psi}{\partial t} + \alpha \psi = \beta_2 E \frac{\partial u}{\partial x}, \quad (2)$$

где $u(x, t)$ - перемещение частиц на срединной линии стержня; уравнение динамики стержня:

$$\frac{\partial^2 u}{\partial t^2} - C_0^2 \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} = \beta_1 \frac{\partial \psi}{\partial x}. \quad (3)$$

Здесь α, β_1, β_2 – константы, характеризующие поврежденность материала, а так же связь циклических процессов и процессов накопления повреждений, $\tilde{N}_0 = \sqrt{\frac{E}{\rho}}$ – скорость, с которой бы распро-

странялась акустическая волна в материале с отсутствием повреждений, E – модуль Юнга, ρ – плотность материала.

Уравнение (2) может быть переписано в эквивалентной форме как

$$\psi(x, t) = \beta_2 E \int_0^t \frac{\partial u}{\partial x}(x, \xi) e^{(\xi-t)/\tau} d\xi = \beta_2 E R(t) * \frac{\partial u}{\partial x}(x, t) \quad (4)$$

Знак * означает свертку функции $R(T)$, являющуюся функцией релаксации:

$$R(t) = e^{-t/\tau} \quad (5)$$

Уравнение (4) описывает процесс роста поврежденности в зависимости от истории напряжений, и можно утверждать, что постоянная $\tau > 0$ является временем релаксации. Здесь предположено, что история накопления повреждений начинается в момент времени $t = 0$, поскольку в начале процесса в материале стержня нет никаких повреждений, ($\psi = 0$). В противном случае, если $t \gg \tau$, из уравнения (4), можно получить зависимость, описывающую процесс роста поврежденности в случае медленного изменения напряжений, в виде:

$$\psi = \tau \beta_2 E \frac{\partial u}{\partial x} \quad (6)$$

Используя уравнение (4), перепишем уравнение (3) в виде:

$$\rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = E \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial u}{\partial x} - \rho \beta_1 \beta_2 R^* \frac{du}{dx} \right) \quad (7)$$

Учитывая классическое уравнение движения:

$$\rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = \frac{\partial \sigma}{\partial x} \quad (8)$$

получаем определяющее уравнение для поврежденной среды в виде:

$$\sigma = E(1 - \rho \beta_1 \beta_2 R^*) \frac{\partial u}{\partial x} = E \left[\frac{\partial u}{\partial x} - \rho \beta_1 \beta_2 \int_0^t \frac{\partial u}{\partial x}(x, \xi) e^{-(t-\xi)/\tau} d\xi \right] \quad (9)$$

Описанные с помощью этого уравнения материалы, в которых текущее напряженно-деформированное состояние зависит от истории деформаций, получили название материалов, обладающих памятью.

Модель материала, обладающего памятью, может быть получена путем замены постоянных упругих параметров твердых тел на зависящие от времени операторы. Так, в случае поврежденного материала уменьшается упругий отклик внутренних связей на какое-либо внешнее воздействие, поврежденность делает материал более деформативным. Это явление можно учитывать, заменив постоянную величину модуля Юнга математическим оператором:

$$E_0(t) = E(1 - \rho \beta_1 \beta_2 R^*), \quad (10)$$

тогда уравнение (9) перепишется в виде:

$$\sigma(\varepsilon) = E_0(t) \varepsilon \quad (11)$$

Из уравнения (11) следует, что если $t \ll \tau$, то определяющее уравнение для быстрого нагружения имеет вид:

$$\sigma = E \frac{\partial u}{\partial x} = E_d \frac{\partial u}{\partial x} \quad (12)$$

Здесь E_d – динамический модуль Юнга.

Напротив, в случае медленного нагружения, когда $t \gg \tau$, определяющее уравнение принимает вид:

$$\sigma = E_d(1 - \tau \rho \beta_1 \beta_2) \frac{\partial u}{\partial x} = \delta E_d \frac{\partial u}{\partial x} = E_s \frac{\partial u}{\partial x} \quad (13)$$

Здесь $E_s = \delta E_d$ – статический модуль Юнга, а $\delta = 1 - \tau \rho \beta_1 \beta_2$ – параметр, характеризующий поврежденность материала, изменяющийся в интервале $[0; 1]$. При отсутствии повреждений $\delta = 1$, в то время как разрушенному материалу соответствует значение $\delta = 0$.

Работа выполнялась при поддержке Российского научного фонда (грант № 14-19-01637).

1. Качанов Л.М. Основы механики разрушения. М.: Наука. 1974. 311 с.
2. Работнов Ю.Н. Ползучесть элементов конструкций. М.: Наука. 1966. 745 с.
3. Коллинз Дж. Повреждение материалов в конструкциях. Анализ. Предсказание. Предотвращение. М.: Мир. 1984. 624 с.
4. Иванов В.С., Терентьев В.Ф. Природа усталости металлов. М.: Металлургия. 1975. 456 с.
5. Федотов В.В. Кинетика повреждаемости и разрушения твердых тел. Ташкент: Изд-во ФАИ Узбек. ССР, 1985. 167 с.
6. Пежина П. Моделирование закритического поведения и разрушения диссипативного твердого тела // Теоретические основы инженерных расчетов. 1984. № 4. С.107 – 117.
7. Леметр Ж. Континуальная модель повреждения, используемая для расчета разрушения пластических материалов // Теоретические основы инженерных расчетов. 1985. № 1. С.90 – 98.
8. Локощенко А.М. Ползучесть и длительная прочность металлов. М.: Физматлит. 2016. 504 с.
9. Волков И.А., Коротких Ю.Г. Уравнения состояния вязкоупругопластических тел с повреждениями. М.: Физматлит. 2008. 424 с.
10. Волков И.А., Игумнов Л.А. Введение в континуальную механику поврежденной среды. М.: Физматлит. 2017. 304 с.
11. Углов А.Л., Ерофеев В.И., Смирнов А.Н. Акустический контроль оборудования при изготовлении и эксплуатации / отв.ред. академик РАН Митенков Ф.М. М.: Наука. 2009. 280 с.
12. Ерофеев В.И., Никитина Е.А. Самосогласованная динамическая задача оценки поврежденности акустическим методом // Акустический журнал. 2010. Т.56. №4. С. 554 – 557.
13. Erofeev V.I., Nikitina E.A., Sharabanova A.V. Wave propagation in damaged materials using a new generalized continuum // Mechanics of Generalized Continua. One Hundred Years After the Cosserats. Maugin G.A., Metrikine A.V. (Eds.). Advances in Mechanics and Mathematics. Vol. 21. Springer, Heidelberg. 2010. P. 143 – 148.
14. Stulov A., Erofeev V. Frequency-dependent attenuation and phase velocity dispersion of an acoustic wave propagating in the media with damages // Generalized Continua as Models for Classical and Advanced Materials. Altenbach H., Forest S. (Eds.). Advanced Structured Materials. Vol. 42. Springer Nature, Switzerland. 2016. P. 413 – 423.

ВЛИЯНИЕ ПОВРЕЖДЕННОСТИ НА ОСТАТОЧНЫЙ РЕСУРС И НЕСУЩУЮ СПОСОБНОСТЬ ПОДКРАНОВОЙ КОНСТРУКЦИИ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ РЕЖИМАХ НАГРУЖЕНИЯ

В.И. Ерофеев^{1,2}, Е.А. Никитина^{1,3}, П.А. Хазов³, Д.М. Бриккель^{2,3}

¹Институт проблем машиностроения РАН - филиал Федерального государственного бюджетного научного учреждения "Федеральный исследовательский центр Институт прикладной физики РАН", Нижний Новгород, Россия; erof.vi@yandex.ru

²Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия

³Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет, Нижний Новгород, Россия

Приводится методика расчета остаточного ресурса подкраново-подстропильной фермы с применением линейной модели накопления повреждений с учетом реального эксплуатационного режима нагружения конструкции.

Важной задачей, как современного машиностроения, так и промышленного строительства является оценка остаточного ресурса конструктивных материалов. В ходе исследования деформирования и накопления повреждений при циклических нагружениях возникают проблемы, связанные с математическим описанием и численным моделированием этих процессов с учетом реальных условий эксплуатации приборов, деталей машин и прочих конструкций.

Цель исследования – определение остаточного ресурса (межремонтного периода) подкраново-подстропильной фермы в реальных условиях эксплуатации.

Задачи исследования:

- выбор инженерной методики расчёта остаточного ресурса конструкции на основе анализа существующих теоретических методов;
- определение остаточного ресурса рассматриваемой конструкции на базе предложенной методики;
- анализ полученных результатов, выводы и рекомендации.

В традиционных методах расчета учёт поврежденности конструкции выполняется путем введения параметра поврежденности ω .

При использовании тензорных параметров поврежденности ω_{ij} зачастую возникают проблемы, связанные с трудностями нахождения различных материальных функций и констант, что обуславливает рассмотрение анизотропных свойств материала. Векторный подход требует определения количественного значения параметра поврежденности путем нахождения суммы проекций векторов в направлении нормалей к площадкам напряжений Φ .

Применение данных параметров поврежденности значительно усложняют расчёты, тем самым становятся невозможными к применению в практических инженерных целях.

Более простой и наглядной физической мерой поврежденности конструкционного материала,

не существенно уступающей по точности расчётов, является объёмная доля микродефектов в эталонном элементарном объёме – скалярный параметр поврежденности материала ω [1]:

$$\omega = \frac{V}{V_f}; \quad \Delta\omega = \frac{\Delta V}{V_f};$$

$$\omega = \sum \Delta\omega; \quad 0 \leq \omega \leq \omega_f \leq 1.$$

Здесь V – текущая объёмная доля дефектов; V_f – критическая объёмная доля, соответствующая образованию в материале макродефекта (трещины), способствующей полной потере несущей способности материала.

Под поврежденностью ω при данном подходе понимается сокращение эффективной площади сечения элементарного объёма материала, которое обуславливается появлением и развитием распределенных по объёму материала микродефектов, а так же уменьшение быстроты реакции поврежденного материала на внешнее воздействие [2–4].

Рассматриваемый параметр определяет следующие условия состояния материала: $\omega = 0$ – неповрежденное состояние, $\omega = 1$ – полное разрушение материала, то есть образование свободной поверхности в значительном для данного случая объёме материала (нарушение сплошности).

При циклическом нагружении конструкции каждому циклу назначается «доля повреждения» равная $1/N_f$, где N_f – это количество циклов до разрушения при определённом уровне нагрузки. Предположим, что разрушение (зарождение усталостной трещины) произойдёт, когда сумма повреждений вносимых всеми циклами будет равна 1, т.е. $\omega = 1$. Если суммарное повреждение для заданного количества блоков загрузки $N_{fn} < 1$, то долговечность определяется следующей зависимостью (см. рис. 1):

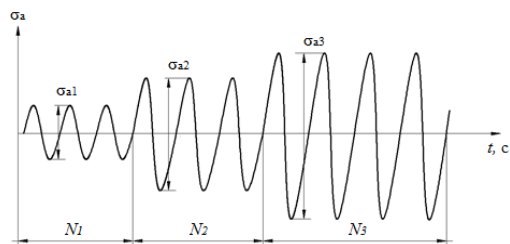


Рис. 1. График зависимости напряжений от времени при блочном нагружении.

$$N_f = \sum_0^1 \left(\frac{1}{N_{fn}} \right), \quad (1)$$

где N_{fn} – количество повторений блоков.

Поэтому в качестве расчетной методики предложена наиболее удобная в инженерных расчетах и не существенно уступающая по точности вычислений линейная модель накопления повреждений с применением скалярного параметра ω .

Согласно теории изотропных повреждений для описания процесса их накопления произведён расчёт на примере подкраново-подстропильной путевой конструкции в промышленном цехе пролетом 36 метров с неразрезным многопролетным нижним поясом коробчатого сечения (см. рис. 2).

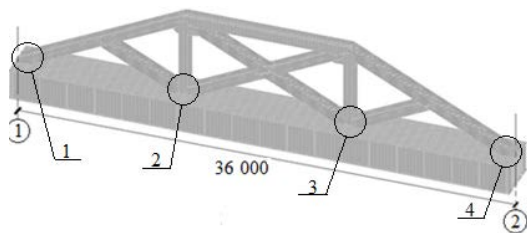


Рис. 2. Опасные зоны возникновения усталостных повреждений.

Расчёт состоит из следующих этапов:

1) Анализ напряженно-деформированного состояния конструкции и определение расположения опасных зон концентрации напряжений. Расчёт проводился в программном комплексе SCAD Office с применением конечных элементов – пластин. Последовательно производилось формирование геометрии модели, назначение жесткостных характеристик элементов, граничных условий закрепления конструкции и расчётных нагрузок. По результатам расчёта установлены наиболее опасные с точки зрения напряженно-деформированного состояния области – узлы сопряжения решетки с нижним поясом фермы (см. рис.2).

2) Учёт технологических условий работы крана: геометрические параметры, цикл работы крана, характер нагружения. Цикл работы крана, представленный на Рис.3., составлен из следующих ступеней блока (в пределах одной фермы):

а. Загрузка – работа крана на максимальную нагрузку $P_{max} = 725,04$ кН.

б. Частичная разгрузка по середине пролета фермы $P_{ч.р.} = 580,03$ кН.

в. Обратный ход крана с максимальный нагрузкой $P_{max} = 725,04$ кН.

г. Полная разгрузка крана по середине пролета фермы и возвращение в начальное положение $P_{р.} = 435,03$ кН.

Как видно из рис. 3, нагружение конструкции является нерегулярным, поэтому в данном подходе была использована блочная схема нагружений. При блочном нагружении [5] изначально определяются параметры блока (число ступеней в блоке и длительность (число циклов в каждой ступени)).

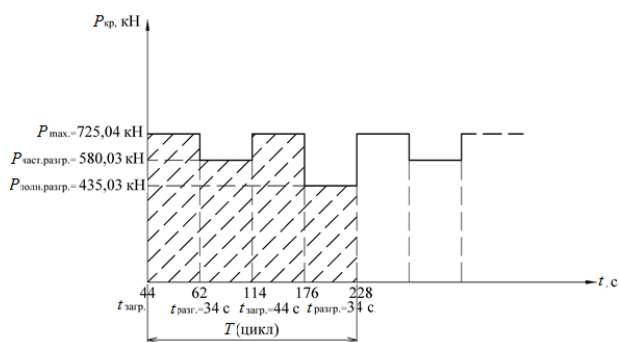


Рис. 3. Цикл работы литейного крана 180+63/20–33,5–36–3–220.

3) Составление графика истории блочного нагружения (зависимости напряжений $\sigma_{экв}$ от количества циклов до разрушения конструкции). Из рис.4 видно, что совокупность напряжений за период их изменения (цикл) является ассиметричным и знакоположительным при нерегулярном нагружении конструкции.



Рис. 4. График история блочного нерегулярного нагружения процессе работы литейного крана 180+63/20–33,5–36–3.

4) Определение количества циклов до разрушения с использованием экспериментальной диаграммы усталости Вёллера. На рис. 5 точками обозначены соответствующие максимальным эквивалентным напряжениям значения количества циклов до разрушения конструкции N_{fn} .

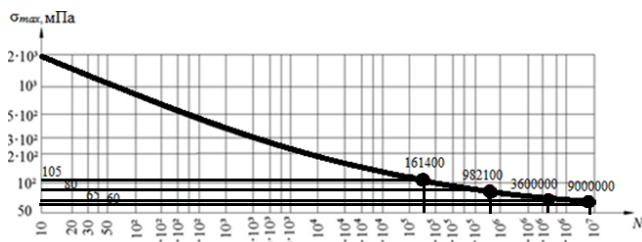


Рис. 5. Диаграмма Веллера для низколегированной конструкционной стали.

5) Вычисление параметров поврежденности конструкции за определенные периоды времени:

- а. $\Delta\omega_c = 1,71744 \cdot 10^{-5}$ – повреждения, накапливаемые за 1 цикл работы крана;
- б. $\Delta\omega_{wd} = 0,000515$ – повреждения, накапливаемые за 1 рабочий день;
- в. $\Delta\omega_{dest} = 0,000515$ – повреждения, соответствующие разрушению конструкции.

Согласно технологии работы крана, за 1 день (2 смены) кран совершает 30 рабочих циклов. Среднее количество рабочих дней в году – 244, откуда следует:

$$\Delta\omega_c \cdot P_{cd} \cdot P_{df} \leq \omega_f \approx 1 \quad (2)$$

Здесь $\Delta\omega_c$ – значение поврежденности, накапливаемой в материале конструкции за 1 цикл работы крана; P_{cd} – количество циклов работы крана в день; P_{df} – количество рабочих дней до разрушения, ω_f – критическое значение поврежденности, соответствующее образованию в материале макротрещины.

Учитывая условие (2), а так же характер работы крана:

$$P_{df} = \frac{\omega_f}{\Delta\omega_c \cdot P_{cd}} = \frac{1}{1,71744 \cdot 10^{-5} \cdot 30} = 1944 \text{ дней.}$$

Применительно к конкретной конструкции предложена методика определения остаточного ресурса строительной конструкции. На ее основе можно сформулировать ряд предложений по увеличению эксплуатационного срока службы конструкции:

- конструктивные решения по снижению уровня напряжений в зонах концентрации, в частности узлов сопряжения нижнего (ездового) пояса с элементами решетки фермы,
- определения допустимых эксплуатационных нагрузок, при котором в установленный срок возможна безаварийная работа конструкции.

Предложенная методика может быть использована в аналогичных конструкциях, работающих в условиях повторно-статического нагружения.

Работа выполнялась при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 18-08-00715).

1. Волков И.А., Коротких Ю.Г. Уравнения состояния вязкоупругопластических тел с повреждениями. М.: Физматлит. 2008. 424 с.
2. Волков И.А., Игумнов Л.А. Введение в континуальную механику поврежденной среды. М.: Физматлит. 2017. 304 с.
3. Ерофеев В.И., Никитина Е.А. Самосогласованная динамическая задача оценки поврежденности акустическим методом // Акустический журнал. 2010. Т.56. №4. С. 554 – 557.
4. Erofeev V.I., Nikitina E.A., Sharabanova A.V. Wave propagation in damaged materials using a new generalized continuum // Mechanics of Generalized Continua. One Hundred Years After the Cosserats. Maugin G.A., Metrikine A.V. (Eds.). Advances in Mechanic and Mathematics. Vol. 21. Springer, Heidelberg. 2010. P. 143 – 148.
5. Stulov A., Erofeev V. Frequency-dependent attenuation and phase velocity dispersion of an acoustic wave propagating in the media with damages // Generalized Continua as Models for Classical and Advanced Materials. Altenbach H., Forest S. (Eds.). Advanced Structured Materials. Vol. 42. Springer Nature, Switzerland. 2016. P. 413 – 423.
6. Качанов Л.М. Основы механики разрушения. М.: Наука. 1974. 311с.
7. Работнов Ю.Н. Ползучесть элементов конструкций. М.: Наука. 1966. 745 с.
8. Maugin G.A. The Thermomechanics of Plasticity and Fracture. Cambridge (UK): Cambridge University Press. 1992. 350 p.

УСТАЛОСТНОЕ МАСШТАБНО-СТРУКТУРНОЕ РАЗРУШЕНИЕ МЕТАЛЛОВ ПРИ ОДНООСНОМ НАГРУЖЕНИИ С НЕСИММЕТРИЧНЫМ ЦИКЛОМ

Э.Б.Завойчинская

МГУ им. М.В.Ломоносова, Москва, Россия; elen@altomira.ru

Сформулированы определяющие соотношения модели для вероятности хрупкого разрушения на микро-, мезо- и макроуровне при одноосном нагружении с несимметричным циклом, в которых в качестве переменной выбирается амплитуда напряжения, а материальные функции определяются по данным стандартных испытаний на усталостную прочность с учетом результатов физических исследований по развитию хрупких трещин и в зависимости от параметра асимметрии цикла в соответствии с экспериментально обоснованными критериями усталостной прочности металлов. Получены кривые усталости по определенному уровню дефектности. Подтверждена схема расчета для стали Ст. 3 и титанового сплава АТ6.

Доклад посвящен математическому моделированию процессов хрупкого усталостного разрушения металлов при одноосном нагружении с несимметричным циклом напряжений следующего вида:

$$\sigma_{11}(t) = \sigma_a f(t), \quad f(t) = \alpha + \sin \omega t, \quad \tau \in [0, t] \quad (1)$$

Обзоры критериев усталостной прочности металлов [1,2] показывают, что состояние проблемы практически не изменяется. В то же время результаты экспериментального изучения структурных изменений металлов под действием длительного периодического нагружения, развития микро-, мезо- и макротрещин, выполненные физическими методами [3–5], могут послужить разработке новых, более совершенных механических подходов. На наш взгляд, наиболее перспективным является вероятностный подход к построению теории усталостного разрушения с учетом результатов физических исследований по развитию хрупких трещин.

В предлагаемой модели [6–8] процесс хрупкого усталостного разрушения рассматривается последовательно на микро-, мезо- и макроуровнях и вводится классификация хрупкого разрушения по дефектам i -го структурного уровня, задаваемым средним линейным размером $l_i = l_i(\tau)$ и плотностью $q_i = q_i(\tau)$ в некотором представительном объеме V_C (в котором возможно зарождение начальной трещины механики разрушения длины L). Данная классификация дефектов в определенной мере условна. При исследовании конкретных материалов, возможно, возникнет необходимость ее дальнейшего уточнения. Смена уровней дефектов характеризуется сменой физических механизмов разрушения.

Предполагается, что образование дефектов каждого уровня происходит вследствие последовательного зарождения, развития и слияния дефектов предыдущих уровней. Для i -го уровня рассматривается непрерывная возрастающая усредняющая функция $l_i^* = l_i^*(\tau) : l_i^*(\tau) = l_i(\tau) (q_i(\tau) V_C)^\gamma$, $i = 1, \dots, 6$, $\tau \in [0, t]$, γ – константа материала. Предельное состояние дефекта определяется достижением функ-

ции $l_i^* = l_i^*(\tau)$ предельного значения $l_{f,i}^*$ в момент времени $t_{i+1} = t_{i+1}(\sigma_a)$, $i = 1, \dots, 6$. Вводится понятие поврежденности на i -ом уровне как монотонно возрастающей функции структуры металла $\Omega_i = \Omega_i(\tau)$ в виде:

$$\Omega_i(\tau) = l_i^*(\tau) \left[l_{f,i}^* \right]^{-1}, \quad 0 \leq \Omega_i \leq 1, \quad i = 1, \dots, 6.$$

Вследствие случайного распределения дефектов по объему V_C процесс усталостного разрушения является стохастическим, значения l_i^* и Ω_i в момент τ , $\tau \in [0, t]$, являются случайными величинами. Для описания такого процесса вводится функция вероятности разрушения по дефектам i -ого уровня $Q_i = Q_i(\tau)$, $i = 1, \dots, 6$, под которой понимается вероятность события, при котором усредняющая функция $l_i^* = l_i^*(\tau)$ достигает предельного значения $l_{f,i}^*$ в момент времени τ (дефекты i -го уровня – предельного состояния), $\tau \in [0, t]$.

Согласно постулату макрокопической определенности А.А.Ильюшина процесс хрупкого усталостного разрушения на интервале времени $\tau \in [0, t]$ определяется процессом нагружения. Для нагружения (1) вероятность хрупкого разрушения рассматривается в виде функции от параметров процесса и в предположении равномерного распределения дефектов в объеме V_C записывается следующая система определяющих соотношений для $Q_i = Q_i(\sigma_a, n)$, $i = 1, \dots, 6$ (n – число циклов нагружения), следуя методам механики деформируемого твердого тела и в соответствии с теорией размерности и подобия [6–8]:

на микроуровне, $i = 1, 2, 3$, при $\sigma_a \geq \sigma_{i-1}$, $\sigma_0 = 0$, $n_1 = 0$, $\lg n \geq \lg n_i(\sigma_a)$,

$$Q_i = F_i \left(\frac{\sigma_a - \sigma_{i-1}}{\sigma_i - \sigma_{i-1}} \right) R_i \left(\frac{\lg n - \lg n_i(\sigma_a)}{\lg N_i - \lg n_i(\sigma_i)} \right), \quad Q_i(n_{i+1})=1, \quad (2)$$

на мезоуровне – при $\sigma_3 \leq \sigma_a, \lg n \geq \lg n_4(\sigma_a)$

$$Q_4 = F_4 \left(\frac{\sigma_a - \sigma_3}{\sigma_4 - \sigma_3} \right) R_4 \left(\frac{\lg n - \lg n_4(\sigma_a)}{\lg N_4 - \lg n_4(\sigma_4)} \right), \quad Q_4(n_5)=1, \quad (3)$$

при $\sigma_4 \leq \sigma_a, \lg n \geq \lg n_5(\sigma_a)$

$$Q_5 = F_5 \left(\frac{\sigma_a - \sigma_4}{\sigma_5 - \sigma_4} \right) R_5 \left(\frac{\lg n - \lg n_4(\sigma_a)}{\lg N_5 - \lg n_4(\sigma_5)} \right), \quad Q_5(n_6)=1,$$

$$Q_4 = G_4 \left(\frac{\sigma_5 - \sigma_a}{\sigma_5 - \sigma_4} \right) R_4 \left(\frac{\lg n - \lg n_4(\sigma_a)}{\lg N_4 - \lg n_4(\sigma_4)} \right), \quad Q_6=1, \quad (4)$$

при $\sigma_5 \leq \sigma_a, \lg n \geq \lg n_6(\sigma_a)$

$$Q_6 = F_6 \left(\frac{\sigma_a - \sigma_5}{\sigma_6 - \sigma_5} \right) R_6 \left(\frac{\lg n - \lg n_4(\sigma_a)}{\lg N_6 - \lg n_4(\sigma_6)} \right), \quad Q_6(n_7)=1,$$

$$Q_5 = G_5 \left(\frac{\sigma_6 - \sigma_a}{\sigma_6 - \sigma_5} \right) R_5 \left(\frac{\lg n - \lg n_4(\sigma_a)}{\lg N_5 - \lg n_4(\sigma_5)} \right), \quad Q_4=0 \quad (5)$$

В определяющие соотношения входят материальные функции $\sigma_i = (\sigma_i(\alpha, \omega), N_i, l_{f,i}^*)$, $i = 1, \dots, 6$, при которых дефект i -го уровня достигает предельного состояния. Вид функций $F_i = F_i(\sigma_a)$ и $R_i = R_i(n)$, $i = 1, \dots, 6$, выбирается в зависимости от конкретных материалов. В расчетах принимались

функции вида: $F_i = \left(\frac{\sigma_a - \sigma_{i-1}}{\sigma_i - \sigma_{i-1}} \right)^{\beta_i}$, $R_i = \left(\frac{\lg n - \lg n_i(\sigma_a)}{\lg N_i - \lg n_i(\sigma_i)} \right)^{\phi_i}$,

$$i = 1, \dots, 4; F_i = \left(\frac{\sigma_a - \sigma_{i-1}}{\sigma_i - \sigma_{i-1}} \right)^{\chi_i}$$
, $R_i = \left(\frac{\lg n - \lg n_i(\sigma_a)}{\lg N_i - \lg n_4(\sigma_i)} \right)^{\phi_i}$, $i = 5, 6;$

$$G_i = \left(\frac{\sigma_{i+1} - \sigma_a}{\sigma_{i+1} - \sigma_i} \right)^{\chi_i}, \quad i = 4, 5; \quad \sigma_i = \sigma_i(\alpha, \omega), \quad \beta_i = \beta_i(\alpha, \omega),$$

$\chi_i = \chi_i(\alpha, \omega)$ – материальные функции модели. Здесь полагается $\beta_i = \chi_i = 1$, $\phi_i = 1/2$, $i = 1, \dots, 6$.

Разрушения по дефектам рассматриваются как независимые события. Вводится функция вероятности разрушения по дефектам мезоуровня $Q = Q(\tau)$ в

$$\text{виде: } Q(\tau) = \sum_{i=4}^6 \frac{Q_i(\tau)}{1 - Q_i(\tau)} \prod_{j=4}^6 (1 - Q_j(\tau)), \quad \text{где } Q_i = Q_i(\tau) -$$

вероятности разрушения по дефектам i -го мезоуровня, $i = 4, 5, 6$. Кривая усталости металла по дефектам мезоуровня определяется уравнением:

$Q(t_f) = 1$, из которого находится долговечность металла по дефектам мезоуровня: $t_f = t_f(\sigma_f)$.

Материальные функции $\sigma_i = (\sigma_i(\alpha, \omega), N_i, l_{f,i}^*)$,

$i = 1, \dots, 6$, представляются в виде:

$$\sigma_i = \sigma_i(N_i, \omega) \tilde{\sigma}_i(\alpha, \eta_i), \quad \eta_i = \frac{\sigma_i(N_i, \omega)}{\sigma_i^0(N_i, \omega)}, \quad i = 1, \dots, 6, \quad (6)$$

где $\sigma_i = \sigma_i(N_i, \omega)$ и $\sigma_i^0(N_i, \omega)$ – базовые характеристики при симметричном и пульсирующем нагружениях соответственно, для определения которых требуются серии макроэкспериментов с обработкой шлифов методами анализа микроструктуры. Это трудоемкий процесс, высказан ряд предположений с целью его упрощения. По пределу выносливости металла при симметричном нагружении $\sigma_{-1} = \sigma_{-1}(N_4, \omega)$ и заданной частоте ω определяется σ_4 для дефектов четвертого уровня, при этом усредняющая функция достигает предельного значения $l_{f,4}^*$ и имеет место макроразрушение по дефектам четвертого уровня (по коротким макротрещинам). Заметное изменение микро- и микроструктуры металла наблюдается при изменении чисел циклов нагружения на десятичные порядки, отсюда для базовых чисел циклов N_i выбираются выражения: $\lg N_i = \lg N_4 + 4 - i$, $i = 1, \dots, 4$,

$$\lg N_i = \lg N_4 + 3 - i, \quad i = 5, 6.$$
 За базовую амплитуду

σ_1 принимается амплитуда напряжения, при которой достигается предельное состояние дефектами первого уровня при числе циклов N_4 , и на базе N_1 происходит микроразрушение по дефектам первого уровня. Аналогично для $i = 2, 3$. Отсюда при $N_4 = 10^6$ циклов имеем $\sigma_1 \approx 0.5\sigma_4$, $\sigma_2 \approx 0.604\sigma_4$, $\sigma_3 \approx 0.75\sigma_4$. По серии экспериментов базовые значения можно уточнять, например, при нагружении с амплитудами σ_i , $i = 1, 2, 3$, до чисел циклов N_i , по фотографиям микроструктуры определить, достигнуты ли предельные значения соответствующих усредняющих функций, если нет, то N_i необходимо

корректировать. В качестве базовых амплитуд σ_6 с хорошей степенью точности можно выбрать соответствующие пределы усталости $\sigma_6 = \sigma_6(N_6, \omega)$ по полному хрупкому макроразрушению образца или по образованию одной или нескольких одиночных трещин начальной длины, в среднем, равной

$L = l_{f,6}^*$, дальнейшее развитие которых изучается методами механики разрушения. По данным серии опытов с различными амплитудами из диапазона $\sigma_a \in [\sigma_{-1}, \sigma_6]$ и анализу микроструктуры экспериментально определяется амплитуда напряжений σ_5 , при которой на базе N_5 возникает одна или несколько одиночных макротрещин длины, в среднем, $L = l_{f,5}^*$, или происходит хрупкое макроразрушение образца. Аналогично определяются базовые константы для пульсирующего нагружения.

На основе анализа экспериментальных данных по влиянию асимметрии цикла на характеристики усталостной прочности и известных критериев усталостной зависимости функции $\tilde{\sigma}_i = \tilde{\sigma}_i(\alpha, \eta_i)$ (б) от η_i и α выбирается в виде:

$$\tilde{\sigma}_i = \left(\frac{1}{\eta_i} - 1 \right) |\alpha| + 1 \quad (7)$$

На рис.1 и 2 в качестве обоснования достоверности предлагаемого подхода приведены результаты анализа известных данных по развитию дефектов для малоуглеродистой Ст.3 (по результатам Л.Р. Ботвиной, Л.Бэрстоу, В.С.Ивановой, В.Ф. Терентьева, В.Г.Пойды, К.Танаки) и титанового сплава АТ6 (по данным Л.Р. Ботвиной, Г.В.Клевцова, М.Р. Тютиня). При пульсирующем нагружении Ст.3 кривая 1–1 на рис. 1 (б) соответствует кривой 1 на рис. 1 (а), кривая 3–3 на рис. 1 (б) – кривой 2 на рис. 1 (а), кривая 4–4 начала развития дефектов пятого уровня

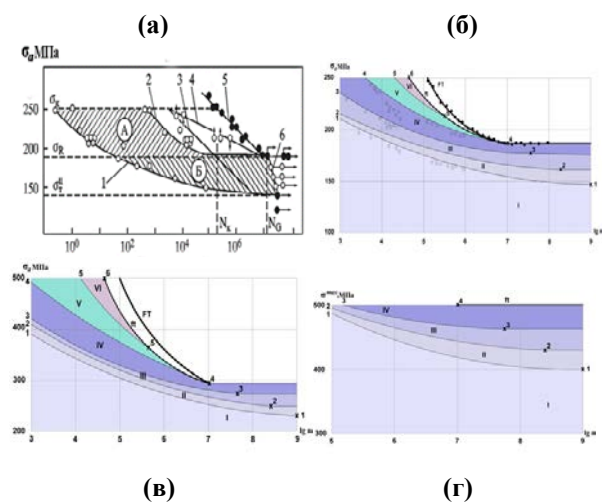


Рис.1. Анализ развития разрушения для Ст.3

(а) стадии развития разрушения, $\alpha = 1$ (В.С. Иванова); области I-VI и границы развития дефектов шести уровней по модели, кривая усталости по дефектам мезоуровня ft и экспериментальная кривая усталости по полному разрушению FT при одноосном нагружении: 1-6 – базовые точки модели, опытные данные; (б) $\alpha = 1$, (в) $\alpha = 0$, (г) $\alpha = 2.7$

рис. 1 (б)) – линии Френча 4 (рис. 1 (а)). При пульсирующем нагружении сплава АТ6 экспериментальная кривая 3 (рис.2 (а)) и полые кружки по

образованию дефектов размера, в среднем, α – фазы соответствуют теоретической кривой 1-1 начала роста дефектов второго уровня (рис. 2 (б)); кривая 2 и полые треугольники по образованию дефектов размера β – фазы – кривой 2-2 и области III развития дефектов (рис. 2 (б)). Теоретическая кривая усталости по дефектам мезоуровня (кривая 6-4 с рис. 2 (б)) хорошо описывает опытные данные по полному хрупкому разрушению (кристаллическим сколом) (кривая 1 и сплошные кружки на рис. 2(а)).

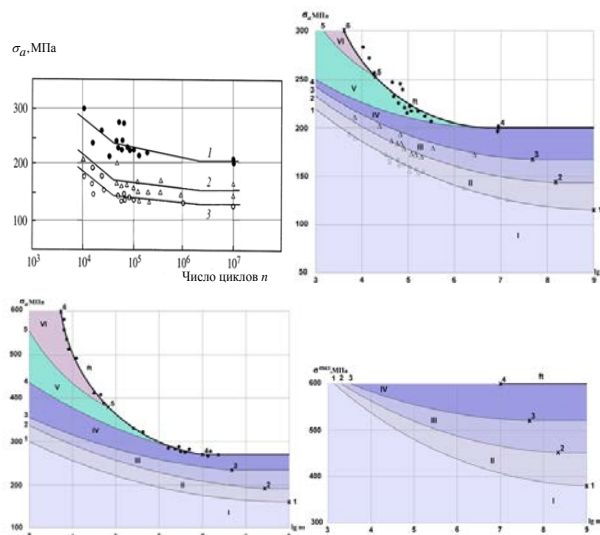


Рис.2 Анализ развития разрушения для сплава АТ6: (а) стадии развития разрушения, $\alpha = 1$ (Л.Р. Ботвина); области I-VI и границы развития дефектов шести уровней по модели, кривая усталости по дефектам мезоуровня ft и экспериментальная кривая усталости по полному разрушению FT при одноосном нагружении: 1-6 – базовые точки модели, опытные данные; (б) $\alpha = 1$, (в) $\alpha = 0$, (г) $\alpha = 2.43$

1. Волегов П.С., Грибов Д.С., Трусов П.В. Поврежденность и разрушение: классические континуальные теории // Физическая механика, 2015. Т.18, № 4. С. 68-86.
2. Завойчинский Б.И. Долговечность магистральных и технологических трубопроводов (теория, методы расчета, проектирование). М.: Недра. 1992. 271 с.
3. Ботвина Л.Р. Разрушение. Кинетика, механизмы, общие закономерности. М.: Наука, 2008. 334с.
4. Иванова В.С., Терентьев В.Ф. Природа усталости металлов. М. Металлургия, 1975. 456с.
5. Терентьев В.Ф., Кораблева С.А. Усталость металлов. М.: Наука, 2015. 480 с.
6. Zavoichinskaya E.B. On the theory of Stage-by-Stage Fatigue Failure of Metals upon a Complex Stress State // Journal of Machinery Manufacture and Reliability. 2018. V.47. N 1. p. 1-9.
7. Завойчинская Э.Б. Развитие микро- и макротрещин в металлах и сплавах при пропорциональном циклическом нагружении // Проблемы машиностроения и автоматизации, №1. 2016. с. 98–108.
8. Завойчинская Э.Б. О критерии поэтапного усталостного разрушения металлов на различных масштабно-структурных уровнях при одноосном нагружении с несимметричным циклом // Научные труды Международной конференции «Живучесть и конструкционное материаловедение» (ЖивКоМ-2016) (Москва, 26-28 окт. 2016 г.). М. Изд-во ИМАШ РАН, 2016. 277 с. с. 67-70.

СПОСОБ УСКОРЕНИЯ ВНЕДРЕНИЯ ИННОВАЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ НА ОСНОВЕ СИНЕРГЕТИЧЕСКОГО ПОДХОДА

Р.И. Зайнетдинов¹, И.В. Гадолина²

¹Российская академия путей сообщения, Москва, Россия; zgi7755@gmail.com

²Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия

Разработана теоретическая модель и предложен практический способ сокращения времени внедрения инновационных материалов и конструкций. Метод основан на синергетическом подходе, анализе точек бифуркации, а также на управлении материальным, энергетическим и информационным потоками на входе обновляемой системы.

Конструкционное материаловедение и повышение живучести несущих конструкций являются важными направлениями научно-технической деятельности на пути инновационного развития [1, 2, 3]. На этом пути инновации внедряются обычно по сценарию постепенного замещения существующей (базовой) технологии одной или несколькими инновационными. При этом могут возникать существенные задержки в процессе внедрения в связи с сильным сопротивлением устаревшей замещаемой технологии. Так, на рис. 1 в качестве примера представлена реальная траектория инновационного развития, свя-

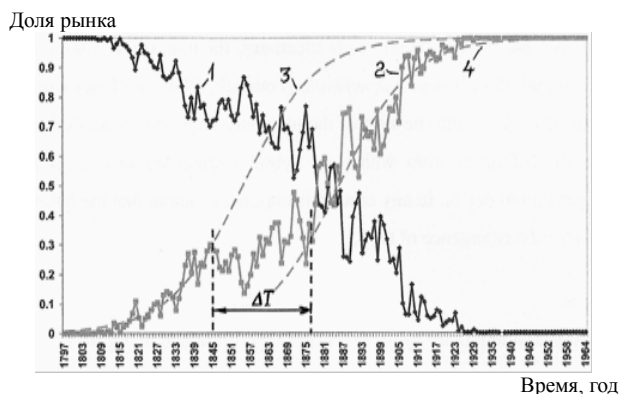


Рис. 1. Пример задержки ΔT внедрения из-за сильного сопротивления в процессе замещения технологии парусных судов (линия 1) пароходами (2)

званная с историческим фактом [4] существенной задержки ΔT технологического замещения парусных судов пароходами на Трансатлантических линиях в период с 1797 по 1964 г. Это показательный, но не единственный пример длительной задержки инноваций. В связи с этим важно проанализировать возможности и пути ускорения процесса внедрения инновационных технологий, материалов и конструкций.

Как показывает многолетний опыт работы одного из авторов профессором кафедры «Инновационные технологии», конкретные результаты инновационной деятельности в современной России не всегда соответствуют ожиданиям из-за недооценки важности научного управления инновационно-инвестиционными процессами и замалчивания реальных проблем, возникающих при внедрении инноваций. Довольно редко используются перспективные и современные методы теории инноваций и других наук, в частности нелинейной динамики и теории самоор-

ганизуемых систем (синергетики). В реальной практике, к сожалению, в основном преобладает метод проб и ошибок. Такие попытки управлять сложными переходными инновационными процессами и обновляемыми системами, не зная и/или не учитывая их свойств и не вполне понимая, в каком состоянии эти системы находятся в конкретный момент времени, не позволяют принимать эффективные управленческие решения и стабильно получать желаемые результаты.

Новые возможности открываются подходами, основанными на синергетике, выявлении и анализе точек бифуркации на инновационных траекториях, а также аттракторов технологического развития [5]. Технологические системы в процессе инновации развиваются как открытые, диссипативные, устойчиво неравновесные системы, способные к самоорганизации. Наличие материального, энергетического и информационного потоков от внешних источников к системе и их диссипация являются предпосылками активности системы. В качестве критического элемента обновляемой системы рассматривалась локальная зона повышенного градиента определяющего параметра X , ограничивающая режим существования всей системы. Для анализа поведения критического элемента использовалась модель бистабильного элемента с двумя устойчивыми состояниями – старым и новым, в каждом из которых он может находиться достаточно долго. Внешние и внутренние воздействия могут приводить к переходу критического элемента из одного состояния в другое. Чтобы вызвать этот переход, интенсивность воздействия должна превысить некоторый пороговый уровень X_{th} . В зависимости от соотношения вероятностей P_0 и P_1 нахождения критического элемента в старом или новом состояниях соответственно, рассматривались три характерных режима существования обновляемой системы: старый ($P_0 > P_1$), переходный ($P_0 = P_1$) и новый ($P_0 < P_1$).

Важнейшей функцией состояния системы является энтропия. В открытой системе изменение энтропии можно разбить на сумму двух составляющих: поток энтропии, зависящий от процессов обмена с окружающей средой, и производство энтропии, обусловленное необратимыми процессами внутри системы [6]. Определенные этапы временной эволюции системы могут происходить при общем спаде энтропии. Согласно традиционной интерпретации

энтропии как меры неупорядоченности, это означает, что в процессе эволюции разупорядоченность уменьшается за счет оттока энтропии, происходит самоорганизация, система эволюционирует к более сложной структуре. В этом случае могут возникнуть новые типы диссипативных структур, углубиться иерархия внутри системы и дифференциация подсистем, измениться структура и сложность. В устойчивом неравновесном состоянии положительное производство энтропии внутри системы компенсируется отрицательным потоком энтропии, т. е. притоком информации извне системы или с других иерархических уровней внутри самой системы [7].

Для анализа эволюции обновляемой системы исследована динамика информационной энтропии, которая является мерой неопределённости существования системы, и равна количеству информации по Шеннону, необходимому для снятия этой неопределённости [8]:

$$H = -\sum_{j=0}^1 P_j(t) \log_2 P_j(t) \quad (1)$$

Аналитическая зависимость для описания динамики потока информационной энтропии $H(t)$ во времени t получена нами в виде [7, 9]:

$$H(t) = -\frac{\alpha}{1+\alpha} \frac{1}{\ln 2} \left\{ \frac{1+\alpha e^{-\beta t}}{\alpha} \ln \left[\frac{1}{1+\alpha} (1+\alpha e^{-\beta t}) \right] + (1-e^{-\beta t}) \ln \left[\frac{\alpha}{1+\alpha} (1-e^{-\beta t}) \right] \right\}, \quad (2)$$

где $\alpha = \nu/\mu$ - параметр режима существования обновляемой системы; ν, μ - интенсивности переходов критического элемента обновляемой системы соответственно из старого состояния в новое и обратно; $\beta = \nu + \mu$. Графики изменения потока информационной энтропии $H(t)$ и его скорости dH/dt в критическом элементе обновляемой системы при реализации последовательности инноваций показаны на рис. 2. Анализ потока информационной энтропии и скорости его изменения, как отклика обновляемой системы на изменение условий существования, показывает, что на начальном интервале времени ($t=0 \dots 1,4$) критический элемент обновляемой системы функционирует в старом режиме. Поток информационной энтропии за время переходного процесса стабилизируется на уровне, соответствующем этому режиму, без прохождения точки бифуркации. В условный момент времени $t = 1,4$ на систему оказывается воздействие, приводящее к переходу от старого ($\alpha < 1$) к новому ($\alpha^* > 1$) режиму её существования, т.е. к инновации. Анализ полученных нами зависимостей показал, что обновляемая система реагирует на сильное воздействие, приводящее к новому режиму существования, резким возрастанием потока информационной энтропии от достигнутого в предшествующих условиях стационарного уровня H_{ST} до максимума $H^*_{max} = 1$ в точке t^*_b бифуркации. При этом скорость dH^*/dt^* приращения потока энтропии резко падает до нуля, становится отрицательной, проходит минимум

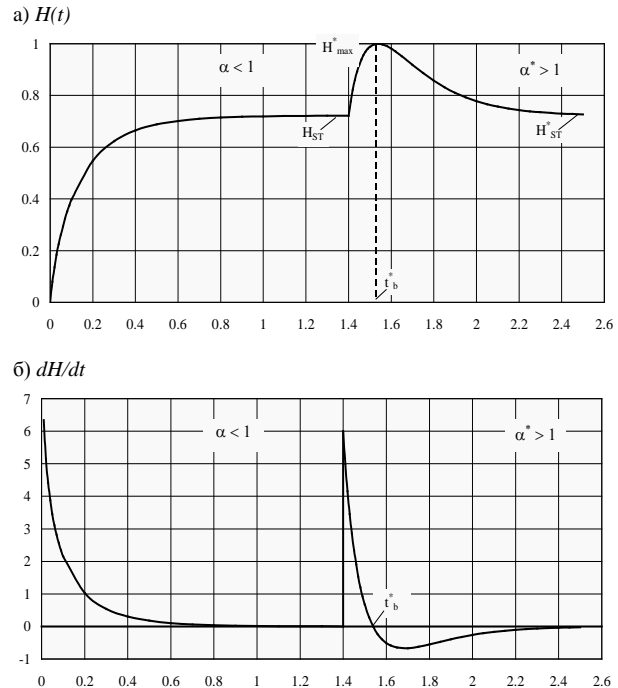


Рис. 2. Динамика информационной энтропии $H(t)$ (а) и скорости dH/dt (б) в случае инновации системы ($\alpha < 1$; $\alpha^* > 1$)

и стремится к нулю, когда обновляемая система входит в новое стационарное состояние. После прохождения точки бифуркации t^*_b поток информационной энтропии уменьшается и стабилизируется на новом стационарном уровне H^*_{ST} , соответствующем масштабу инновации.

Дополнительный анализ показал, что в точке бифуркации, соответствующей моменту времени t^*_b , дисперсия D_x определяющего параметра X обновляемой системы также достигает максимума. В этот момент обновляемая система характеризуется наибольшей разупорядоченностью, хаотичностью, когда случайные флуктуации проявляются на макроскопическом уровне. Этот факт позволяет использовать дисперсию D_x в качестве диагностического параметра состояния обновляемой системы.

Точка t^*_b , являющаяся стохастическим аналогом точки бифуркации, связана с процессом самоорганизации, т. е. разрушением устаревшей диссипативной структуры, исчерпавшей свои возможности, и возникновением новой структуры, соответствующей изменившимся условиям существования в результате инновационной деятельности, переходом обновленной системы на новый уровень развития. Открытая система адаптируется к новым условиям за счет улучшения структуры и возвращается в устойчивое состояние за счет оттока энтропии и притока информации извне или с других иерархических уровней обновляемой системы. Полученные в работах [7, 9] математические выражения позволяют прогнозировать временной интервал возникновения точек бифуркации t^*_b и критическое состояние обновляемой системы, когда целесообразно предпринять меры, способствующие быстрой адаптации обновляемой

системы к новым условиям и ускорению процесса внедрения инновационных технологий.

Установлена зависимость режима существования обновляемой системы и времени t^*_b прохождения точки бифуркации от функции распределения случайного процесса внешних воздействий на систему, её входных потоков (например, инвестиционных и информационных). На рис. 3 в качестве примера показан график зависимости параметра α режима существования обновляемой системы от изменения параметров (среднее X и стандартное отклонение S_x) нормального (Гауссовского) случайного процесса на входе обновляемой системы.

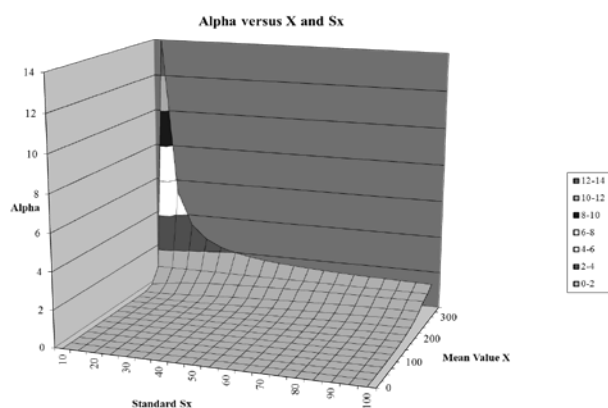


Рис.3. Изменение параметра α режима существования обновляемой системы в зависимости от среднего значения X и стандарта S_x случайного процесса (потока) на входе обновляемой системы

При целенаправленном изменении параметров входных потоков (материальных, энергетических и информационных), к которым в случае инноваций относятся потоки инвестиций, научной и патентной информации, кадров, оборудования, материалов и др. от внешних источников к обновляемой системе, – можно влиять на время преодоления критическим элементом инновационной системы точки t^*_b бифуркации (или каскада бифуркаций). Возможность оценки времени прохождения инновационной системы через это состояние, характеризующееся наибольшими рисками, позволяет принимать меры, способствующие быстрому прохождению обновляемой системы через критическую точку бифуркации и успешной адаптации системы к новому состоянию. В этот период времени целесообразно создать наиболее благоприятные условия для успешного прохождения обновляемой системой точки бифуркации в нужном направлении путем рационального управления потоками, входящими в обновляемую систему, а также принять все возможные меры для направления обновляемой системы на желаемый благоприятный путь развития.

Время – невозполнимый ресурс, поэтому предлагаемый способ, предназначенный для сокращения сроков внедрения инноваций в различных областях, целесообразно рассматривать, как один из важных и полезных инструментов концепции «Бережливые

Инновации» (Lean Innovation, Frugal Innovation) [10, 11].

Выводы

1. Конкретные результаты инновационной деятельности в современной России не всегда оправдывают ожидания в связи с недооценкой значимости научного управления инновационными процессами.

2. Разработана теоретическая модель и предложен практический метод сокращения времени внедрения инновационных материалов и конструкций. Метод основан на синергетическом подходе, анализе точек бифуркации, а также управлении потоками (случайными процессами) на входе обновляемой системы.

3. Рекомендуется практическая апробация разработанного способа ускорения внедрения инновационных материалов и конструкций. Предложения о сотрудничестве просьба направлять на E-mail: zri7755@gmail.com д.т.н., профессору Зайнетдинову Рашиду Исламгуловичу.

1. Бирюков В.П., Фишков А.А., Татаркин Д.Ю. и др. Повышение ресурса работы деталей машин при лазерном упрочнении профилированным и колеблющимся лучом // Научные труды V-й международной конференции «Фундаментальные исследования и инновационные технологии в машиностроении». М., Спектр, 2017. С. 62–64.
2. Левин И.С., Хрущов М.М. и др. Методические особенности исследования структурно-фазового состояния вакуумных наноструктурированных покрытий // Научные труды V-й международной конференции «Фундаментальные исследования и инновационные технологии в машиностроении». М., Спектр, 2017. С. 129–132.
3. Романов А.Н., Филимонова Н.И. Структурные изменения при высокотемпературном малоцикловом нагружении конструкционных материалов // Научные труды V-й международной конференции «Фундаментальные исследования и инновационные технологии в машиностроении». М., Спектр, 2017. С. 238–240.
4. Rosenberg N. On technological expectations // The Economic Journal – 1976. Vol.86. - Issue 34. P. 523-535.
5. Синергетика инноваций / О.С.Сухарев, С.В.Шманёв, А.М.Курьянов. М.: Финансы и статистика; ИНФРА-М, 2011. 368 с.
6. Пригожин И. Введение в термодинамику необратимых процессов. – М.: Иностранная литература, 1960. – 128 с.
7. Zainetdinov, R. Entropy Dynamics Associated with Self-Organization // Paradigms of Complexity. Fractals and Structures in the Science. Singapore: World Scientific, 2000. P. 229 – 242.
8. Николис Г., Пригожин И. Познание сложного. М.: Мир, 1990. 344 с.
9. Zainetdinov R.I. Dynamics of Informational Entropy Associated with Self-Organization Process in Open System // Chaos, Solitons & Fractals. Pergamon. 1999. Vol. 10. - № 9. - P.1425–1435.
10. Бережливые инновации: Технологии умных затрат / Н.Раджу, Д.Прабху. М.: Олимп-Бизнес, 2018. 416 с.
11. Зайнетдинов Р.И. Метод ускорения внедрения инноваций, как новый инструмент концепции Lean Innovation. Proceedings of the 9th DQM International Conference “Life Cycle Engineering and Management (ICDQM-2018)”. Prijedor, Serbia, 2018. Pp. 485-495.

ОБ ОЦЕНКЕ РИСКА АВАРИИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ РЕЗУЛЬТАТОВ ТЕХНИЧЕСКОГО ДИАГНОСТИРОВАНИЯ

В.И. Иванов¹, В.В. Мусатов²

¹Научно-исследовательский институт интроскопии МНПО «Спектр», Москва, Россия; ivi444@mail.ru

²ЗАО «ГИАП-ДИСТцентр», Москва, Россия

Предложена схема количественной оценки риска аварии посредством расчета вероятности разрушения объекта с применением вероятностных методов механики разрушения и использованием параметров дефектов, измеренных при выполнении неразрушающего контроля. Информация о дефектах должна содержать расчетные размеры с учетом погрешностей измерений и вероятности обнаружения дефектов.

Цель

Показать необходимость повышения достоверности оценки риска аварии посредством учета реального состояния объекта экспертизы. Это достигается использованием информации о дефектности объекта получаемым с использованием методов неразрушающего контроля (НК) и использованием моделей вероятностной механики разрушения (ВМР) для расчета вероятности разрушения объекта анализа.

В расчетах вероятности разрушения использованы параметры дефектов, измеренных при выполнении неразрушающего контроля, включая размеры дефектов с учетом погрешностей измерения и вероятности обнаружения (пропуска) дефектов.

Схема оценки риска аварии.

В настоящее время в качестве интегрального показателя безопасности объекта используют величину риска аварии R , содержащую функционалы:

$$R = P \times L, \quad (1)$$

где P – частота нежелательного события (статистика аварий), L – оценка последствий аварии. Каждая составляющая этого уравнения представляет собой комплексный многомерный функционал, обладающий сложной многомерной структурой [1]. Каждая составляющая выражения (1) включает в себя множество сложнейших процессов, которые рассчитать весьма трудно. В оценку последствий включают сценарии развития событий, следующих за разрушением (полным или частичным) технического устройства, непосредственно подсчет убытков и возможных летальных исходов. Принципиальной проблемой, уменьшающей достоверность расчетов, является использование статистики аварий, которая характеризуется частотой аварий.

На базе научных представлений о риске аварии, обобщенных в [1], за последние годы было принято ряд нормативно-технических и методических документов по оценке риска аварии, используемых в промышленности [2]. В документах Ростехнадзора достаточно подробно рассмотрены сценарии эскалации процесса аварии различных производственных объектов, построены модели и схемы, позволяющие оценить развитие аварии и состояние, которым заканчивается разрушение технического устройства.

Наиболее часто используются построения «деревьев событий» и «деревьев отказов», в которых «корнем дерева» является показатель частоты аварии.

При построении «деревьев событий» рассматриваются траектории развития процесса после того как произошло разрушение объекта, при этом каждая точка разветвления оценивается экспертно с присвоением отдельным этапам процесса некоторого числа – показателя реализации, имитирующего вероятность наступления того или иного события.

В применяемых в настоящее время методиках оценка риска аварии, имеется ряд «слабых» мест, в результате чего надежность оценок риска драматически снижается. Начинать анализ риска с выбора значения вероятности аварии $P = 1,0$, либо с использованием статистики или частоты (интенсивности) аварий некорректно. Частота аварий определяется с большим разбросом величины. Кроме того, статистика аварий относится к классу объектов, но не к конкретному объекту. В результате возникают большие разбросы в оценке риска эксплуатации конкретного объекта. Для корректной оценки необходимо знать техническое состояние данного объекта, а не показатель отказов класса объектов. Поэтому использование информации о реальном техническом состоянии конкретного объекта для оценки вероятности разрушения и правильной оценки риска аварии этого объекта является первостепенной задачей в оценке риска эксплуатации.

При количественной оценке риска аварии необходимо использовать величину вероятности аварии $P_f(\mathbf{a})$. Данную величину можно получить только при выполнении технического диагностирования (ТД). Это позволяет оценить риск аварии используя формулу:

$$R = A \cap P_f(\mathbf{a}) \cap E \cap L, \quad (2)$$

где A – априорная информация (учет конструктивных параметров объекта, исходной дефектности, идентификации опасностей, менеджмента управления и т.д.), $P_f(\mathbf{a})$ – вероятность разрушения объекта, E – функционал развития процесса аварии (Escalation). Знак \cap представляет собой логическую операцию умножения (произведения) классов. В случаях, когда приведенные в формуле (2) показатели (факторы) можно выразить численным значением, знак \cap следует заменить на арифметическую операцию умно-

жения "×".

В выражениях (1) и (2) все составляющие являются сложными функционалами, которые представляют собой отображение комплексных иерархически структурированных процессов, состоящих из этапов и описываемых логическими и вероятностными зависимостями. Поэтому анализ риска есть многоэтапный структурированный процесс, направленный, в конечном счете, на оценку размеров потерь L в результате аварии объекта, основанный на определении вероятности (в упрощенном случае - параметров статистики) аварии и рассмотрении процессов эскалации аварии.

Расчет вероятности разрушения объекта

Развитие моделей механики разрушения позволило получить расчетные зависимости вероятности разрушения от размера дефекта (трещины) $P_f(a)$. В [1] представлены зависимости вероятности разрушения $P_f(a)$ различных объектов АЭС, включая корпус реактора АЭС, корпус парогенератора, трубчатых систем.

В качестве примера на (рис.1) представлена зависимость вероятности разрушения корпуса атомного реактора от размера дефекта - $P_f(a)$ (ломаная кривая - логарифмический масштаб [1], штриховая кривая - линейный масштаб). Там же приведена кривая вероятности не превышения размера дефекта $P_f(\hat{a})$ величины $a_1 = 5$ мм.



Рис. 1. Зависимости вероятности разрушения корпуса реактора АЭС - $P_f(a)$ и вероятности $P_f(\hat{a})$ не превышения размера обнаруженного дефекта ($a_1 = 5$ мм) от глубины дефекта

Имея зависимость $P_f(a)$, приведенную на рис.1, и используя параметры дефектов, полученные при выполнении НК, можно рассчитать вероятность разрушения конкретного объекта. При этом возникает задача для НК, состоящая в том, что для расчета вероятностей разрушения с использованием моделей МР, должна быть в наличии информация о размерах дефекта (представленная в калибровочной зависимости $a=f(\hat{a})$, Рис.2), погрешностях измерения размеров Δa и вероятностях пропуска (необнаружения) дефекта (Рис.3). [3, 4].

Рассчитывая вероятность разрушения с ис-

пользованием зависимости $P_f(a)$ и измеренного размера дефекта \hat{a} , необходимо учитывать ошибки измерения (Рис.2). Если ошибки измерения распределены согласно нормальному закону с дисперсией σ , то вероятность ($P_f(\hat{a})$, рис.1) того, что истинный размер дефекта a меньше, чем среднее значение измеренного размера дефекта $\hat{a} = 5$ мм определяется выражением:

$$P_f(\hat{a}) = \frac{1}{2} \left[1 + \operatorname{erf} \left(\frac{\hat{a} - 5}{\sqrt{2}\sigma} \right) \right] \quad (3)$$

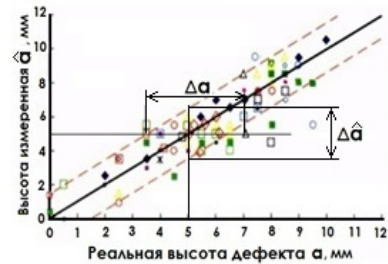


Рис.2. Калибровочная характеристика - связь между измеренной \hat{a} и фактической высотой дефекта a при ультразвуковом контроле [5]

Имея измеренную глубину трещины \hat{a} и используя кривую $P_f(a)$ (пунктирная кривая на рис.1), возможно оценить вероятность разрушения объекта, применяя формулу:

$$P_{fr}(a) = P_f(\hat{a}) \times P_f(a) \quad (4)$$

Таким образом, для оценки вероятности разрушения объекта $P_{fr}(a)$ необходимо иметь зависимости $P_f(a)$, подобные показанной на рис.1. Кроме того, должны быть построены «калибровочные характеристики» связывающие реальные и измеренные размеры дефектов с показателями погрешностей и дисперсий σ измерений (Рис.2).

Реальный неразрушающий контроль не может обладать абсолютной выявляемостью всех без исключения дефектов. Для расчета вероятности разрушения с использованием информации о не выявленных дефектах можно предложить следующую методику. Показатель невыевляемости (т.е. пропуска) дефектов PnD можно определить, как $PnD = 1 - PoD$.

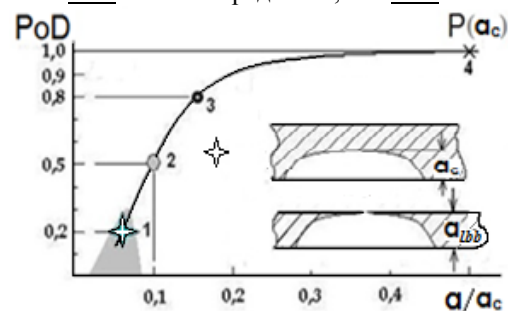


Рис.3. Зависимость вероятности обнаружения дефекта PoD от его относительного размера a/a_c .

Поскольку мы не знаем дефекты каких размеров не были выявлены при выполнении НК, приходится использовать консервативный подход. Т.е. считать,

что не был выявлен дефект размерами, приводящими к отказу: это либо дефект критического размера a_c , при наличии которого происходит хрупкое разрушение, либо дефект глубиной равной толщине стенки объекта, т.е. выполняется концепция "течь перед разрушением" - a_{1bb} (рис.3).

Вероятность ситуации, при которой был выявлен дефект максимальной измеренной глубиной \hat{a}_m и предположительно не выявлен катастрофический дефект глубиной a_c или a_{1bb} , можно оценить с применением мультипликативного правила для независимых событий:

$$P_{\Sigma 2} = P_{1bb} = 1 - [1 - \text{PoD}(\hat{a}_m)] \times [1 - \text{PoD}(a_{1bb})] \quad (5)$$

или

$$P_{\Sigma 2} = P_{\text{fract}} = 1 - (1 - \text{PoD}(\hat{a}_m)) \times [1 - \text{PoD}(a_c)] \quad (6)$$

После разработки методов расчета вероятности аварии в зависимости от размера дефекта открылась возможность для непосредственного использования информации представляемой техническим диагностированием для расчета риска аварии объекта. При этом необходимо использовать дополнительную информацию о дефектах, представляемую ТД и НК. содержащуюся в ранее практически не применявшихся показателях НК. Это - калибровочная характеристика $\hat{a}(a)$ (с погрешностями измерений) и PoD(a)-диаграмма. Эти характеристики приобретают новый смысл, который поможет использовать их в качестве мощных показателей неразрушающего контроля обосновывает их внедрение в практику оценки техногенной безопасности.

Т.о. возникает синергичность совместного использования МР, НК, металловедения, что позволяет выполнить расчет вероятности разрушения объекта в зависимости от размера дефекта и свойств материала конкретного объекта. Это дает возможность количественной оценки безопасности как в текущий период времени, так и прогнозировать изменение уровня безопасности в будущем.

Заключение

В докладе представлены схемы, позволяющие перейти от качественных к количественным показателям при оценке риска аварии, которые являются

мерой безопасности объекта. Для использования представленной в докладе схемы расчета вероятности разрушения необходимо решить ряд задач:

1. Внедрить новые подходы в оценке риска аварии в промышленность, создав необходимые нормативно-технические и методические документы и методики оценки оптимальных величин затрат на ТД.

2. Отработать методики расчета вероятности отказа с использованием информации, получаемой при выполнении ТД (НК+МР). Необходимо иметь зависимости вероятности разрушения объекта от размера дефекта.

3. Отработать методики измерения параметров НК, которые используются для оценки вероятности отказов объектов. Использование калибровочной характеристики $\hat{a}(a)$, вероятностной диаграммы PoD(a) должно стать рутинной практикой.

4. Создать систему обучения, оценки квалификации и аттестации специалистов ТД (НК+МР), используя аналогию с системой неразрушающего контроля и считая ТД актуальной профессией, в которой заинтересована промышленность.

1. Безопасность России: правовые, социально-экономические и научно-технические аспекты. Анализ риска и проблем безопасности: в 4-х частях. / науч. рук. чл.-кор. РАН Н.А. Махутов. – М.: Знание, 2006-2007 гг. Ч.1-4.
2. Федеральный закон от 21.07.1997 N 116-ФЗ (ред. от 02.07.2013) "О промышленной безопасности опасных производственных объектов". Методические рекомендации по проведению количественного анализа риска аварий на опасных производственных объектах магистральных нефтепроводов и нефтепродуктопроводов. Утвержден приказом Ростехнадзора от 17 июня 2016 г. N 228
3. Иванов В.И., Власов И.Э. О дефектометрических подходах в ультразвуковом контроле. Дефектоскопия, 1998, № 2, с.41-46.
4. Иванов В.И., Мусатов В.В. Техническая диагностика и промышленная безопасность. Территория NDT. 2017, № 4, 22 – 33.
5. Бадалян В.Г., Базулин Е.Г., Вопилкин А.Х и др. Ультразвуковая дефектометрия металлов с применением голографических методов. М.: Изд-во Эхо, -2008, - 298 с..

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ МЕТОДОЛОГИИ ПОВЫШЕНИЯ КАЧЕСТВА КРАНОВОГО ОБОРУДОВАНИЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРЕДПРИЯТИЙ НА ОСНОВЕ ТЕОРИИ РИСК-АНАЛИЗА

Ю.А. Извеков

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Магнитогорск, Россия;
yurij.izvekov@mail.ru

Доклад посвящен теоретическому и практическому приложению теории риск-анализа к проблеме оценки и повышения качества несущих конструкций кранового оборудования металлургических предприятий с позиций надежности, долговечности, техногенной безопасности и экономических показателей. Обозначенные задачи риск-анализа добавляются принципами теории квалиметрии, методами теории катастроф и нелинейной динамики.

Цель

Доклад посвящен развитию теории риск-анализа в оценке и повышении качества несущих конструкций кранового оборудования металлургических предприятий.

Материалы и методы

Обеспечение должного уровня качества различных сложных технических систем характеризуется системой международных стандартов ISO 9000. Многогранное понятие качества таких объектов включает следующие основные показатели: надежность, безопасность, долговечность и экономические показатели. Эти характеристики имеют важное значение для построения системы управления качеством металлургических предприятий. На современном этапе оценка качества таких объектов основана на принципе разумной достаточности и с позиций безопасности и надежности оставляет желать лучшего. Требования международного стандарта ISO 9001:2015 напрямую указывают на расчет, применение и учет рисков, их нормирование.

Одним из наиболее многочисленных и тяжело нагруженных сложных технических систем металлургических предприятий является крановое оборудование, а, именно: мостовые металлургические краны с режимом работы А8 [1]. Настоящее состояние оценки и повышения качества несущих конструкций такого оборудования предполагает его дальнейшее совершенствование.

Таким образом, можно рассмотреть

$$K(t) = \frac{1}{R(t)} = \frac{1}{\sum_i P_i(t) \cdot U_i(t)} \geq [K(t)] = \frac{1}{[R(t)]} = \frac{1}{R_c(t)} \quad (1)$$

$K(t)$ – интегральный показатель качества объекта исследования, как величина обратная риску $R(t)$. Риск, в свою очередь, рассматривается как сочетание вероятностей $P(t)$ аварий и катастроф и ущербов $U(t)$ от них.

Предотвращение рисков связывается с экономическими затратами $Z(t)$ и их эффективностью m_z .

Напряженно-деформированное состояние в

несущей конструкции металлургического мостового крана грузоподъемностью 50 тонн изучалось с помощью Deform 10.2. Была смоделирована и построена нормированная корреляционная функция случайной функции действующих напряжений в основной балке моста при постоянном математическом ожидании $m_\sigma = 165$ МПа, дисперсии $D = 8300$ МПа². Рассчитан техногенный риск.

Риск аварии или катастрофы в соответствии с принципами теории квалиметрии рассчитывался

$$R(t) = \frac{1}{\prod_{i=1}^n m_{pi}} \quad (2)$$

m_{pi} – математическое ожидание уровня надежности основных элементов несущей конструкции крана.

N раз моделируется риск аварии или катастрофы по формуле (2) ($i = 1, 2, \dots, N$; $N = 120$);

– по статистическому ряду строят гистограмму распределения фактического риска аварии и по гистограмме определяют среднее значение риска аварии.

Основная балка моста крана – конструкция, работающая на изгиб. Если малые нагрузки не вызывают деформации балки, то чрезмерные нагрузки могут привести к потере ею несущей способности – разрушению. Определим критическую нагрузку, что будет происходить с конструкцией при промежуточных нагрузках. Тогда равновесная форма такой балки при отсутствии нагрузки определится рядом Фурье.

Выполнения ряда Фурье могут быть выполнены в бесконечномерном пространстве состояний, в котором переменными состояниями являются его коэффициенты. Энергия, накопленная в балке моста металлургического крана будет определена [2]:

$$\frac{B}{2} \int_0^l \left(\frac{d^2 y}{dx^2} \right)^2 dx = \frac{B}{2} \left(\frac{l}{2} \right) \sum_{j=1}^{\infty} \left(\frac{j\pi}{l} \right)^4 a_j^2 \quad (3)$$

B – изгибная жесткость.

Здесь риск рассматривается как

катастрофическое уменьшение несущей способности моста крана при динамическом нагружении. Строится поверхность потери несущей способности конструкции крана исходя из канонических свойств катастрофы сборки.

Состояние несущей конструкции мостового металлургического крана характеризуется координатами точки (x_1, \dots, x_4) в 4-мерном пространстве [3], а будущее такой системы характеризуется ее настоящим. В таком фазовом пространстве будут находиться области, которые связаны с большим риском. Такие области будем называть джокерами – правилами, в соответствии с которыми с некоторой вероятностью $P(t)$ исследуемый объект в фазовом пространстве может совершить скачок – направиться в некоторую точку русла или к другому джокеру. Джокер может резко изменить диаграмму бифуркаций и подавить возникновение хаоса [4].

Джокер соответствует тому, что ряд существенных переменных изменяется очень быстро, и их число может возрасти. Такими переменными в исследуемом объекте являются усталость несущей конструкции, накопленные повреждения (дефекты), запредельные действующие напряжения и деформации. Их переход (скачок) может привести к недопустимым рискам $R(t) > [R(t)]$.

Необходимо искать область, где мы можем предсказать динамику изменения состояния несущей конструкции по вышеуказанным четырем параметрам, то есть искать русло. В настоящий момент такая задача трудноразрешима, но возможно предложить следующий алгоритм, основываясь на [4]:

- найти проекцию малой размерности ортонормальных векторов, определяющих поведение несущей конструкции мостового крана;
- соответственно найти область (русло), где будет найдена функциональная зависимость между усталостью, накопленными повреждениями, напряжениями и деформациями и состоянием несущей конструкции известными методами.

Анализ зависимости руслов и джокеров в конкретной ситуации позволяет определить уровень техногенного риска пока только в терминах алгебры логики.

Результаты и их обсуждение

На основе теории риск-анализа получены значения уровня техногенного риска для рассматриваемой модели и исследуемой несущей конструкции мостового металлургического крана, работающего в тяжелых и сверхтяжелых режимах работы, в пределах $0,4 \cdot 10^{-4}$ - $0,6 \cdot 10^{-4}$. Получен уровень качества элементов кранового оборудования металлургических предприятий. Такие данные удовлетворительно согласуются с общеизвестными фактическими данными [5]. Этот вывод позволяет

утверждать о правомерности данного междисциплинарного подхода.

В соответствии с обозначенным подходом могут быть приняты и нормированы допускаемые уровни значений риска и качества, при которых станет возможным решать проблему оценки и повышения качества сложных технических систем на этапах проектирования, производства, эксплуатации и продления гарантийных сроков эксплуатации.

Кроме этого, данная методология может быть расширена и на совокупность исследуемых кранов, участок, цех, комбинат, что существенно повысит и качество выпускаемой продукции, представляется ее автоматизация и универсализация, что, безусловно, приведет к увеличению показателей экономической эффективности производства.

Применение теории случайных функций, теории квалиметрии, теории катастроф и систем с руслами и джокерами в отличие от стандартных моделей рисков показывает фундаментальность теории риск-анализа, позволяет учесть качественные (скачкообразные) переходы, а также значительно расширить возможности экспертной работы. Такой учет техногенного риска позволит эффективно управлять качеством рассматриваемых систем.

1. РД-24-112-5Р. Руководящий документ по оценке остаточного ресурса мостовых кранов мостового типа // Техническая книга. URL: http://tehnokniga.com/library/rd/rd_169/ (дата обращения: 12.08.2018).
2. Гилмор Р. Прикладная теория катастроф: в 2 т //М, Мир. – 1984.
3. Извеков Ю.А., Гугина Е.М. Расчетная модель потенциальных зон разрушения конструкций металлургических кранов. Международный научно-исследовательский журнал. 2017. № 12-5 (66). С. 88-90.
4. Малинецкий Г. Г., Потапов А. Б. Современные проблемы нелинейной динамики. – М.: Эдиториал УРСС, 2000. – 336 с.
5. Безопасность России. Правовые, социально-экономические и научно-технические аспекты. Анализ риска и проблем безопасности. В 4-х частях. //Ч.1. Основы анализа и регулирования безопасности: Научн. руковод. К.В. Фролов. – М.: МГФ «Знание», 2006. – 640 с: ил.

ПОРИСТЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПЛАЗМЕННЫЕ ПОКРЫТИЯ ТИТАН - ГИДРОКСИАПАТИТ НА ПОВЕРХНОСТИ ИМПЛАНТАТОВ

Калита В.И.¹, Радюк А.А.¹, Комлев Д.И.¹, Иванников А.Ю.¹, Комлев В.С.¹, Шамрай В.Ф.¹, Михайлова А.Б.¹, Соколов В.Н.², Чернов М.С.², Чуева Т.Р.¹, Умнова Н.В.¹

¹ Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва, Россия

² Геологический факультет МГУ имени М.В. Ломоносова, г. Москва, Россия

Для формирования благоприятной к формированию новой костной ткани на поверхности внутрикостных имплантатов были использованы биоактивные композитные плазменные покрытия. Покрытия гидроксиапатита напылялись с максимальной прочностью и плотностью на ранее сформированное трехмерное капиллярно-пористое Ti покрытие. Для увеличения адгезии использовали предварительный подогрев подложки до температуры 550°C.

Пористые композиционные плазменные покрытия титан - гидроксиапатит (ГА) формируют на поверхности внутрикостных имплантатов. Пористость трехмерного капиллярно – пористого (ТКП) Ti покрытия достигает 50%. Плотное и прочное покрытие ГА со стабильной структурой напыляется на пористое Ti покрытие. Режимы напыления таких ГА покрытий исследовали при напылении на Ti подложки с начальной температурой 20 и 550°C с целью установления фазового состава и размера кристаллитов. Структура ГА покрытий установлена SEM и оптической микроскопией. Температуры перехода ГА покрытий в равновесное состояние установили ДСК анализом. Увеличение дистанции напыления с 95 до 150 мм повышает неравновесность фазового состава, размер кристаллитов уменьшается с 21 до 12 нм, когда подложка имеет начальную температуру 20°C. Уменьшается содержание ГА фазы с 72 до 61%, тетракальцийфосфата (ТТКФ) с 10 до 5%, увеличивается содержание α - трикальцийфосфата (α -ТКФ) с 17 до 30%. Неравновесное нано структурное состо-

яние переходит в более равновесное состояние с выделением тепла при температурах 615-727°C. α -ТКФ фаза не фиксируется при напылении покрытия на подложку с начальной температурой 550°C при дистанции напыления 95 мм, содержание ТТКФ увеличивается в 2 раза, размер кристаллитов достигает 36 нм. Покрытие, напыленное на подложку при температуре 550°C имеет ячеистую субструктуру, и при нагреве не имеет теплового эффекта. Известные литературные данные по удельной энтальпии плазменного потока при напылении ГА покрытий систематизированы. Большая часть известных значений лежит в пределах 15-20 МДж/кг. Отношение удельной энтальпии к среднему линейному размеру напыляемой частицы определяет возможность ее нагрева в плазменном потоке и лежит в пределах 74-890 ГДж/кг×м. Большие значения этого отношения определяются уменьшением среднего размера напыляемых частиц с 120 до 20 мкм. Значение 452 ГДж/кг×м использованное в настоящей статье близко к средним известным значениям.

КИНЕТИКА НАКОПЛЕНИЯ МЕЗОДЕФЕКТОВ, ВОЗНИКАЮЩИХ НА ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН В ХОДЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

С.В. Кириков, В.Н. Перевезенцев, Ю.В. Свирина

Институт проблем машиностроения РАН, Нижний Новгород, Россия, ksv.kirikov@yandex.ru

Проведено исследование кинетики накопления мезодефектов формирующихся на границах зерен при пластической деформации бикристалла. Показано, что по мере пластической деформации плотность виртуальных дислокаций монотонно увеличивается и выходит на насыщение. Исследовано влияние величины внешнего напряжения на мощность мезодефектов.

Введение.

Одной из важнейших задач современного металловедения является исследование процессов, приводящих к повышению прочностных свойств материалов, механизмов упрочнения и разработка на этой основе эффективных технологий получения высокопрочных материалов. Поэтому, создание моделей, позволяющих исследовать процессы упрочнения с различных масштабных уровней является актуальной задачей физики прочности и пластичности. Известно, что одним из основных механизмов упрочнения материалов является дислокационный, в основе которого лежат процессы размножения дислокаций, изменение их плотности и торможения [1]. Моделирование и исследование данных процессов возможно лишь в том случае, когда модель соответствует масштабному уровню задачи. Другими словами, необходимо чтобы данная модель включала в себя такие объекты как дислокации, а так же учитывала их взаимодействие и эволюцию. Такая модель может применяться для исследования процессов структурообразования, упрочнения и разрушения материалов, а так же давать необходимую информацию для моделирования на более высоких масштабных уровнях.

Дислокационное упрочнение происходит за счет увеличения решеточных дислокаций и за счет увеличения так называемых виртуальных дислокаций, накапливающихся на границах зерен и частицах вторичной фазы. Известно, что вклад второго механизма в случаях мелкозернистых материалов и большой пластической деформации может быть преобладающим и влиять на все процессы пластической деформации [2,3]. Вследствие этого целью данной работы являлось изучение кинетики накопления виртуальных дислокаций на границах модельного бикристалла, а также их влияния на плотность решеточных дислокаций внутри зерен.

Описание модели.

Важным шагом в развитии теории пластической деформации был отказ от оперирования отдельными неподвижными виртуальными дислокациями, закрепленными на

границах зерен и введения объектов более высокого уровня – мезодефектов. Как оказалось, мощности мезодефектов являются одними из определяющих в процессах структурообразования, упрочнения и разрушения материалов. Нормальные и тангенциальные компоненты векторов Бюргера виртуальных дислокаций, накапливающихся при пластической деформации на границах зерен при её взаимодействии с потоками решеточных дислокаций, заменяются соответствующими мезодефектами: диполями стыковых дисклинаций и планарными мезодефектами [4-7].

В настоящей работе проводилось компьютерное моделирование кинетики накопления первичных мезодефектов в 2D приближении. Рассматривалась деформация сжатием бикристалла с простой кубической решеткой, содержащих плоскую межзеренную границу наклона с разориентировкой 30°.

Расчеты проводилось при следующих параметрах: размеры рассматриваемой области 50x14 мкм, диапазон внешних напряжений 300 – 900 МПа.

Для вычисления усредненной по объему зерна скорости деформации $\langle \dot{\epsilon} \rangle$ в каждый момент времени использовали выражение Орована (1):

$$\langle \dot{\epsilon} \rangle = \sum_k [\bar{\rho}(\bar{n} \otimes \bar{b} + \bar{b} \otimes \bar{n})\bar{v}]_k, \quad (1)$$

где: $\bar{\rho}_k = N_k/S$ — средняя плотность и $\bar{v}_k = 1/N_k (|\sum_{i=1}^n \bar{v}_i^+| + |\sum_{i=1}^m \bar{v}_i^-|)$ — средняя скорость дислокаций k -й системы скольжения, $N_k = n_k + m_k$ — общее число дислокаций, n_k, m_k — число положительных и отрицательных дислокаций, соответственно; \bar{v}_i^+, \bar{v}_i^- — мгновенная скорость i -й положительной (отрицательной) дислокации; S — площадь зерна.

Для анализа динамики дислокационного ансамбля использовалось уравнение движения дислокации в квазивязком приближении (2) [8]:

$$v_k^i = M(\bar{n} \cdot (\hat{\sigma}^{ext} + \hat{\sigma}^{int}) \cdot \bar{b})_k^i, \quad (2)$$

где: v_k^i - скорость i -й дислокации в k -й системе скольжения, $[\vec{n} \cdot (\hat{\sigma}^{ext} + \hat{\sigma}^{int}) \cdot \vec{b}]_k^i$ - сила, действующая на дислокацию в плоскости скольжения, $\hat{\sigma}^{int}$ - тензор внутренних напряжений, определяемый как суммарное упругое поле от совокупности мезодефектов и от ансамбля решеточных дислокаций, M - подвижность дислокаций. Подвижность, скорость генерации дислокаций и радиус аннигиляции подбирались таким образом, чтобы при выбранных выше параметрах модели обеспечить достаточно высокую скорость деформации ($10^{-3} - 10^{-2}$) с $^{-1}$.

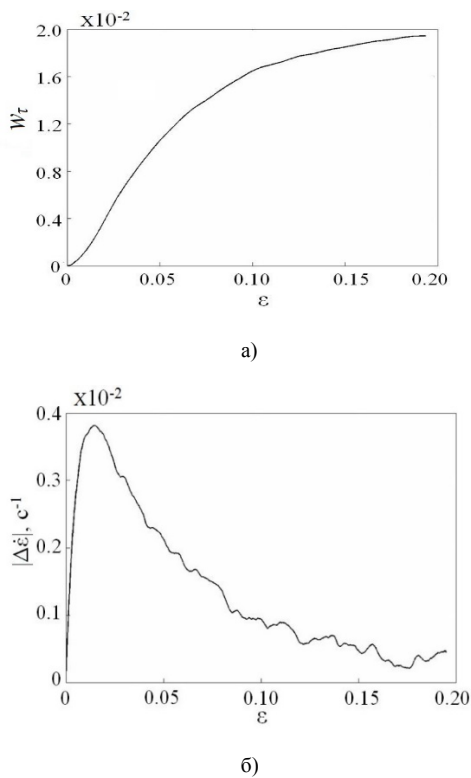


Рис. 1. Зависимость а) мощности планарного мезодефекта от величины деформации б) разности скоростей пластической деформации верхнего и нижнего зерен от величины деформации бикристалла

В случае, когда бикристалл имеет плоскую границу образуется только планарный мезодефект. (Случай фасетированной границы также был рассмотрен, однако в этой работе не приводится). Результаты расчёта зависимости его мощности W_T от деформации при внешнем напряжении 900 МПа приведены на рис. 1а. Плоскости скольжения решеточных дислокаций в этом случае были ориентированы в верхнем и нижнем зернах бикристалла под углами 75° , 165° и 45° , 135° по отношению к оси Ox , соответственно. Видно, что скорость накопления мезодефектов в процессе пластической деформации уменьшается, а их мощность выходит на насыщение.

Такой ход зависимости мощности мезодефектов от величины деформации связан с постепенным выравниванием скоростей

деформации в зёрнах бикристалла. Для примера на рис.1б представлены результаты расчета зависимостей разности скоростей деформации в верхнем и нижнем зернах бикристалла.

Важно отметить, что мощность формирующихся в процессе пластической деформации на границах зёрен первичных мезодефектов зависит не только от величины деформации, но и от величины внешнего напряжения. В качестве примера на рис. 2 показаны зависимости мощности планарных мезодефектов на стадии насыщения ($\epsilon > 0.2$) от внешнего напряжения в случае деформации бикристалла.

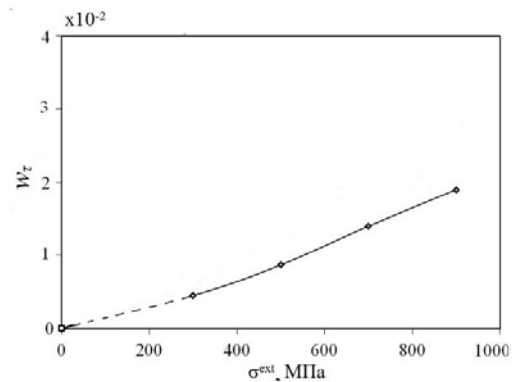


Рис. 2. Зависимость стационарной мощности планарного мезодефекта от внешнего напряжения для бикристалла

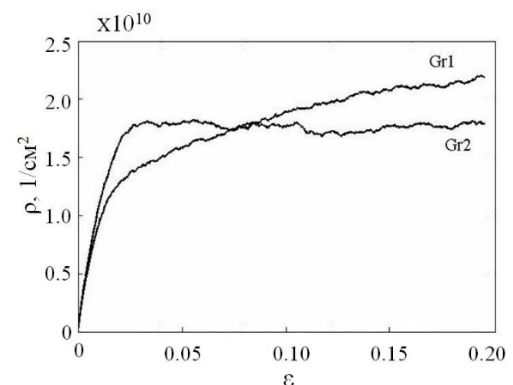


Рис. 3. Зависимости плотности решеточных дислокаций в верхнем и нижнем зернах от величины деформации для би-кристалла с плоской границей

Представляет также интерес рассмотреть влияние первичных мезодефектов на эволюцию плотности решеточных дислокаций в зёрнах деформируемого бикристалла. На ранних этапах нагружения генерация пар дислокаций приводит к монотонному росту их плотности в обоих зёрнах. По мере увеличения плотности дислокаций генерация новых дислокационных петель в активных плоскостях скольжения затрудняется. В тоже время в процессе пластической деформации формируются первичные мезодефекты, упругие поля от которых действуют таким образом, что в одном из зерен бикристалла они препятствуют

раскрытию дислокационных петель, а в другом способствуют. В связи с этим плотность дислокаций в одном зёрне постоянно увеличивается по мере деформации, а в другом сначала возрастает, а затем при достаточно большой мощности мезодефектов уменьшается. При дальнейшей деформации плотности дислокаций выходят на стационарные неодинаковые для разных зёрен значения. В качестве иллюстрации к сказанному на рис. 3 приведены результаты расчета зависимости плотности дислокаций в зёрнах от величины деформации для бикристалла с плоской границей.

Выводы

1. Показано, что мощность мезодефектов в процессе пластической деформации выходит на постоянное значение, величина которой зависит от геометрии решеточного скольжения и внешнего напряжения.

2. Установлено, что кинетика накопления первичных мезодефектов обусловлена протеканием двух взаимно-связанных процессов — изменением мощности мезодефектов, при попадании решеточных дислокаций на границы зёрен и перераспределением потоков дислокаций из смежных зёрен под действием полей упругих напряжений от системы мезодефектов.

3. По мере накопления мезодефектов выравниваются скорости деформации в приграничных областях зёрен, что приводит к замедлению скорости увеличения мощности

мезодефекта и тем самым способствует сохранению сплошности материала в процессе деформирования.

Исследование выполнено за счет гранта РФФИ проект № 18-43-520043.

1. Приходько В.М., Петрова Л.Г., Чудина О.В. Металлофизические основы разработки упрочняющих технологий. М: Машиностроение. 2003. 384 с.
2. Рыбин В.В.. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986. 224с.
3. Перевезенцев В.Н., Рыбин В.В. Структура и свойства границ зёрен. Н.Новгород: Изд-во ННГУ им. Н.И.Лобачевского, 2012. 306 с.
4. Romanov A.E., Kolesnikova A.L. Application of disclination concept to solid structures // Progress in Materials Science. 2009. V. 54. P. 740–769.
5. Рыбин В.В., Зисман А.А., Золоторевский Н.Ю. Стыковые дискликации в пластически деформируемых поликристаллах. // ФТТ. 1985. Т.27. № 1. С.181-186
6. Kirikov S.V., Svirina J.V. The influence of different types of mesodefects on the formation of strain induced broken dislocation boundaries at the faceted grain boundary, Materials physics and mechanics. 2018. V.38. №1. P. 33 - 39
7. A.A.Zisman, M.Seefeldt, S. van Boxel, P. van Houtte Gradient matrix method to image crystal curvature by processing of EBSD data and recognition of low-angle boundaries in IF steel.// PMLPS-2007. (Proceedings. St.Petersburg, 2007) P.57-67.
8. Van der Giessen E. and Needleman A. Discrete dislocation plasticity: a simple planar model // Model Simul. Mater. Sci. Eng. 1995 V. 3 P. 689-735.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТОДА МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ ПРИ КОНТУРНОЙ ЛАЗЕРНОЙ РЕЗКЕ В ПРОЦЕССАХ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ КОНСТРУКЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Кокорин В.Н., Крупенников О.Г., Шанченко Н.И., Подмарев Д.Р., Алёшин А.С.

Ульяновский государственный технический университет, Ульяновск, Россия

В рамках импортозамещения в настоящее время выделяется большое внимание разработке новых, инновационных технологий контурной лазерной резки листового металлопроката. Цель данного исследования – разработка основных технических и технологических мероприятий в рамках технологии контурной лазерной резки при использовании механической активации металлопроката.

Материалы и методы

При выборе метода производства заготовки для получения конкретной детали необходимо ориентироваться, в первую очередь, на материал заготовки и требования к детали, при этом, прежде всего, следует определить наиболее целесообразный метод получения заготовки.

Выбор способа производства заготовок определяется следующими факторами:

1) технологическими свойствами материалов, его пластичностью; 2) конструктивными формами и размерами детали; 3) требуемой точностью размеров и качеством ее поверхности (шероховатость, остаточные напряжения и т.д.); 4) величиной программного задания, то есть объемом продукции или типом производства; 5) производственными возможностями оборудования; 6) временем, затрачиваемым на подготовку производства (изготовление моделей, штампов, пресс-форм и т.д.); 7) гибкостью производства, то есть возможностью быстрой переналадки оборудования и оснастки в условиях автоматизированного производства.

Широкое применение в промышленности получили высокоэнергетические методы обработки листовых материалов и, прежде всего, контурная лазерная резка листового металлопроката.

Для повышения качества лазерной резки рекомендуется уменьшать тепловое воздействие на металл заготовки с целью уменьшения теплопроводности. В результате пластической деформации увеличивается плотность дефектов кристаллической решетки (дислокаций, точечных дефектов, двойниковых границ и т.д.). При этом 10% энергии, затрачиваемой на пластическую деформацию, может аккумулироваться в металле в виде таких дефектов, а остальная энергия выделяется в виде тепла. В результате пластической деформации меняются свойства металла: повышаются прочностные свойства, электросопротивление, возрастает скорость диффузионных процессов, снижается пластичность, коррозионная стойкость, уменьшается теплопроводность и т.д. Это явление

обуславливается деформационным упрочнением металла (процесс механической активации) и может быть использовано для изменения свойств металлических материалов в требуемом направлении [1-3].

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. Для подтверждения эффективности нового способа были проведены экспериментальные исследования с заготовками из следующих материалов: сталь углеродистая Сталь 45, нержавеющая сталь 12X18H10T, сплав АиЦм.

На рисунке 1-2 представлены зависимости отклонения размеров Δ и неплоскостности \square от материала и габаритного диапазона заготовки.

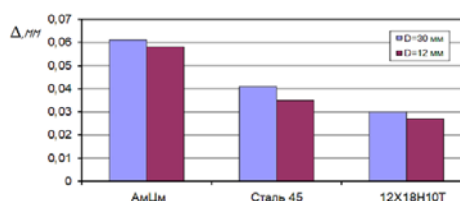


Рис. 1. Зависимость отклонения размеров Δ от материала и габаритного диапазона заготовки

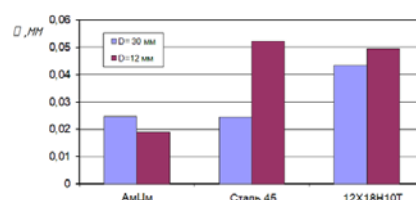


Рис. 2. Зависимость неплоскостности \square от материала и габаритного диапазона заготовки

Дальнейшее исследование функциональных связей установило ряд зависимостей отклонения размеров и неплоскостности (Δ и \square) от предела прочности (σ_B) и степени деформации (ϵ) при различных соотношениях D/S.

На рисунках 3-6 представлены зависимости отклонения размеров и неплоскостности (Δ и \square) от степени деформации (ϵ) при различных соотношениях D/S и марок материалов:

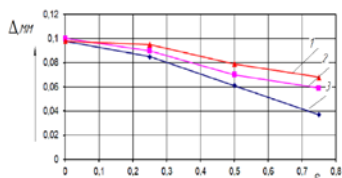


Рис. 3. Зависимость отклонения размеров Δ от степени деформации ϵ заготовки при D=30 мм: 1- 12X18H10T; 2- Сталь 45; 3- АМцМ

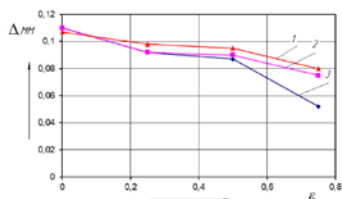


Рис. 4. Зависимость отклонения размеров Δ от степени деформации ϵ заготовки при D=12 мм: 1- 12X18H10T; 2- Сталь 45; 3- АМцМ

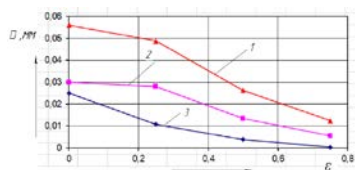


Рис. 5. Зависимость неплоскостности \square от степени деформации ϵ заготовки при D=30 мм: 1- 12X18H10T; 2- Сталь 45; 3- АМцМ

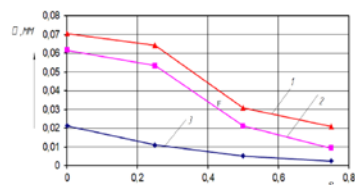


Рис. 6. Зависимость неплоскостности \square от степени деформации ϵ заготовки при D=12 мм: 1- 12X18H10T; 2- Сталь 45; 3- АМцМ

По результатам выполненных исследований можно сделать следующие выводы:

- Наименьшие отклонения по плоскости имеют заготовки из цветных металлов в сравнении с заготовками из черных металлов;
- С увеличением степени деформации отклонение размеров у заготовки из цветных металлов меньше, чем у заготовки из черных металлов;
- С увеличением степени деформации неплоскостность у заготовки из цветных металлов меньше, чем у заготовки из черных металлов;

- С уменьшением отношения D/S наблюдается увеличение отклонения размеров и отклонения по плоскости заготовок при различной степени деформации;
- С уменьшением интенсивности упрочнения металлов наблюдается уменьшение величины отклонения размеров и неплоскостности заготовок.

Моделирование напряженно-деформированного состояния (НДС) в среде LS-Dуна при прокатке заготовки в роликах

LS-DYNA – многоцелевая программа конечно-элементного анализа. Программа предназначена для решения трёхмерных динамических нелинейных задач механики деформируемого твёрдого тела, механики жидкости и газа, теплопереноса, а также связанных задач [4].

С целью определения напряженно-деформированного состояния в процессе деформационного упрочнения и возникающей механической активации металла предложено рассматривать упрочнение исходного листового металлопроката прокаткой между двумя валками одинаковых диаметров, вращающихся в противоположных направлениях (рис 7).

Исходная толщина материала $S_0=3\text{мм}$, материал-сталь 20. Моделирование деформации заготовки в холодном состоянии до толщины $S_i=2,25\text{мм}$; 1,5мм, 0,75мм. (степень деформации по толщине 25%; 50%; 75%). Заготовку разбивали на 31250 прямоугольных конечных элементов. Метод конечных элементов позволяет определить напряженно-деформированное состояние на различных этапах деформирования. Произведен расчет НДС в очаге деформации при различных степенях осевого нагружения. На рисунке 7 представлены значения накопленных пластических деформаций (НПД) и напряжений в очаге деформирования. Анализ полученных результатов позволяет сделать вывод о неравномерном характере НДС: в очаге деформации напряжения равны 522 МПа при $\epsilon=25\%$; 870 МПа при $\epsilon=50\%$; 1152 МПа при $\epsilon=75\%$. Отмечено монотонное снижение величин напряжений до исходного уровня. Соответственно, наблюдается деформационное упрочнение от исходного уровня ($\epsilon_0=0\%$ - материал не упрочняется, $\epsilon_i=25\%$; 50%;75%-монотонное увеличение прочности и соответственно твердости). Данные моделирования принципиально соответствуют полученным результатам повышения твердости в процессе экспериментальных исследований при холодном нагружении.

Анализ рисунка 7 позволяет сделать вывод о росте НПД и деформаций в очаге деформирования

с увеличением степени деформации по толщине заготовки.

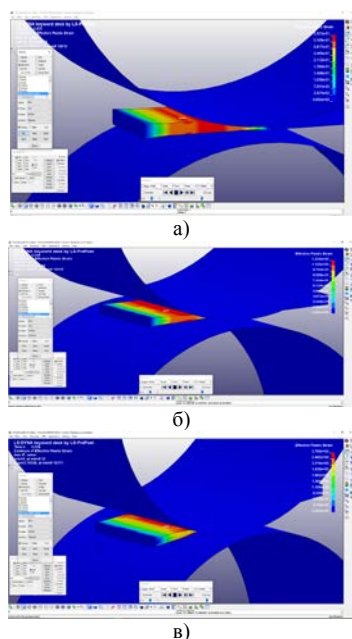


Рис. 7. Влияние степени деформации заготовки на накопленную пластическую деформацию $\epsilon_{пл}$ и напряжение текучести σ_T : а)- $\epsilon=25\%$; б)- $\epsilon=50\%$; в)- $\epsilon=75\%$

По результатам моделирования был произведен анализ влияния степени деформации на НПД и напряжение текучести. Как видно из рисунка 8, отклонение кривой практической от теоретической составляет не более 25%, что говорит о корректности проведения результатов моделирования.

Полученные значения изменения прочностных свойств заготовки можно использовать в технических расчетах при разработке КЛР с механической активацией листового металлопроката между валками.

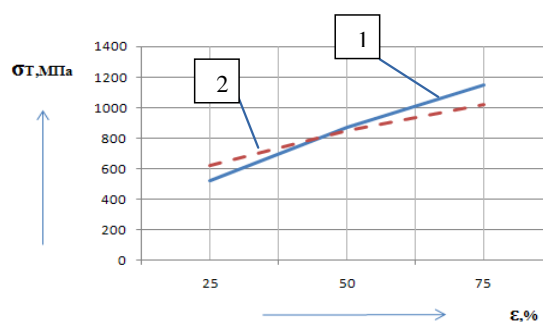


Рис. 8. Влияние степени деформации заготовки ϵ на напряжение текучести материала σ_T : 1 – кривая упрочнения, полученная по результатам моделирования; 2 – экспериментальная кривая упрочнения [5]

1. 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. – 664 стр.
2. М.В.Кокорин, Д.Р.Подмарев, К.С.Левушкин, В.Н.Кокорин. Лазерный технологический комплекс для контурного раскроя листовых материалов «ТЕГРА-500Р». 49 НТК «Вузовская наука в современных условиях». – Ульяновск.: УлГТУ, 2015. – С.113–117.
3. Кокорин В.Н., Шанченко Н.И., Мищенко О.В., Кокорин М.В., Левушкин К.С. Моделирование процесса контурной лазерной резки с механической активацией листового металлопроката // Упрочняющие технологии и покрытия.–2015.–№11.–стр.42– 49.
4. Кокорин В.Н., Алёшин А.С. Исследование процессов контурной лазерной резки при механической активации листового металлопроката. // Пятый Ульяновский молодежный инновационный форум–2016г.
5. <https://ru.wikipedia.org/wiki/LS-DYNA>.
6. Холодная объемная штамповка. Справочник. Под ред. д-ра техн. наук, проф. Г. А. Навроцкого. М., «Машиностроение», 1973, 496 стр.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ТЕРМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА СТРУКТУРНО НЕОДНОРОДНУЮ СРЕДУ В БАРАБАННОЙ ПЕЧИ С ПЕРФОРАЦИЕЙ

В. Н. Кокорин, П. В. Еменев, А. Н. Унянин, С. И. Маркелов

Ульяновский государственный технический университет, Ульяновск, Россия; yemenyev@gmail.com

Для сушки дисперсных материалов успешно используются вращающиеся барабанные сушильные установки при обеспечении образования псевдокипящего слоя, неоспоримым преимуществом которых по сравнению с другими процессами сушки является образование развитой поверхности контакта между частицами и сушильным агентом и интенсивное испарение влаги из материала. Наблюдаемая при этом существенная неравномерность сушки, обусловленная тем, что при интенсивном перемешивании в слое время пребывания отдельных частиц значительно отличается от его средней величины и может быть устранена путем секционирования сплошного кипящего слоя. Следует отметить, что традиционные процессы переработки водо-маслосодержащих и других пирофорных техногенных отходов сопровождается достаточно высокой вероятностью самовоспламенения при контакте с высокотемпературными топочными газами, величина которых превышает температуру вспышки компонентов гетерофазных отходов. Создание и внедрение в промышленное производство аппаратов такой конструкции, позволяющих снизить температуру тепловых потоков до температур, не превышающих температуру вспышки, повысить эффективность процесса сушки и снизить удельные затраты тепловой энергии на единицу выпускаемой продукции, является актуальной задачей, которая может быть решена путем обеспечения контроля величин плотности тепловых потоков и температур ниже температуры вспышки за счет изменения комбинации ориентации расположения, формы и размеров источников тепловых потоков (использования в конструкции печей переработки элементов подачи нагретого воздуха в виде перфорированных отверстий). При этом исключается контакт пламени факела с пирофорными компонентами гетерофазной смеси.

Использование барабанной печи с перфорацией позволяет повысить эффективность процесса сушки и уменьшить энергозатраты, а также равномерно распределять температуру во всём рабочем пространстве горизонтально установленной барабанной печи для сушки материалов, в том числе пирофорных, за счёт обеспечения в предлагаемой конструкции сушки равномерной подачи температуры в рабочее пространство горизонтально установленной барабанной печи путём внедрения трубы с перфорированными отверстиями, неравномерно распределёнными по длине для регулирования температурного потока, жёстко закреплённой во внутреннем

рабочем пространстве горизонтально установленной барабанной печи. Также барабанная печь с перфорацией исключает возможность возгорания пирофорных материалов в процессе сушки за счёт использования более низких температур сушки в рабочем пространстве горизонтально установленной барабанной печи путём уменьшения температуры нагрева воздуха нагревательной топкой печи (200...300)°С, при этом устройство снабжено нагревательной топкой печи, трубой с перфорированными отверстиями, неравномерно распределёнными по длине таким образом, что в рабочей зоне находится увеличенное количество отверстий, а в зоне выгрузки — меньшее.

Решение этой проблемы невозможно без дальнейшего совершенствования теоретической базы, методов расчета и математического моделирования, основанных на исследовании равновесных и кинетических закономерностей массо- и теплообмена между высушиваемым материалом и сушильным агентом, а также гидродинамических особенностей движения твердой и газовой фаз при реализации переработки техногенных отходов в нагревательной печи. Поэтому разработка таких моделей является актуальной задачей, имеющей важное теоретическое и практическое значение.

В Ульяновском государственном техническом университете проводятся исследования закономерностей и разработка математических моделей тепло-массопереноса и теплового взаимодействия в условиях термогравитационной конвекции в неоднородных гетерогенных средах при внешнем энергетическом (тепловом) воздействии.

Для достижения поставленной цели решаются следующие задачи:

— исследование природы и характера нестационарного кинематического и термомеханического взаимодействия между гетерофазной средой (техногенные дисперсные водо-маслосодержащие, а также пирофорные отходы) и тепловым потоком в состоянии квазикипения при их относительном движении;

— разработка математических моделей тепло-массопереноса при тепловом воздействии на гетерофазные техногенные отходы в процессах квазикипения;

— проведение оценки адекватности математических моделей в рамках экспериментальных исследований температурных полей при нестационарном

температурном воздействии локализованного теплового потока на гетерофазную среду.

Рассматриваемая система термогравитационной конвекции будет представлена как стохастический многокомпонентный объект, включающий в себя внешнее стационарное температурное поле, создаваемое общим источником тепла (например, горелка топки сушильной барабанной печи); нестационарное температурное поле локального направленного воздействия; гетерофазные техногенные среды (например, водо-маслосодержащие шламы на основе металлов - отходы процессов металлургии, механической обработки и т.д.) и находящиеся в состоянии квазикипения в процессе сушки в барабанной вращающейся печи.

Будут получены математические зависимости, устанавливающие влияние конвекционных процессов на интенсивность воздействия локализованного установившегося теплового потока на основные характеристики процесса: тепло- и массообмен в кипящем слое, периоды постоянной и падающей скоростей теплоотдачи рассматриваемой системы. Предполагается учесть вероятностный характер теплообмена в кипящем слое гетерофазных дисперсных материалов при наличии нестационарного локального направленного теплового воздействия.

В математических зависимостях предполагается учесть явления тепломассопереноса в условиях наблюдаемого равновесия системы термогравитационной конвекции.

Модели для расчёта термогравитационной конвекции будут учитывать комплексный газодинамический параметр, в состав которого входят температура воздуха, подаваемая лучистой энергией горящего факела, футеровкой печи и локальными тепловыми потоками, перемещение и подача которых осуществляется посредством перфорированных газоотводящих отверстий, а также коэффициент избытка воздуха; положение и длина зон стационарной и локализованных зон температурных полей; время нахождения и степень заполнения дисперсных гетерофазных отходов в зоне конвекции.

Невозможность априорного определения плотностей распределения тепловых потоков между контактирующими объектами и средами, необходимость учета теплофизических свойств всех объектов и механических свойств гетерофазных техногенных отходов ограничивает использование аналитических методов решения поставленных задач. Поэтому предполагается разработать методику, алгоритм и пакет программ численного решения задачи теплообмена с применением метода конечных элементов.

На решение подобных задач ориентирован ряд программных продуктов, наиболее эффективным из которых является среда Ansys. Однако, при использовании этого пакета возникают непреодолимые затруднения в случае изменения характера термогравитационной конвекции в неоднородных гетерогенных средах при внешнем энергетическом воздей-

ствии, размеров и относительного расположения объектов, что имеет место в нашем случае.

Тепловая напряженность процесса исследована для различных направлений и градиентов распространения тепловых потоков за счет изменения комбинированной ориентации расположения, формы, размеров источников тепловых потоков, а так же физико-механических характеристик гетерофазных техногенных дисперсных отходов.

Оценка адекватности полученных математических моделей и зависимостей, полученных численным методом расчета, реальному процессу осуществлена за счет постановки экспериментальных исследований. Рассчитано и спроектировано устройство горизонтальной барабанной вращающейся сушилки с горизонтальной внутренней трубой с перфорированными отверстиями. Форма и размеры перфорированных отверстия, предназначенных для изменения плотности локализованных тепловых потоков будут рассчитаны из условия обеспечения энергоресурсосберегающих и экологически безопасных процессов переработки техногенных отходов с учетом теплопроводности перерабатываемых отходов, их объемов загрузки, исходной влажности, массовой и объемной составляющих влажных компонент.

В целом, решение сформулированной проблемы обеспечено использованием современных методов физического и математического моделирования, вычислительного и натурального экспериментов, базирующихся на основных положениях теории тепло- и массообмена, теплофизики веществ и смесей, термодинамики технических систем, теории вероятности, численного метода конечных элементов.

По результатам настоящих исследований будут: а) получены новые решения краевых задач тепломассопереноса в системе термогравитационной конвекции при переработке техногенных гетерофазных отходов в многосекционном кипящем слое, учитывающие нелинейность равновесной зависимости, полное диффузионное сопротивление массопереносу, термическое сопротивление теплопередаче, градиент тепловых потоков и теплопередаче; б) разработаны физические и математические модели термогравитационной конвекции при переработке (сушке) гетерофазных дисперсных техногенных отходов, установлено влияние основных геометрических и теплофизических характеристик системы термогравитационной конвекции на энерго- и ресурсоемкость процессов теплопередачи и переработки.

Расчет по полученным моделям позволит прогнозировать максимальную температуру в отдельных зонах локализации и сравнивать ее с температурой воспламенения продуктов переработки, а также находить условия переработки материала, при которых температура не превышает допустимую.

РАЗРАБОТКА ЭЛЕКТРОПРОВОДЯЩИХ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ (ПОЛУЧЕНИЕ, СВОЙСТВА, ПРИМЕНЕНИЕ, ЖИВУЧЕСТЬ)

Л.А.Кривина, И.Н. Царева, Ю.П.Тарасенко

Институт проблем машиностроения - филиал Федерального государственного бюджетного научного учреждения «Федеральный исследовательский центр Институт прикладной физики РАН» (ИПМ РАН),
Россия, Нижний Новгород, npktribinika@yandex.ru

Изучены закономерности процесса электрохимического пробоя и пассивации газодинамических защитных покрытий в ходе сравнительных электрохимических испытаний в среде морской воды в зависимости от временного фактора. Установлено, что нанесение газодинамическим методом покрытия повышенной толщины (~ 400 мкм) с двухфазным составом (никель + корунд) в сочетании с низкой открытой пористостью (~ 4,6 %) и высокой адгезионной прочностью обеспечивает стабильность падения напряжения на рабочей поверхности контактов из сплава ВТЗ-1, надежную электрохимическую защиту в среде морской воды и живучесть в течение 90 дней.

Цель

Разработка защитного электропроводящего коррозионностойкого покрытия для повышения работоспособности и надёжности электрического контакта, изготовленного из титанового сплава ВТЗ-1, который входит в конструкцию подводных акустических маяков (ПАМ), эксплуатируемых на воздушных судах различных авиакомпаний как отечественных, так и зарубежных.

Введение

Возросшие требования к продолжительности работы ПАМ связаны с повышением стабильности физико-химических характеристик контакта ПИЛТ, изготовленного из титанового сплава ВТ-3-1 (рис.1). Задача разработки защитного покрытия была подчинена решению важной проблемы приборостроения – формированию слоя на поверхности электрических контактов, обеспечивающего стабильность падения напряжения (не выше 0,5 В) на протяжении 90 суток и высокую коррозионную стойкость в среде морской воды.

Рабочую поверхность контакта модифицировали методом газодинамического напыления, который основан на высокоскоростном распылении порошковых смесей сжатым воздухом и используется для пескоструйной обработки и нанесения защитных покрытий на поверхность металлических деталей [1,2]. Напыление покрытий осуществлялось на установке «Димет-403», в которой на выходе сверхзвукового сопла формируется высокоскоростная струя смеси горячего воздуха с порошком. Чистые металлические и керамические поверхности деталей обычно не требуют специальной подготовки. Однако, при нанесении покрытий на стали и титановые сплавы с целью очистки поверхности, удаления оксидной плёнки и увеличения адгезионной прочности покрытия с подложкой (за счёт создания рельефа) желателен предварительную пескоструйную обработку. Газодинамический метод позволяет осуществлять предварительную абразивную подготовку поверхности изделий. Достоинством данного метода напыления является

возможность использования порошковых смесей с добавками частиц корунда, позволяющая совмещать в одном технологическом цикле процесс нанесения покрытия с абразивной подготовкой поверхности.

Объекты и методика исследований

Объектами исследований являлись контакт ПИЛТ из титанового сплава ВТЗ-1 (рис.1), а также контакты с модифицированной посредством защитных покрытий рабочей поверхностью.



Рис. 1. Внешний вид контакта ПИЛТ из сплава ВТЗ-1 в исходном состоянии

На установке «Димет-403» методом газодинамического напыления наносили однослойные и двухслойные защитные покрытия из порошковых смесей следующих марок: N3-00-02 (никель - 57 %, оксид алюминия Al_2O_3 – 43 %); С-01-01 (медь - 57 %, оксид алюминия Al_2O_3 – 43 %); Р-01-01 (свинец - 57 %, оксид алюминия Al_2O_3 – 43 %).

Сравнительные электрохимические испытания проводили на лабораторной установке. Падение напряжения на контакте в проводящей среде оценивали в зависимости от временного фактора. В течение одного рабочего дня значение падения напряжения фиксировали с промежутком 2-3 часа и определяли среднее значение.

Фазовый состав покрытий исследовали методом рентгеноструктурного анализа на дифрактометре «Дрон-3М» (Cu- K_α -излучение, симметричная съемка по Бреггу-Брентано).

Металлографические исследования проводили на растровом электронном микроскопе «VEGA TESCAN //».

Микротвердость измеряли на микротвердометре ПМТ-3 по ГОСТ 9450-76.

Пористость покрытия определяли методом гидростатического взвешивания на аналитических весах VIBRA по ГОСТ 18898-89.

Адгезионную прочность покрытий оценивали методом микроиндентирования (при нагрузке 2 Н) границы раздела «покрытие-основа» на приборе ПМТ-3.

Результаты исследований

На рабочую выпуклую часть контакта наносили следующие варианты однослойных и многослойных защитных покрытий:

- гальваническое покрытие Ni, используемое заводом-изготовителем ПАМ;
- газодинамическое покрытие на основе никеля (Ni); корунд
- газодинамическое покрытие на основе никеля и меди (50 % Ni + 50 % Cu);
- двухслойное газодинамическое покрытие (50 % Ni + 50 % Cu) + Ni;
- двухслойное газодинамическое покрытие (50 % Ni + 50 % Cu) + Pb.

На рис. 2 приведены кривые падения напряжения контактов с вышеуказанными покрытиями (для сравнения - кривая для нового контакта из сплава ВТЗ-1) в среде на основе морской воды в зависимости от временного фактора.

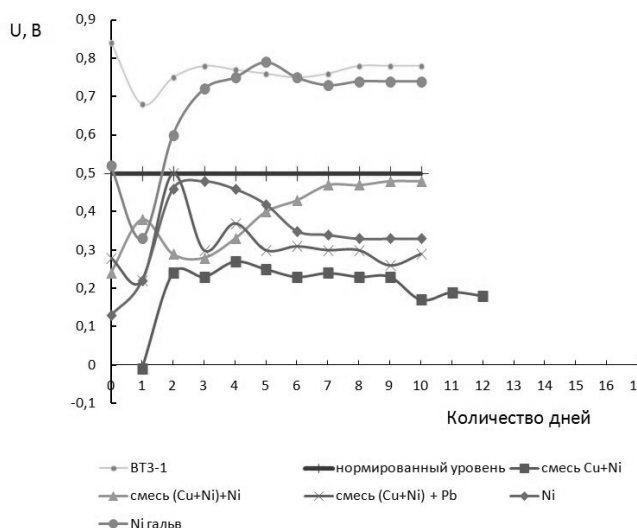


Рис. 2. Падение напряжения на контактах с различными газодинамическими покрытиями в зависимости от временного фактора

В ходе кратковременных электрохимических испытаний (10 дней) на рабочей поверхности контактов с покрытиями, содержащими медь, были обнаружены толстые блестящие отложения голубовато-зеленоватого цвета, являющимися результатом электрохимической реакции с выделением

медного купороса. Рабочая поверхность контакта с гальваническим покрытием Ni осталась без видимых изменений, однако кривая падения напряжения после 2-х дней испытаний поднялась выше нормированного уровня ($U=0,5$ В) (рис.2).

По основным критериям отбора (значение падения напряжения и внешний вид в ходе кратковременных испытаний) для дальнейшего более детального исследования было выбрано однослойное газодинамическое порошковое покрытие на основе никеля.

На рисунке 3 приведена фотография внешнего вида контакта ПИЛТ с нанесённым на рабочую поверхность покрытием на основе никеля.

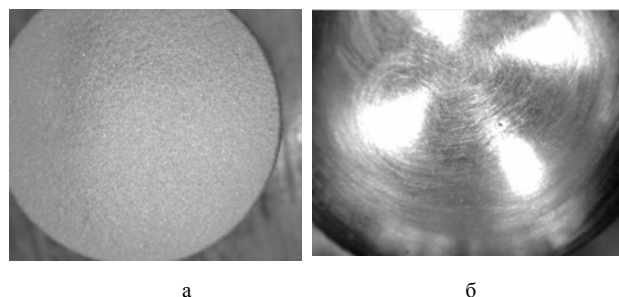


Рис. 3. Внешний вид контакта ПИЛТ из сплава ВТЗ-1 с газодинамическим покрытием на основе Ni после напыления (а) и после последующей механической обработки (б)

В исходном состоянии поверхность покрытия никеля имеет 5-ый класс шероховатости (рис.3а), после механической доводки – 7 класс шероховатости (рис.7б).

На рис. 4 приведены фотографии поперечных сечений контакта с покрытием, нанесенным на рабочую поверхность (а) и самого покрытия Ni (б).

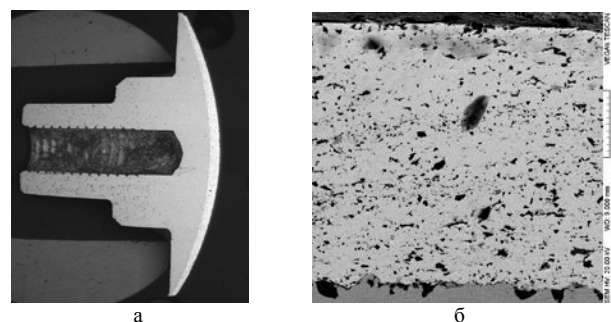


Рис. 4. Поперечные сечения электрического контакта с покрытием Ni (а), X20 и защитного покрытия никеля (б), X20000

При напылении порошковой смеси на поверхности контакта формируется покрытие на основе никеля с включениями корунда темного цвета (рис. 4б). Методом рентгеноструктурного анализа установлен двухфазный состав формируемого покрытия: Ni и α -Al₂O₃ (корунд). Основной фазой в покрытии является никель.

При газодинамическом напылении большая часть твёрдых частиц корунда, обладающих высокой кинетической энергией, испытывает упругое

соударение с поверхностью, но некоторая доля частиц всё же попадает в подложку. Поэтому включения Al_2O_3 присутствуют не только в покрытии, но и на границе раздела «покрытие-основа» и в приповерхностном слое обрабатываемого материала (рис.4б, 5а). Исследование распределения элементного состава показало в местах включений синхронный всплеск рефлексов алюминия и кислорода (рис. 5б).

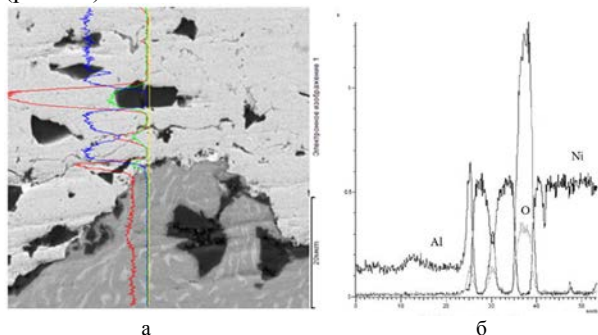


Рис. 5. Микроструктура (а) и распределение элементного состава (б) в поперечном сечении защитного покрытия на основе никеля

Толщина покрытия Ni в исходном состоянии составляет ~ 400 мкм (рис.4б). Общая пористость покрытия составляет 17,7 %, в том числе, закрытая пористость - 13,1 %, открытая - 4,6 %. Доля открытой пористости в общей пористости невелика по сравнению с закрытой, что является важным с точки зрения обеспечения защитных свойств. Среднее значение микротвердости никелевой матрицы покрытия составляет $H_{200} = 2,4$ ГПа.

Испытания адгезионной прочности защитного покрытия никеля методом микроиндентирования показали удовлетворительную прочность сцепления с подложкой. На границе раздела «покрытие-основа» не обнаружено отслоений, трещин и искажений формы отпечатка от индентора (рис.6).

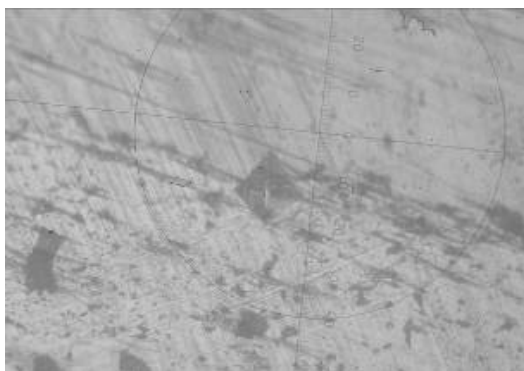


Рис.6. Картина микроиндентирования на границе раздела «покрытие-основа», X400

На рис.7 приведены зависимости падения напряжения на контактах за 90 дней испытаний. После ~ 20-ти дней испытаний кривые падения напряжения выходят на постоянный уровень: $U \sim 0,75$ В – для исходного контакта (~ в 1,5 раза

выше нормированного значения $U=0,3$ В) и $U \sim 0,3$ В – для контакта с покрытием на основе Ni (~ в 1,7 раза ниже нормированного уровня).

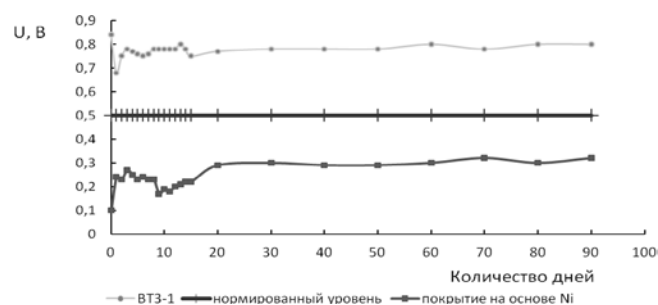


Рис. 7. Падение напряжения на контактах с покрытием на основе Ni в зависимости от временного фактора

Из анализа полученных результатов исследований установлено, что защитное газодинамическое покрытие на основе никеля, которое формирует слой на поверхности электрических контактов из титанового сплава ВТЗ-1, обеспечивает стабильность падения напряжения (не выше 0,5 В) на протяжении 90 суток и высокую коррозионную стойкость в среде морской воды.

Выводы

Применение метода газодинамического напыления (на установке «Димет-403») позволило сформировать на поверхности электрического контакта (из титанового сплава ВТЗ-1) защитное покрытие на основе никеля с двухфазным составом (никель + корунд). Повышенная толщина покрытия (~ 400 мкм) в сочетании с низкой открытой пористостью ~ 4,6 % и высокой адгезионной прочностью обеспечивает стабильность падения напряжения (не более 0,5 В) и надежную электрохимическую защиту в среде морской воды и живучесть в течение 90 дней.

Выражаю благодарность сотрудникам НПП «Трибоника»: Леванову Ю.К. - за нанесение защитных газодинамических покрытий, Фелю Я.А. – за техническую поддержку эксперимента.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИПФ РАН на проведение фундаментальных научных исследований на 2013-2020 гг. по теме № 0035-2014-0401 (№ государственной регистрации 01201458049)

1. Тарасенко Ю.П., Царёва И.Н., Кривина Л.А., Леванов Ю.К. Применение метода струйного порошкового напыления для решения проблем машиностроения // Сборник науч. трудов «Прикладная механика и технологии машиностроения», Н.Новгород. 2014. №1(23). С.101-113.
2. Тарасенко Ю.П., Царёва И.Н., Кривина Л.А., Бердник О.Б., Леванов Ю.К., Ильичёв В.А. О возможности получения защитного покрытия интерметаллидного состава методом газодинамического порошкового напыления // Вопросы материаловедения. 2015. №33(83). С. 91-100.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КОЭФФИЦИЕНТА ТРЕНИЯ МЕЖДУ ДИСКОМ И ЛОПАТКОЙ В ЗАМКОВОМ СОЕДИНЕНИИ «ЛАСТОЧКИН ХВОСТ» НА НАПРЯЖЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ДИСКА И КИНЕТИКУ ТРЕЩИНЫ МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

Е.П. Кузьмин, А.Н. Серветник, Н.А. Воробьева, А.И. Калашникова

ГНЦ ФГУП «ЦИАМ им. П.И.Баранова», Москва, Россия; evgeny_kuzmin@ciam.ru

Проведены расчетно-фрактографические исследования влияния коэффициента трения между диском и лопаткой на напряженно-деформированное состояние и период устойчивого роста трещины малоциклового усталости в наиболее нагруженной зоне диска вентилятора авиадвигателя – в замковом соединении «ласточкин хвост».

Введение.

Одним из способов соединения рабочих лопаток и дисков авиационных газотурбинных двигателей (АГТД) является замковое соединение типа «ласточкин хвост». Область перехода дна замкового паза диска в межпазовый выступ – высоконапряженная зона, в которой могут зарождаться и развиваться трещины малоциклового усталости (МЦУ) в процессе испытаний и эксплуатации АГТД (см., например, [1]). Под действием центробежных сил в зоне контакта диска с лопаткой возникают нормальные и касательные усилия, которые зависят от величины коэффициента трения μ между контактирующими поверхностями.

В настоящей работе выполнено расчетное моделирование влияния величины μ на напряженно-деформированное состояние (НДС) диска вентилятора АГТД в области замковых пазов соединения «ласточкин хвост», а также на значения коэффициента интенсивности напряжений (КИН) при развитии трещины МЦУ в этой области и на период устойчивого роста указанной трещины. На основании сопоставления результатов расчета и фрактографического анализа кинетики трещины МЦУ получена оценка величины μ .

Фрактографические исследования диска

В процессе циклических испытаний произошло разрушение диска вентилятора АГТД из титанового сплава вследствие развития в ободе диска трещин МЦУ, объединение которых привело к обрыву фрагмента обода (рис. 1а). Очаги разрушения расположены в острых углах замковых пазов соединения «ласточкин хвост» на выкружке, сопрягающей дно паза и поверхность межпазового выступа, на расстоянии около 2 мм от переднего торца обода диска (рис. 1б). В аналогичных зонах оставшегося фрагмента диска выявлены многочисленные трещины. На основе фрактографического анализа определена конфигурация восьми фронтов трещины (см. рис. 1б). Эти данные были использованы при расчетном моделировании кинетики трещины.

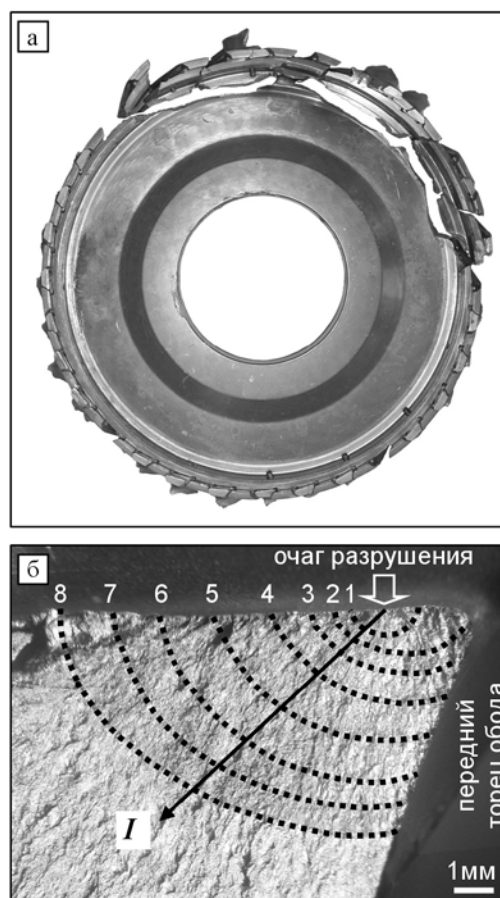


Рис. 1. Разрушенный диск вентилятора (а) и фрагмент поверхности разрушения вблизи очага с реконструированными фронтами трещины МЦУ (б)

Как показали результаты электронно-микроскопических фрактографических исследований, микрорельеф изломов (фракторельеф) вблизи очагов разрушения образован усталостными бороздками, что характерно для трещин МЦУ в высоконапряженных зонах дисков АГТД [2–4]. Испытания проводили при сложном цикле нагружения, состоящем из шести простых циклов (подциклов), включая один основной (первый) подцикл (с максимальным размахом напряжений) и следующие за ним пять одинаковых подциклов с меньшим размахом напряжений. При этом сформиро-

вался блочный фрактурельеф: в каждом блоке располагаются шесть шагов бороздок, характеризующих подрастание трещины в подциклах сложного испытательного цикла (рис. 2). Подрастание трещины за сложный цикл определяли на основании измерения ширины (шага) блоков бороздок S_6 (см. рис. 2). Период устойчивого роста вычисляли с использованием регрессионной зависимости величины S_6 от длины трещины в выделенном направлении (направление I на рис. 1б).

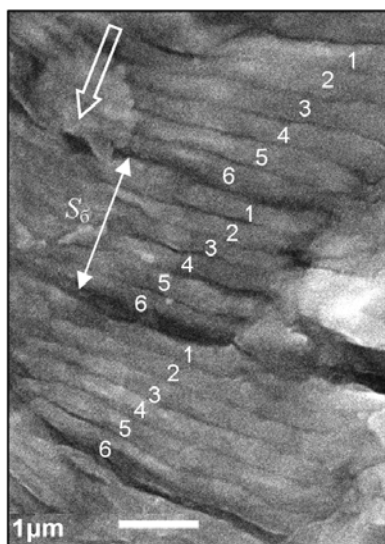


Рис. 2. Блоки усталостных бороздок при сложном цикле нагружения, состоящем из шести подциклов (контурная стрелка – локальное направление роста трещины)

Расчет НДС диска без трещины

НДС диска определяли методом конечных элементов. Были построены двумерная конечно-элементная (КЭ) модель ротора вентилятора, состоящего из четырех рабочих колес, и трехмерная КЭ модель сектора диска под одну лопатку (рис. 3а). Расчеты выполняли в упругой постановке на наиболее нагруженном режиме. На основании результатов расчета НДС двумерной модели определяли действующие на диск со стороны ротора контактные усилия \vec{F} , которые прикладывали на трехмерную модель (см. рис. 3а). На боковых поверхностях этой модели задавали условия циклической симметрии.

Расчеты проводили при следующих значениях коэффициента трения между контактирующими поверхностями диска и лопатки: $\mu = 0, 0,05; 0,1; 0,15; 0,3$ и $0,5$. При всех значениях μ зона максимальных первых главных напряжений σ_{1max} располагается на выкружке, сопрягающей дно паза и поверхность межпазового выступа со стороны острого угла и переднего торца обода диска (рис. 3б), что совпадает с местоположением очагов разрушения. Величина σ_{1max} снижается примерно на 20 % при увеличении μ от 0 до 0,5 (рис. 3в).

Расчетное моделирование фронтов трещины МЦУ в диске и определение КИН

При моделировании трещин в диске строили восемь КЭ моделей – для каждого фронта трещины, показанного на рис. 1б. При этом в ранее созданную трехмерную модель встраивали трещину с сохранением всех нагрузок и граничных условий, использованных при расчете НДС диска без трещины, включая условие циклической симметрии. Применение этого условия означает, что трещины моделируются в каждом пазу под лопатку. Правомерность такого подхода обусловлена наличием многочисленных очагов разрушения и трещин в пазах диска.

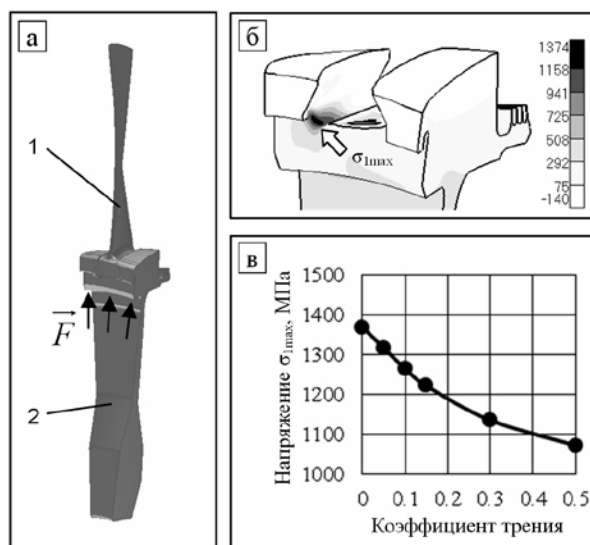


Рис. 3. Расчет НДС диска: а – расчетная модель рабочего колеса (1 – лопатка; 2 – сектор диска, \vec{F} – контактные усилия от ротора вентилятора); б – распределение первых главных напряжений в ободной части диска (МПа); в – зависимость σ_{1max} от коэффициента трения

Ориентацию плоскости трещины и координаты ее фронтов (в локальной системе координат с началом в очаге разрушения) определяли по данным фрактографических исследований (см. рис. 1б). Расчеты НДС моделей диска с трещиной выполняли при $\mu = 0; 0,05$ и $0,1$ на всех режимах сложного испытательного цикла. Значения КИН вычисляли с использованием J -интеграла в точках пересечения фронтов трещины с направлением I на рис. 1б.

На рис. 4 показаны зависимости размаха КИН ΔK_I в основном подцикле испытательного цикла от длины трещины в указанном направлении при различных значениях коэффициента трения. С увеличением μ от 0 до 0,1 размах КИН снижается примерно на 10 %. Слабое изменение размаха КИН при увеличении длины трещины в диапазоне от 1,5 до 6 мм связано с распространением трещины за пределы зоны концентрации напряжений в выкружке паза.

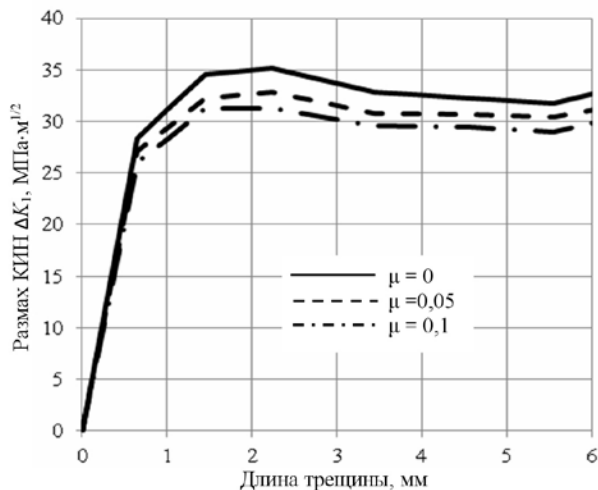


Рис.4. Зависимость размахов КИН от длины трещины при различных значениях коэффициента трения

Сравнение результатов расчетного моделирования и фрактографического реконструирования устойчивого роста трещины МЦУ

Расчет периода устойчивого роста трещины МЦУ (до восьмого фронта на рис. 1б) в условиях сложных испытательных циклов проводили с использованием теоретической модели, верифицированной при анализе развития трещин МЦУ в дисках АГТД в рабочих условиях [2–5]. Рассчитанные при $\mu = 0; 0,05$ и $0,1$ зависимости периода устойчивого роста от длины трещины (в направлении I на рис. 1б) сравнивали с экспериментальной зависимостью, полученной на основе измерения шага блоков бороздок S_6 вдоль пути развития трещины в том же направлении (рис. 5). Как видно, период устойчивого роста трещины в исследованном диапазоне изменения ее длины возрастает примерно на 30 % с увеличением μ от 0 до 0,1. Наиболее близкое соответствие между расчетными и экспериментальными данными имеет место при $\mu = 0,05$. При этом расхождение между экспери-

ментом и расчетом при всех рассмотренных значениях μ не превышает 15 %.

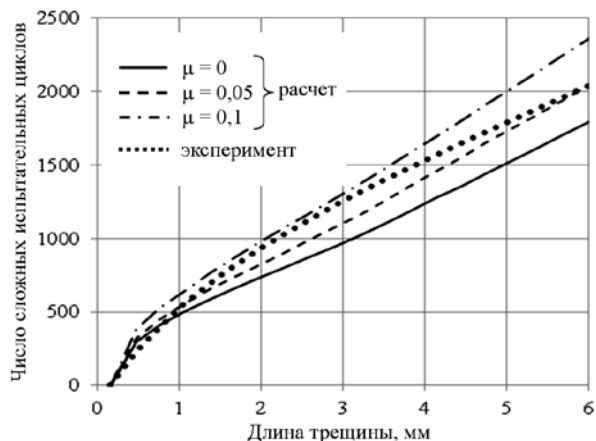


Рис. 5. Расчетные и экспериментальная зависимости периода устойчивого роста трещины от ее длины

1. Туманов Н.В., Лаврентьева М.А., Черкасова С.А., Воробьева Н.А., Портер А.М., Лешин Д.И. Исследование разрушения дисков 1-й ступени КНД двигателей Д-30КУ/КУ-154 // Труды общества независимых исследователей авиационных происшествий. Выпуск 22. М.: 2010. С. 87–102.
2. Туманов Н.В., Лаврентьева М.А., Черкасова С.А. Реконструкция и прогнозирование развития усталостных трещин в дисках авиационных газотурбинных двигателей // Конверсия в машиностроении. 2005. № 4–5. С. 98–106.
3. Туманов Н.В., Лаврентьева М.А., Черкасова С.А., Серветник А.Н. Моделирование устойчивого роста усталостных трещин в дисках турбины авиадвигателей при простых и сложных циклах нагружения // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета. 2009. № 3(19). Ч. 1. С. 188–199.
4. Туманов Н.В. Устойчивый рост усталостных трещин: микромеханизм и математическое моделирование // Заводская лаборатория. № 11. 2018 (в печати).
5. Туманов Н.В., Лаврентьева М.А., Черкасова С.А. Прогнозирование остаточного ресурса дисков турбины авиадвигателей на основании расчета периода устойчивого роста трещин малоциклового усталости // Вестник Московского авиационного института. 2011. Т. 18. № 5. С. 33–41.

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И АЗОТИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Куксенова Л.И.^{1,2}, Алексеева М.С.^{1,3}, Герасимов С.А.²

¹ИМАШ РАН, Москва, Россия; lkukc@mail.ru, ²МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва, Россия;

³ВИАМ, Москва, Россия

Представлены характеристики структуры азотированных слоев и износостойкости конструкционных сталей разных классов. Показано влияние технологических параметров процесса азотирования на эффективность свойств сталей с позиций износостойкости.

Возможности повышения эксплуатационных характеристик конструкционных материалов ограничены свойствами их структуры. Изменения структуры связаны с искажениями кристаллической решетки, изменением размера зерен и субзерен, дисперсностью и плотностью распределения упрочняющих фаз, и эти изменения не могут быть беспредельными. Долговечность и надежность деталей машин не определяется какой-либо одной характеристикой механических свойств конструкционного материала; необходимо улучшать комплекс свойств: показатели прочности и пластичности, твердости, усталости. Решение этой задачи возможно путем направленного модифицирования изделий, в частности применения методов химико-термической обработки. В ряду мероприятий, обеспечивающих повышение ресурса работы машин, особое место занимают проблемы износостойкости материалов, из которых они изготовлены.

Ниже представлены результаты исследований процесса структурообразования при диффузии азота в поверхностные слои конструкционных сталей и сплавов, которые послужили научной основой технологических принципов управления структурой азотированных материалов для получения высоких эксплуатационных характеристик деталей машин. Исследовались стали перлитного и мартенситного классов, а также модельные сплавы на основе железа с ОЦК решеткой, легированные Cr, Mo, Al в количестве до 4 ат%, и на основе железа с ГЦК решеткой, легированные Ni (29 ат%), Cr, Al, Ti в количестве до 4 ат%.

Последовательно рассмотрим особенности формирования структуры двух основных слоев модифицированного объема: нитридного слоя и диффузионной зоны.

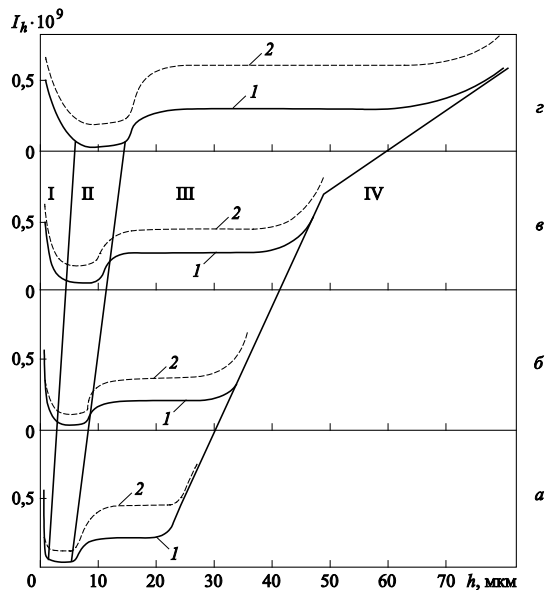
1. **Нитридный слой.** Как показали результаты рентгеноструктурного анализа, температура предварительного отпуска стали 38Х2МЮА влияет на соотношение долей фаз по толщине нитридного слоя и на их характеристики структуры. С повышением температуры предварительного отпуска толщина слоя нитридов железа, состоящего преимущественно из ϵ -фазы, возрастает. Физическое

уширение рентгеновских линий ϵ -фазы по толщине слоя неоднородно. С увеличением расстояния от поверхности $\beta_{(hkl)}$ ϵ -фазы уменьшается. При этом для каждой глубины слоя нитридов значение физического уширения линий тем выше, чем выше температура предварительного отпуска. Физическое уширение рентгеновских линий азотированной α -фазы с повышением температуры предварительного отпуска уменьшается, что связано с понижением уровня микродеформации кристаллической решетки диффузионного слоя азотированной стали. Значения размера частиц ϵ -фазы, полученные расчетом по физическому уширению рентгеновских линий, изменяется с 50 до 25 нм при изменении температуры предварительного отпуска стали от 500 до 650°C. Следовательно, ϵ -фаза находится в наноструктурном состоянии, что подтверждено электронно-микроскопическими исследованиями [1].

По данным оценки микротвердости, твердость слоя нитридов железа не зависит от температуры предварительного отпуска. Изменение твердости по Виккерсу и микротвердости по толщине слоя, оцененной по поперечному шлифу, указывает на то, что твердость материала диффузионной зоны тем выше, чем ниже температура предварительного отпуска стали.

Влияние предварительной термической обработки оказывается существенным и на эксплуатационные свойства, что отражает рис. 1, на котором приведены результаты триботехнических испытаний стали 38Х2МЮА после газового азотирования и предварительного отпуска при различных температурах. Выявлено четыре зоны: *I* – приработки, *II* – предельно низкого износа, *III* – высокой износостойкости, *IV* – повышенного износа, когда появляется задир. Очевидна закономерность – глубина залегания работоспособных зон и их толщина зависят от температуры предварительного отпуска. При ее повышении от 500 до 650 °C происходит увеличение зоны предельно низкого трения (*II*), смещение ее вглубь и существенное увеличение зоны высокой износостойкости (*III*), а в целом – значительное увеличение времени работы пары трения до задира.

Рентгеновский анализ показал, что за уровень поверхностного разрушения при трении ответственные строго определенные структурные составляющие азотированного слоя: в области предельно низкого трения (II) зона деформации состоит преимущественно из ε -нитридов ($\text{Fe}_{2,3}\text{N}$); переходная область из зоны предельно низкого трения в зону высокой износостойкости соответствует постоянно-му росту соотношения объемной доли фаз γ'/ε ; в области высокой износостойкости (III) зона деформации при трении состоит из легированного азотом α -твердого раствора, небольшого количества γ' -



нитридов и нитридов легирующих элементов.

Рис. 1. Зависимость интенсивности изнашивания основного образца стали 38X2МОА (1) и контртела (стали ШХ15) (2) от толщины азотированного слоя (предварительная температура отпуска составляла: а = 500 °С; б = 550 °С; в = 600 °С; г = 650 °С)

Оценка физического уширения β линий α -твердого раствора и ε -нитридов на разных участках изнашивания (по глубине азотированного и деформированного при трении слоя), показала, что β_ε зоны деформации всегда ниже для образцов, подвергавшихся предварительному отпуску при более высокой температуре. Следовательно, сопротивление деформации при трении слоя нитридов железа, сформированного при азотировании стали после предварительного отпуска при 650 °С, выше, чем после отпуска при 500, 550 и 600 °С. Степень деформации α -твердого раствора при трении также тем ниже (работоспособность выше), чем выше температура предварительного отпуска стали. Выявленная закономерность изменений характеристик структуры основных составляющих сохраняется для всей кривой изнашивания. Разрушение деформированных слоев наступает при достижении предельной плотности дефектов кристаллической решетки структурных составляющих. Долговечность пары

трения определяется временем до разрушения нитридного слоя в совокупности со временем изнашивания диффузионной зоны. При этом интенсивность изнашивания слоя нитридов в 2-3 раза ниже, чем диффузионной зоны и, следовательно, долговечность пары трения при наличии нанокристаллической ε -фазы на поверхности существенно увеличивается.

2. **Диффузионная зона.** На рис. 2 представлено изменение физического уширения рентгеновских линий диффузионной зоны $\beta_{(hkl)}$, твердости HV и относительной износостойкости ε сплавов с ферритной (а) и аустенитной (б) основами, азотированных при разных температурах.

Видно, что в сплавах с α -основой, рис.2а, с уменьшением твердости и $\beta_{(220)}$ относительная износостойкость увеличивается, имеет максимум, соответствующий температуре азотирования 620 °С. Результаты электронно-микроскопических исследований показали, что при повышении температуры азотирования происходит увеличение размера нитридов легирующих элементов, уменьшение плотности их распределения и потеря когерентности с матрицей [1]. Образование некогерентных частиц нитридов легирующих элементов снижает уровень микродеформации кристаллической решетки азотированного α -твердого раствора, что увеличивает запас пластичности диффузионной зоны и способствует повышению работоспособности пары при трении.

В сплавах с аустенитной матрицей, рис.2б, для всех температур азотирования наблюдается прямая корреляция между твердостью, износостойкостью и физическим уширением линий. Результаты электронно-микроскопических исследований дали основание полагать, что такая корреляция обусловлена особенностями формирования структуры диффузионного слоя: в сплавах с γ -матрицей по мере повышения температуры азотирования формируются нестабильные зародыши нитридных фаз, когерентные матрице, изменяется их состав, и происходит только частичное нарушение когерентности. Стадии формирования структуры азотированного слоя обусловлены разной природой легирующих элементов, а характеристики механических свойств определяются особенностями дислокационной структуры в зависимости от степени когерентности и соотношений решеток матрицы и нитридов.

Таким образом, для азотированных при разных температурах сплавов на основе железа с ОЦК (α -Fe) и ГЦК (γ -Fe) решетками наиболее значимыми характеристиками структурного состояния и свойств поверхностных слоев, влияющих на уровень поверхностного разрушения при трении, являются: размер частиц нитридов легирующих элементов и расстояние между ними, микродеформация кристаллической решетки твердого раствора на основе железа, значения физического уширения рентгеновских линий азотированного твердого раствора, твердость азотированного слоя, запас пластичности. На основе совокупности экспериментальных данных по

закономерностям формирования структурного состояния поверхностного слоя изделий из конструкционных сталей и их износостойкости разработан структурный критерий [2], позволяющий прогнози-

ровать триботехнические свойства азотированных слоев и управлять режимами технологического процесса азотирования.

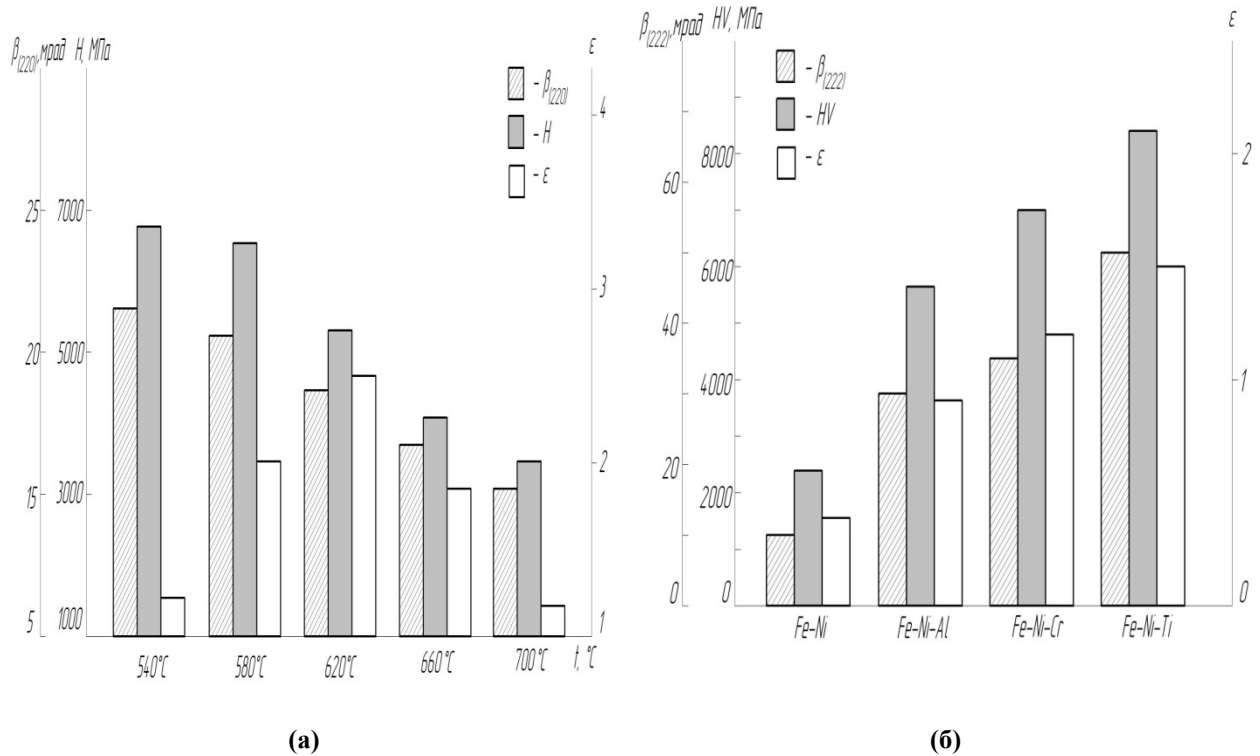


Рис. 2 Влияние температуры азотирования на микротвердость, физическое уширение интерференционных линий и износостойкость сплавов с α -матрицей (а) и γ -матрицей (б)

1. Герасимов С.А., Куксенова Л.И., Лаптева В.Г. Структура и износостойкость азотированных конструкционных сталей и сплавов. М.: МГТУ и м. Н.Э. Баумана. 2012. 518с.
2. Куксенова Л.И., Герасимов С.А., Лаптева В.Г., Алексеева М.С. Физические основы критериальной оценки техноло-

гии азотирования деталей узлов трения // МиТОМ. 2012. № 12. С.39-47.

УСТАЛОСТНАЯ ЖИВУЧЕСТЬ СТАЛИ ТИПА 20Л ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ ЭКСПЛУАТАЦИОННОГО НАГРУЖЕНИЯ

Лебединский С.Г., Москвитин Г.В., Пугачев М.С., Поляков А.Н.

Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия; SLebedinski@Yandex.ru

Проведены экспериментальные исследования закономерности развития усталостных трещин на образцах из стали класса 20Л, вырезанных из надрессорной балки грузового вагона. Особое внимание уделено моделированию процесса нагружения на электрогидравлическом стенде по эксплуатационной повторяемости нагрузок. Результаты эксперимента сравниваются с расчётом.

Для оценки прочностной надёжности несущих деталей подвижного состава по условию живучести, не достаточно иметь стандартную диаграмму усталостного разрушения материала. В виду сложных процессов накопления повреждений при эксплуатационных режимах нагружения [1,2] необходимы экспериментальные данные для формирования расчётных моделей при типизированных нерегулярных процессах нагружения. Важно иметь такие данные для фактического состояния материала в детали, учитывая, что у деталей изготовленных способом литья, и при этом имеющих сложную форму, может быть существенная неоднородность свойств материала.

Выбор типа образцов.

Для экспериментального моделирования процесса развития усталостных трещин при нерегулярном нагружении наиболее удобным может быть признан тип образца С(Т) – компактный образец для внецентренного растяжения. Образец хорошо апробирован по методам расчёта параметров напряженного состояния при развивающейся трещине, не требует больших нагрузок, хорошо применим для вырезки из литой надрессорной балки грузового вагона. Для данной работы использовались образцы из марки стали 20ГФЛ. Она представляет собой один из вариантов легирования известной марки стали 20Л (базовый тип сталей с хорошими литейными свойствами), с целью повышения предела прочности. Размер образцов был выбран 125x120x10 мм. Химический состав стали образцов: С 0,2104; Мn 1,085; Si 0,292; P < 0,0030; S 0,020; Cr 0,108; Ni 0,130; Cu 0,215; V < 0,0030; Fe 97,91.

Моделирование эксплуатационного блока нагружения.

Для моделирования эксплуатационного процесса нагружения использовано распределение экстремальных значений напряжений на раме тележки рефрижераторного вагона [3]. Данные о напряжениях получены при поездных записях сигнала с тензорезисторов при помощи классифи-

катора типа KLA-2. Распределение эксплуатационной повторяемости (рис.1) охватывает 11-ть уровней напряжений от 7,2 до 45,6 МПа. По этому распределению с помощью датчика случайных чисел сформирована подобная последовательность, экстремальных значений циклической нагрузки (на рисунке сплошная линия) Эта последовательность в цифровом виде использовалась как блок для моделирования эксплуатационного процесса нагружения образцов на электрогидравлическом стенде.

Этапы проведения испытаний.

Последовательность этапов проведения испытаний представлена на рис.2 в виде соотношения длины трещины (от линии приложения нагрузки) и уровня коэффициента интенсивности напряжения (КИН). На участках, 1 и 4 действовала регулярная циклическая нагрузка с постоянными параметрами цикла $P_{max} = 12$ и 14 кН и, поочередно, при двух значениях коэффициента асимметрии $R=0$ и $0,5$. Участки с постоянными параметрами цикла необходимы для получения опорных точек кинетической диаграммы усталостного разрушения (КДУР) испытываемого образца. На участке 2 воспроизводилось моделируемое блочное нагружение. Скачок КИН (участок 3), показанный пунктиром, вызван увеличением нагрузки при гармоническом нагружении. По полученным, при регулярной нагрузке значениям КИН и, соответствующим значениям, скорости V получены точечные значения диаграммы усталостного разрушения образца. Полученная закономерность близка к КДУР аналогичной марки стали 20ГФЛ Уральского вагонзавода (предел текучести $\sigma_t = 390$ МПа; предел прочности $\sigma_b = 590$ МПа; $\delta = 24\%$; $\Psi = 36\%$.) [4,5]. Для неё получена ранее полная диаграмма [4], которая и использована в расчёте закономерности развития усталостных трещин в исследуемой стали при блочном нагружении. При расчёте процесс нагружения схематизировался методом «дождя». На основании расчёта можно прийти к выводу, что на рассмотренной стадии развития трещины при случайном процессе нагружения, подобного тому, что в эксперименте, может быть использована модель линейного суммирования, по отношению к КДУР образца. Но при

этом необходимо уточнённое определение эффективного порога развития трещины K_{th} , то есть, с учётом нерегулярного нагружения.

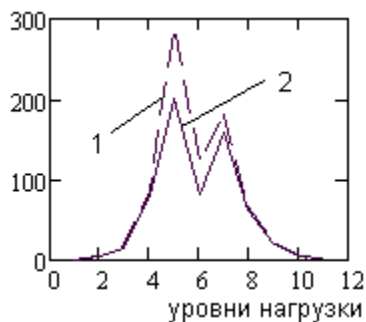


Рис.1. Повторяемость уровней напряжений;(1-эксплуатационная; 2-подобная модель)

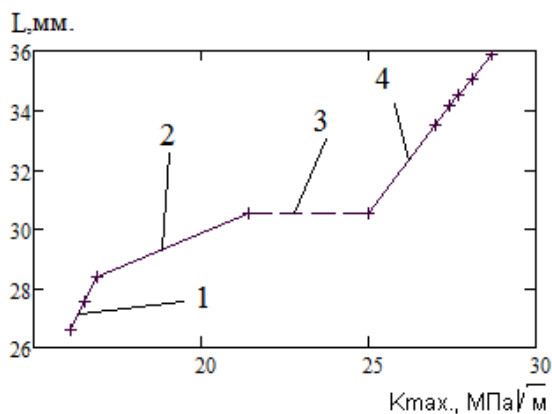


Рис.2. Длина трещины L и соответствующие максимальные значения КИН

Для оценки влияния на развитие трещины при блочном нагружении такого параметра проведён расчёт при двух его значениях: $K_{th} = 14 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, полученном на диаграмме 20ГФЛ при гармоническом нагружении [4] и известном из других работ [1] – $K_{th} = 6 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$. В данном случае, при блочном нагружении, более соответствует экспериментальной закономерности величина $K_{th,R=0} = 10 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$. (На рис.2 приведены результаты этих расчётов). В дальнейшем, этот пара-

метр требует экспериментального исследования.

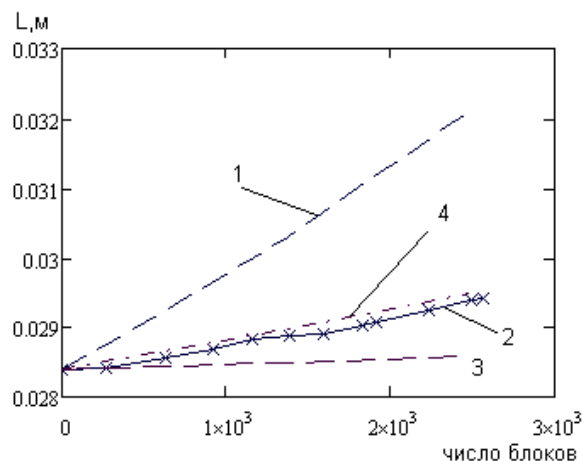


Рис.3. Закономерность развития трещины при блочном нагружении (1- расчётная при $K_{th,R=0} = 6 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$; 2- экспериментальная зависимость; 3- расчётная при $K_{th,R=0} = 14 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$; 4-расчётная при $K_{th,R=0} = 10 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$)

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (Грант № 17-08-01513А).

1. Когаев В.П., Махутов Н.А., Гусенков А.П. Расчёты деталей машин и конструкций на прочность и долговечность. Справочник. М.: Машиностроение, 1985, 224 с.
2. Романов А.Н. Распространение трещин усталости и единая кривая циклической трещиностойкости конструкционных материалов// Проблемы машиностроения и надёжности машин. 2013. №5. С.47-57.
3. Никольский Л.Н., Коцубенко В.П., Игнатенко Ю.В. Применение классифицирующих устройств типа KLA-2 для исследования нагруженности рам вагонных тележек// Брянск.: Брянский институт транспортного машиностроения. 1974.С. 11-22.
4. Лебединский С.Г., Змеева В.Н. Закономерности развития усталостных трещин в литых сталях железнодорожных конструкций// Проблемы машиностроения и надёжности машин. 2000. №3. С.98-103.
5. Москвитин Г.В., Лебединский С.Г., Пугачёв М.С. Стадии развития усталостных трещин в низколегированной стали при нерегулярном нагружении. // Проблемы машиностроения и надёжности машин. 2015. №2. С. 28 -31.

НАДЁЖНОСТЬ И БЕЗОПАСНОСТЬ ТРАНСПОРТНЫХ И ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ СИСТЕМ, ЭКСПЛУАТИРУЕМЫХ В УСЛОВИЯХ СЕВЕРА И АРКТИКИ

Лепов В.В., Петров Н.А., Григорьев А.В., Павлов Н.В., Прохоров Д.В.,

Петров В.Н., Лепова К.Я., Иванова А.А.

Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН; lepov@iptpn.vsn.ru

Представлены результаты анализа надежности энергетических и транспортных систем в экстремальных условиях арктического и субарктического климата. Рассмотрены особенности реализации многоуровневого подхода к моделированию сложных эволюционирующих систем с изменяющейся в результате фазовых переходов микроструктурой.

Надежность, безопасность, транспорт, энергетика, Север, Арктика.

Цель

При длительной эксплуатации техники и оборудования в неблагоприятных условиях Севера и Арктики, включая ремонтные работы, материал претерпевает фазовые переходы, что изменяет внутреннюю симметрию и механизмы разрушения, а также закономерности накопления повреждений. Это необходимо учитывать в соответствующих физических моделях. Новизной представленного подхода является применение многоуровневых эволюционных моделей накопления повреждений и логистической функции для оценки кооперативного повреждающего эффекта на нескольких структурных уровнях. В статье приведены данные о состоянии и характере повреждений энергетических и транспортных объектов в Республике Саха (Якутия) и пример расчета накопления повреждений и оценки ресурса бандажа локомотивного колеса. Показано, что учёт экспериментальных данных о структуре, свойствах, закономерностях вязко-хрупкого перехода в стали бандажа, а также температур эксплуатации позволяет рассчитать снижение ресурса системы в экстремальных условиях Севера и Арктики.

Материалы и методы

В работе осуществлён сбор и дан анализ аварийности и состояния энергетических объектов Республики Саха (Якутия), экспериментально методом сравнительных измерений исследован износ рельс и гребня локомотивных колёс на изогнутых участках железной дороги Нерюнгри-Томмот, методом измерения микротвёрдости исследованы механические свойства металла использованных рельс и локомотивных колёс. На основе концепции накопления повреждений предложена общая модель выработки ресурса бандажа локомотивного колеса, учитывающая температуры эксплуатации. Для анализа энтропийных процессов накопления повреждений, в том числе на наноструктурном и микроскопическом масштабном уровне, а также фазовых и структурных переходов в материале, предложено использовать концепцию статистического фрактала (мультифрактала). Для учёта многомасштабного характера повреждений и недетерминированных воздействий случайного характера, включая человеческий фактор, при оценке накопления повреждений в

материале с целью оценки ресурса элементов и узлов сложных технических систем использована логистическая зависимость теории хаоса. Это позволит на основе единого подхода моделировать выработку ресурса в транспортных и энергетических системах, эксплуатирующихся в экстремальных условиях Севера и Арктики.

Результаты и обсуждение

Эксплуатация энергетического оборудования в сложных климатических условиях приводит к ускоренному износу и дополнительным затратам на ремонт и восстановление, а также диктует повышенные требования к надежности их работы [1]. В работе выполнен анализ влияния вышеприведённых факторов на картину аварий энергетических объектов.

С целью анализа аварийных ситуаций в системе энергоснабжения республики были собраны материалы аварий по данным МЧС и энергетических компаний. Для учёта изменения температуры окружающей среды региона были использованы материалы ФГБУ «Якутское Управление по гидрометеорологии и мониторингу окружающей среды» и портала «Архив климатических данных».

По проведенному анализу аварийных ситуаций установлено, что на энергетических объектах РС(Я) в период с 2001 по 2015 гг. произошло 784 аварий и аварийных случаев. Из анализа аварий выявлено, что наиболее часто происходят отказы в системе электроснабжения (рис. 1). Интенсивность аварий повышается при низких температурах, т.е. в самые холодные месяцы отопительного зимнего периода. Высокая аварийность в летние месяцы также связана с климатическими особенностями республики, - сезонным таянием мерзлых грунтов, наводнениями, лесными пожарами, падением опор, перехлестов и обрывов проводов из-за штормового ветра и др.

По результатам расследований аварий установлено, что причиной 122 аварий являлся «человеческий фактор» в различных видах. Также одной из главных причин выхода из строя оборудования являются отказы вследствие неудовлетворительного технического состояния и износа. Износ тепловых сетей в 2015 году достигает 57%, а потери в них растут, составляя в среднем 25%, а в отдельных районах и 40%.

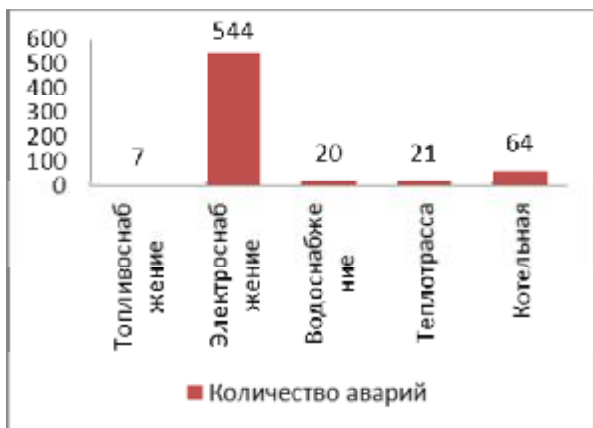


Рис. 1. Распределение аварий по системным элементам

Для определения количественных показателей надежности выполнено моделирование отказов системы теплоснабжения методом дерева событий. По результатам анализа и установления причинно-следственной структуры развития аварийных ситуаций построена вероятностная модель надежности децентрализованной системы энергетики Севера [2]. Для оценки частоты возникновения аварий на энергетических объектах, произошедших при отрицательных и положительных температурах выбраны данные без учета «человеческого фактора» [3].

Анализ показал, что наибольшая частота аварий происходит в диапазоне колебания температур за день от 0 до 9,9°C. Из всех произошедших 652 аварий максимум достигается при изменении температуры в 5-9,9°C и составляет 25,8%. При дальнейшем увеличении колебания температуры частота аварий незначительно сокращается и доходит до 19,8% на промежутке от 10 до 14,9°C и 18,6% – от 15 до 19,9°C. При 20-градусных колебаниях число аварий 53, при 25° – 9, и при колебаниях выше 30°, что случается крайне редко, произошло всего 3 аварии.

В транспортной отрасли также происходит большое число отказов, хотя на современном этапе регион РС(Я) характеризуется низким уровнем развития сети путей сообщения с круглогодичной эксплуатацией (железные дороги и автомобильные дороги с твердым покрытием). Густота наземной транспортной сети составила в 2010 году на 10 тыс. кв. км: железных дорог общего пользования - 1,7 км против 13 и 50 км по ДФО и РФ соответственно, автомобильных дорог общего пользования с твердым покрытием на 1 тыс. кв. км - 2,6 км (80 место среди субъектов РФ) против 5,4 и 32 км по ДФО и РФ соответственно. Сезонные дороги (автозимники) и с низкой пропускной способностью и грузоподъемностью составляют 92% автодорог общего пользования регионального значения.

В экстремальных условиях РС(Я) износ основных производственных фондов транспорта по отдельным группам достигает 55 - 70% и продолжает нарастать. Поэтому возникла задача существенного сокращения износа рельсов и гребней колесных пар, значительно снижающих ресурс железнодорожного

транспорта. Боковой износ рельсов исследован экспериментально, для чего выбраны 2 кривых пути с градацией радиусов менее 400 м (контрольная и экспериментальная), 4 кривых радиусом 400 м (две экспериментальные, две контрольные), и одна кривая с радиусом 1200 м на участке Нерюнгри-Томмот.

По результатам анализа дефектных колесных пар в локомотивном парке ОАО АК «Железные дороги Якутии» установлено, что по следующим дефектам производились выкатки и обточки колесных пар (КП): выщербина (выкрашивание) – 18, тонкий гребень – 13, раковина – 3, ползун – 5. Обточки по износу гребня производились на 13 КП, что составляет 34 % от общей суммы обточенных колесных пар.

Общая поврежденность материала колесной пары может быть выражена как сумма усталостных Ψ_F , ударных Ψ_L и повреждений от износа Ψ_w [4]:

$$\Psi = \Psi_F + \Psi_L + \Psi_w = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N y_{fi} + \frac{1}{K} \sum_{k=1}^K y_{lk} + \frac{1}{M} \sum_{j=1}^M y_{wj}, \quad (1)$$

где Ψ_w – величина поврежденности от износа на j -том цикле, M – показатель числа контактов, в данном случае усредненный по месяцам.

Трению сопутствуют процессы механического и молекулярного взаимодействия шероховатых поверхностей. Принимая термокинетическую модель взаимодействия [5], и усредняя напряжения в пятне контакта колеса и рельса, величину повреждений при износе можно выразить следующим уравнением:

$$\Psi_f = \int_0^T \frac{1}{J} \exp \left[-\frac{U - g\sigma(t)}{kT(t)} \right] dt = \sum_{i=1}^N \frac{1}{J} \exp \left[-\frac{U - g\langle \sigma_i \rangle}{kT_i} \right], \quad (2)$$

где T – ресурс колеса, U – энергия активации, ϑ и γ – характеристики материала, k – постоянная Больцмана, $\sigma(t)$ – среднее напряжение по пятну контакта в момент времени t , $T(t)$ – зависимость температуры по времени, $i=1,2,\dots,N$ – количество месяцев эксплуатации, $\langle \sigma \rangle$ усредненное значение напряжения. Суммирование здесь производится по календарным месяцам, средняя температура в которые на участке эксплуатации дороги известна.

Величина напряжений $\langle \sigma \rangle$ принимается равной пределу прочности стали, величина которого в пятне контакта вычисляется по усредненным показателям твердости. В данном случае для локомотивного колеса $s_b = 3,5 \cdot 365 = 1277,5$ МПа с достаточной инженерной точностью. J и g вычисляются согласно начальным и граничным условиям накопления повреждений: $t=0, y_f=0; t=T, y_f=1$.

Учет накопления повреждений на различных структурных уровнях технических систем авторами ранее предлагалось производить на основе логистической зависимости, или уравнения Ферхюльста, учитывающего немарковость процессов [6]:

$$\frac{dy}{dt} = f(T, s) \cdot y \cdot (1-y), \quad (3)$$

где y – поврежденность, T – температура, s – напря-

жение. Известно точное решение этого уравнения при постоянной величине $f(T,s)$ (например, при усреднении по календарному месяцу).

$$y = \frac{1}{1 + y_0 (e^{f(\langle T \rangle, \langle \sigma \rangle)t} - 1)} \quad (4)$$

Вид функции $f(\langle T \rangle, \langle \sigma \rangle)$ определяется процессами возникновения и роста дефектов в материалах конструкций и технических систем, которые зависят от напряженно-деформированного состояния и температуры и имеют активационную природу, как, например, процессы износа согласно уравнению (2).

Подставляя, таким образом, (2) в выражение (4) и учитывая, что повреждения будут суммироваться по календарным месяцам в зависимости от изменения температуры, и соответственно, свойств материала колёс, получим:

$$y = \sum_{i=1}^N \frac{1}{1 + y_0 \left(e^{\frac{1}{J} \exp \left[\frac{\langle U \rangle_i - g \langle s \rangle_i}{k \langle T \rangle_i} \right]} - 1 \right)}. \quad (5)$$

В случае известной месячной динамики температуры (рис.2) суммирование будет производиться по месяцам, при этом в зимние месяцы пропорционально понижению температуры будет возрастать интенсивность воздействия на элементы конструкции, а также изменяться внутренняя энергия $\langle U \rangle$ (т.е. свойства и структура материала).

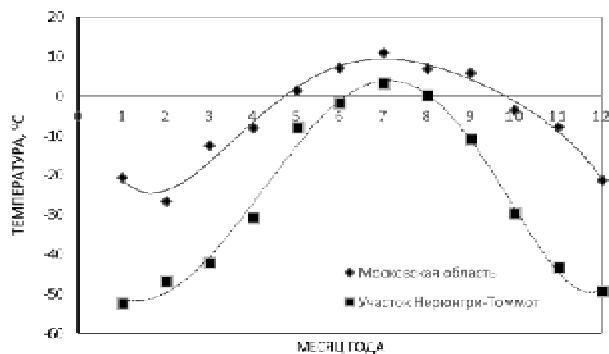


Рис. 2. Средние значения минимальных климатических температур на участке эксплуатации Нерюнгри–Томмот (Центральная Якутия) и в Московской области

Более того, подобный подход применим и для таких тонкостенных конструкций, как трубы и резервуары, при наличии дефектов в материале которых происходит локализация пластических деформаций при понижении температуры, что приводит к ускоренному росту трещин и снижению надежности. Поэтому наибольшее количество аварий и катастроф происходит в результате нарушения технологии монтажной и ремонтной сварки, когда металл шва (МШ) и зона термического влияния (ЗТВ), а также дефекты в них, приводят к концентрации напряжений и ускоренному росту трещин [7].

Расчет накопления повреждений согласно приведенной модели, произведенный для материала

обода локомотивного колеса, а также ЗТВ и МШ стали 09Г2С, эксплуатирующейся в условиях малоциклового усталости в Центральной Якутии, показывает, что ресурс конструкций вырабатывается значительно раньше, чем при эксплуатации в более благоприятных условиях средней полосы России.

Заключение

Эксплуатация энергетического оборудования в сложных климатических условиях Арктики и Субарктики приводит к ускоренному износу и дополнительным затратам на ремонт и восстановление, а также диктует повышенные требования к надежности работы. Выполнен анализ влияния вышеприведенных факторов на картину аварий энергетических и транспортных систем.

Из анализа аварий энергосистем выявлено, что наиболее часто происходят отказы в системе электроснабжения. По результатам анализа и установления причинно-следственной структуры развития аварийных ситуаций построена вероятностная модель надежности децентрализованной системы энергетики, которая позволяет определить надежность, выделить возмущения, которые могут привести к снижению надежности и живучести системы.

Также сниженной надежностью и пониженным ресурсом характеризуются элементы транспортных систем, находящиеся в условиях малоциклового нагружения и ударно-контактного износа при низких температурах эксплуатации. Предложена модель накопления повреждений, учитывающая изменение структуры и свойств материала вследствие вязко-хрупкого перехода.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 18-48-140015), Минобрнауки РФ (субсидия № 01201361593). Экспериментальные результаты получены на оборудовании Центра коллективного пользования «Станция натуральных испытаний» ИФТПС СО РАН.

Ссылки на использованные источники

1. Лепов В.В., Петров Н.А., Захаров В.Е. Обеспечение энергетической и техногенной безопасности в регионах холодного климата // Экономика Востока России. 2016. №1. С.16-21.
2. Phokhorov V.A., Prokhorov D.V. North Energy System Risk Analysis Features // Therm. Eng. 2015. V.62. P.1008-1011.
3. Прохоров В.А., Прохоров Д.В., Захаров В.Е. Классификация аварий чрезвычайного характера систем энергетики Севера // Проблемы безопасности и чрезвычайных ситуаций. 2015. №5. С.56-64.
4. Григорьев А.В., Лепов В.В. Всесезонная модель оценки ресурса локомотивного колеса и рельса на основе анализа интенсивности бокового износа // Вестник Иркутского государственного технического университета. 2017. Т.21. №8. С.186-192.
5. Горячева И.Г. Моделирование изнашивания деформируемых тел на разных масштабных уровнях // Физическая мезомеханика. 2007. Т.10. №5. С.31-39.
6. Lepov V.V. Structural evolution modeling of damage accumulation processes in modern metallic and polymer nanomaterials // World J. Eng. 2012. 10. P.205-212.
7. Lepov V.V., Grigoriev A.V., Bisong M.S., Lepova K.Ya. Brittle Fracture Modeling for Steel Structures operated in the Extreme // Procedia Structural Integrity. 2017. 5. P.777-784.

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ТВЕРДОСТЬ СВЕРХУПРУГОГО ТВЕРДОГО УГЛЕРОДА, ПОЛУЧЕННОГО ИЗ ФУЛЛЕРЕНОВ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

И.Н. Лукина¹, В. Буайо², О.П. Черногорова¹, Е.И. Дроздова¹, Е.А. Екимов³,
М.М. Ляховицкий¹, Н.А. Минина¹

¹ Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия; lukina.i.n@yandex.ru

² Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана (национальный исследовательский университет), Москва, Россия

³ Институт физики высоких давлений им. Л.Ф. Верещагина РАН, Москва, Россия

Высокие значения твердости (~35 ГПа) и упругого восстановления (~74%) углеродных частиц, армирующих металлматричные композиционные материалы (КМ), практически не изменяются при повышении температуры измерения до 400 °С и резко снижаются при 500 °С. Трибологические испытания показали некоторое снижение коэффициента трения КМ (с 0,16 до 0,12) после отжига при 500 °С.

Введение

Металлические композиционные материалы (КМ), армированные углеродными частицами, полученными из фуллеренов под давлением, многократно превосходят матричный металл по износостойкости при снижении коэффициента трения благодаря уникальному сочетанию твердости (до 40 ГПа) и сверхупругости (упругое восстановление 80-90%) армирующих частиц [1,2]. Изучение их термической стабильности важно как для понимания природы этих фаз, так и для оценки рабочих температур КМ. Данные по температурной стабильности продуктов превращения фуллеритов под давлением в литературе весьма немногочисленны. Было установлено, что при нагреве до 380 °С полимеризованные структуры при многократном нагреве возвращаются к исходному состоянию исходного ГЦК фуллерита - пристия, а аморфные структуры претерпевают частичную графитизацию [3]. Аналогичные данные получены на пленке C₆₀, которая после облучения состоит из неразрушенных молекул C₆₀ и аморфного углерода [4]. По структуре и свойствам аналогом продуктов превращения фуллеренов под давлением являются аморфные алмазоподобные пленки (АПП), на которых превращения при нагреве изучены более подробно. Показано, что при отжигах происходит их графитизация при температурах выше 400-600 °С, а при более высоких температурах происходит разрушение покрытий [5,6]. Целью данного исследования являлось изучение механических свойств армирующих углеродных частиц, таких как твердость H_{IT}, модуль упругости E_{IT}, упругое восстановление in situ вплоть до температур 500 °С в воздушной атмосфере, а также влияние нагрева до 500 °С на триботехнические свойства КМ на основе кобальта.

Материалы и методы исследования

Металломатричные КМ были синтезированы из смеси порошков кобальта с 10 вес.% фуллеритов C_{60/70}. Предварительно фуллериты подвергали механической активации в течение 4 часов в среде Ar. Термобарические условия синтеза (800 °С, 8 ГПа) обеспечи-

вали коллапс фуллереновых молекул, превращение их в частицы сверхупругой твердой углеродной фазы и спекание КМ. Микроструктуру образцов исследовали с помощью светового микроскопа Olympus (Olympus GX51). Физико-механические свойства (ГОСТ Р 8.748-2011) углеродных частиц измеряли при комнатной температуре с помощью динамического микротвердомера DUN-211 (Shimadzu, Япония), а при повышенных температурах на установке NanoTest (Micro Materials Ltd, Великобритания) в воздушной атмосфере в интервале температур 100-500 °С с шагом 100 °С. Длительность выдержек при каждой температуре составляла 5 часов.

Триботехнические испытания образцов КМ проводили на установке УМТ-3МО фирмы SETR по схеме палец-диск с круговым движением. Трибологические испытания проводили при линейной скорости 0,3 м/сек в течение 2 часов по контртелу из стали твердостью 62 HRC при нормальной нагрузке 50 Н. Испытания на абразивное изнашивание выполняли при скольжении образцов по шлифовальной бумаге (электрокорунд, зернистость 18 мкм) по свежему следу при линейной скорости скольжения 0,3 м/с и нормальной нагрузке 10 Н. Величину абразивного износа определяли по потере массы КМ при прохождении пути длиной 9 м.

Результаты и их обсуждение

Синтезированные КМ содержат гладкие однородные включения армирующей углеродной фазы размером до 200 мкм. Для этих включений характерны высокие значения твердости индентирования (H_{IT} = 33-39 ГПа), модуля индентирования (E_{IT} = 130 – 140 ГПа) и упругого восстановления, выраженного как отношение работы упругой деформации к общей работе деформации ($\eta_{IT} > 80\%$). Высокотемпературное индентирование углеродных частиц на воздухе не выявило существенных изменений механических свойств при повышении температуры измерения до 400 °С (при 400 °С H_{IT} = 30-32 ГПа и E_{IT} = 130 ГПа), тогда как при повышении температуры измерения до 500 °С твердость снижается в 6-8 раз, а модуль инден-

тирования уменьшается до $E_{IT} = 95$ ГПа (рис. 1).

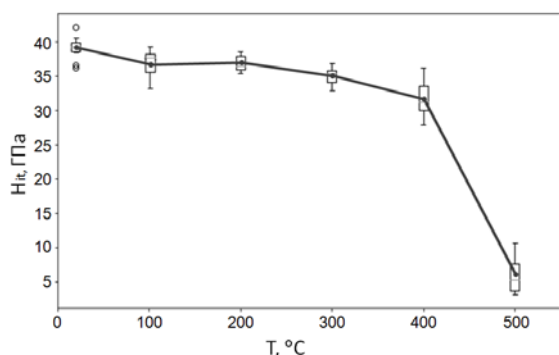


Рис. 1. Температурная зависимость твердости углеродных частиц в КМ

Кривые индентирования углеродных частиц, полученные при 20 – 400°C, практически идентичны (рис. 2). Они показывают высокую степень упругого восстановления (>70%) и небольшую глубину погружения (1,2-1,3 мкм). Такие кривые характерны для сверхупругих твердых материалов. Кривые, полученные при 500°C, демонстрирует большую остаточную деформацию ($\eta_{IT} = 10\%$).

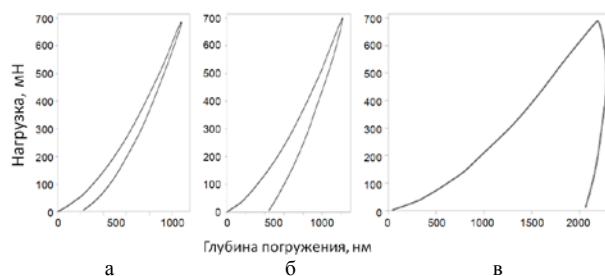


Рис. 2. Кривые индентирования при 20°C (а), 400°C (б) и 500°C (в)

Исследование структуры углеродной фазы методом спектроскопии КРС показало, что исходная углеродная фаза в КМ имеет аморфную структуру, аналогичную структуре алмазоподобных покрытий. После нагрева на воздухе до 500°C на поверхности углеродных частиц наблюдается черный налет, который представляет собой разупорядоченный графит. Спектр КРС углеродных частиц отожженного образца на глубине 100 мкм также указывает на протекание процесса графитизации, но в значительно меньшей степени, чем на поверхности образца.

Трибологические испытания КМ после нагрева до 500°C показывают небольшое снижение коэффициента трения (от 0,16 до 0,12) (рис.3). Для сравнения на рис 3 приведена кривая испытания образца из чистого кобальта без армирующей фазы.

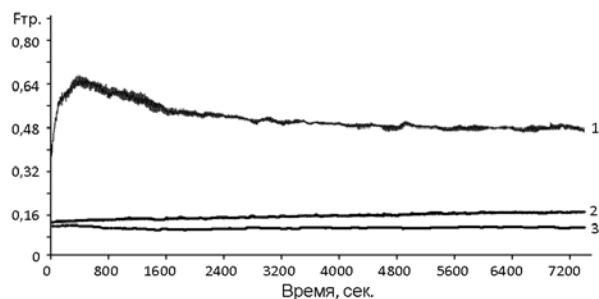


Рис. 3. Коэффициент трения в зависимости от времени испытания: (1) кобальт, (2) КМ без отжига, (3) КМ, отжиг 500°C.

Спектры КРС углеродной фазы после трибологических испытаний показали, что в обоих случаях, как без отжига, так после отжига происходит некоторая графитизация трибослоя. Графитизация углеродных частиц в отожженном образце способствует снижению коэффициента трения КМ, однако износостойкость образцов после отжига при 500°C снижается в 6-9 раз. При этом отожженный КМ по износостойкости в 20 раз превосходит матричный металл.

На основании проведенных исследований установлено, что работоспособность КМ, армированного сверхупругой твердой углеродной фазой, полученной из фуллеренов под давлением, сохраняется до температур 400°C включительно на воздухе. В защитной атмосфере она может сохраняться и до более высоких температур.

Работа выполнялась по государственному заданию № 007-00129-18-00 (П34).

1. Chernogorova O., Drozdova E., Ovchinnikova I., Soldatov A., Ekimov E., Structure and Properties of Superelastic Hard Carbon Phase Created in Fullerene-Metal Composites by High Temperature-High pressure Treatment // J. Appl. Phys. 2012. V.111. P.112601-1—112605-5.
2. Ушакова И.Н., Дроздова Е.И., Черногорова О.П., Блинов В.М., Екимов Е.А., Триботехнические свойства металл-матричных композиционных материалов, армированных частицами сверхупругого твердого углерода // Металлы, 2016. № 3. С. 18—24.
3. Buga S., Blank V., Fransson A., Serebryanaya N., Sundqvist B., DSC Study of Annealing and Phase Transformations of C₆₀ and C₇₀ Polymerized under Pressures in the Range 9.5-13 GPa // J. Phys. Chem. Solids. 2002. V.63. P.331—343.
4. Huck H., Halac E.B., Reinoso M., Dall'Ase'n A.G., Somoza A., Deng W., Brusa R.S., Karwasz G.P., Zecca A. Microstructural Analysis of Carbon Films Obtained from C₆₀ Fullerene Ion Beams, Appl. Surf. Sci. 2003. V.211. P. 379—385.
5. Miyoshi K. Tribological Studies of Amorphous Hydrogenated Carbon Films in a Vacuum, Space Like Environment// Proc. 1st Int. Conf. "Applications of Diamond Films and Related Materials". — Elsevier Science Publishers. — 1991, 699—702.
6. Семенов А. П. Трибологические свойства и вакуумные нонно-плазменные методы получения алмазных и алмазоподобных покрытий // Трение и износ. 2009. Т.30, №1, С.83—102.

МЕТОД РАСЧЕТА ПОЛЕЙ НАПРЯЖЕНИЙ ОТ УПРОЧНЯЮЩИХ ЧАСТИЦ ПРИ НЕОДНОРОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

М.В. Максимов¹, С.В. Кириков²

¹АО «ЦНИИ «Буревестник», Нижний Новгород, Россия, maxdass@yandex.ru

²Институт проблем машиностроения РАН, Нижний Новгород, Россия

Приведен метод расчета полей упругих напряжений от частиц второй фазы пластически деформируемых поликристаллов, с помощью покрытия частицы системой прямоугольных сегментов. Показано что любую систем виртуальных дислокационных отрезков, распределенных на прямоугольном сегменте можно представить в виде комбинации четырех мезодефектов. Данного метод может быть применен для расчета напряжений в задачах исследования структуры материалов, а в частности при моделировании кинетики дислокационного ансамбля.

Введение.

Современное материаловедение требует использования материалов, надежно работающих в разных температурных условиях, при активных деформациях, и прочих воздействиях. Одним из видов таких материалов являются сплавы, в которых основным несущим элементом является металлическая матрица, распределенными в ней упрочняющими частицами. Эффективность упрочнения зависит от свойств частиц, их количества, формы, размеров, а также их распределения в матрице. Необходимость исследования механизмов формирования высокой прочности дисперсно-упрочненных материалов для управления их прочностными и пластическими свойствами сохраняет свою научную и практическую значимость.

При изучении влияния упрочняющих частиц математическое моделирование приобретает особо важное значение, поскольку создаваемые ими неоднородные поля напряжений существенным образом влияют на процессы структурообразования и реологию пластического течения поликристаллов. Поэтому, разработка эффективных методов расчета полей напряжений, позволяющих исследовать процессы упрочнения является актуальной задачей физики прочности и пластичности.

Существует большое количество методов расчета упругих полей включений в материалах. Эти методы включают метод функций Грина, метод поверхностных дислокационных петель и т.д [1,2]. Наиболее оптимальным методом для задач структурообразования является метод виртуальных поверхностных дислокаций, который в общем виде впервые был сформулирован Кроупой и Лейчеком [3]. В основе этого метода лежит размещение на границе включения непрерывно распределенных виртуальных дислокаций и/или дислокационных петель. Если суммарный тензор собственных деформаций, создаваемых такими дефектами, равен тензору собственных деформаций, создаваемых включением, то перемещения, деформации и напряжения, создаваемые включением, равны

суммам соответственно перемещений, деформаций и напряжений, создаваемых виртуальными поверхностными дислокациями и/или дислокационными петлями.

Однако, в настоящей работе мы предлагаем метод, который является развитием метода поверхностных виртуальных дислокаций. При этом поля напряжений от дислокационных скоплений, распределенных на частицах второй фазы, могут быть описаны простыми аналитическим выражениями. Предложенный нами метод имеет ряд важных:

1. расчет полей происходит от дизъюнктного множества квадратных (прямоугольных) сегментов на границе, каждый из которых характеризуется некой дислокационной плотностью, накопленной в ходе неоднородной пластической деформации. Вследствие этого расчет вводится от заданного количества источников напряжений, а не от постоянного увеличивающего количества дислокационных петель.

2. рассматриваемые сегменты, напрямую связаны с мезодефектами, которые имеют понятный геометрический и физический смысл [4-6]. Поэтому данный метод наиболее оптимален для задач структурообразования.

Описание метода.

Рассмотрим матрицу v , содержащее некоторое количество включений второй фазы в виде маленьких кубиков, каждый из которых имеет свою дислокационную плотность, накопленную в ходе пластической деформации (рис.1). Покроем (аппроксимируем) частицу второй фазы дизъюнктным множеством квадратных (прямоугольных) сегментов со стороной h . Характерный размер сегментов выбираем таким образом, чтобы выполнялись следующие условия:

- среднее расстояние между дислокационными отрезками должно быть намного меньше характерного размера сегмента $r_i = \sqrt{S_i}$
- распределение дислокационных отрезков по сегменту должно быть примерно однородным

• сегменты должны покрывать грань с достаточной точностью, ошибка расчета будет пропорциональна:

$$\Delta\sigma / \sigma \approx |S_{ed} - \sum S_i| / S_{ed} \quad (1)$$

где S_{ed} – суммарная площадь границы, $\sum S_i$ – суммарная площадь всех сегментов. Найдем поля напряжения от сегмента S_i . Каждый сегмент S_i имеет свою дислокационную плотность, которая описывается тензором плотности вектора Бюргерса \hat{B}_i (2):

$$\hat{B}_i = \sum_k [\rho(\vec{l} \otimes \vec{b})]_{k,i} = -\vec{N}_i \times \Delta\hat{\beta}_i, \quad (2)$$

где $\rho_{k,i}, \vec{l}_{k,i}, \vec{b}_{k,i}$ – плотность дислокаций, единичный вектор касательной к линии дислокации и вектор Бюргерса дислокации k -ого семейства i -ого сегмента, $\Delta\hat{\beta}_i$ – скачок пластической дисторсии, локализованный на рассматриваемом сегменте границы зерна.

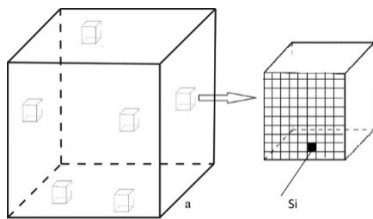


Рис. 1. Разбиение частицы второй фазы на квадратные сегменты

В лабораторной системе координат при рассмотрении сегмента S_i базис, связанный с данным сегментом будет иметь следующие направления: $\vec{N}_i, \vec{\tau}_i$ и $\vec{\xi}_i$. При этом количество компонентов тензора уменьшится до 6. Исходя из физического смысла компонентов тензора плотности вектора Бюргерса, любую систему дислокаций можно представить в виде двух семейств перпендикулярных дислокационных отрезков, ориентированных вдоль сторон сегмента. Полями упругих напряжений от сегмента будет сумма полей всех семейств дислокационных отрезков.

Для нахождения выражения компонентов полей напряжений, куда будут входить параметры как плотность вектора Бюргерса, длина дислокационных отрезков l и величина плеча сегмента, по которому распределены эти отрезки, перейдем от дискретного распределения дислокационных отрезков к их континуальному распределению. Данный переход правомерен вследствие выполнения условий на размер сегмента, указанного выше. Распределение отрезков представим как суперпозицию двух континуальных распределений дислокаций с

нормальной $\vec{\omega}_N$ и тангенциальной $\vec{\omega}_{tau}$ составляющими вектора Бюргерса:

$$\vec{\omega}_N = \frac{(\vec{b}_\Sigma \cdot \vec{e}_2)\vec{e}_2}{2a} \quad \vec{\omega}_{tau} = \frac{\omega_{ed}\vec{e}_1 + \omega_{scr}\vec{e}_3}{2a}$$

где $\omega_{ed}, \omega_{scr}$ – краевая и винтовая компоненты дислокаций с тангенциальным вектором Бюргерса.

Поле упругих напряжений от континуального распределения дислокационных отрезков находим интегрированием полей от дислокационных отрезков [1] с бесконечно-малым вектором Бюргерса $d\vec{b} = \vec{\omega}dl$.

После нахождения напряжений от каждого семейства дислокационных отрезков получим суммарное поле как суперпозицию полей.

Исходя из вышесказанного все множество дислокационных сегментов, накопленных на данном сегменте в ходе пластической деформации эквивалентно, четырем семействам дислокационных отрезков:

- 1) $\vec{l} \parallel \vec{\xi}$ и $\vec{\omega}_N = (\vec{\xi} \cdot \hat{B} \cdot \vec{N})\vec{N}$
- 2) $\vec{l} \parallel \vec{\xi}$ и $\vec{\omega}_{tau} = (\vec{\xi} \cdot \hat{B} \cdot \vec{\tau})\vec{\tau} + (\vec{\xi} \cdot \hat{B} \cdot \vec{\xi})\vec{\xi}$
- 3) $\vec{l} \parallel \vec{\tau}$ и $\vec{\omega}_N = (\vec{\tau} \cdot \hat{B} \cdot \vec{N})\vec{N}$
- 4) $\vec{l} \parallel \vec{\tau}$ и $\vec{\omega}_{tau} = (\vec{\tau} \cdot \hat{B} \cdot \vec{\tau})\vec{\tau} + (\vec{\tau} \cdot \hat{B} \cdot \vec{\xi})\vec{\xi}$

Важно заметить, что случай бесконечного сегмента с плечом a , содержащего семейство прямолинейных дислокаций с нормальным вектором Бюргерса эквивалентен случаю дисклинационного диполя с плечом a . Бесконечный сегмент, содержащий семейство прямолинейных дислокаций с тангенциальным вектором Бюргерса эквивалентен, рассмотренному ранее в литературе планарному мезодефекту. Таким образом поля от введенных выше сегментов в случае, когда $l \gg 2a$ вырождаются в уже известные мезодефекты. В качестве примера на рис. 2 приведены примеры полей напряжений для семейства с тангенциальным и нормальным векторам Бюргерса в сечении. Из рисунка видно, что они совпадают с соответствующими мезодефектами.

Выводы.

Разработан метод расчёта полей напряжений от границ неоднородно деформирующихся кристаллов, являющийся развитием метода виртуальных дислокаций. Данный метод будет применен в дальнейших исследованиях при расчетах полей напряжений на границах зерен и упрочняющих частицах при моделировании кинетики дислокационного ансамбля при неоднородной деформации.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 18-33-00195.

1. Овидько И.А., Шейнерман А.Г.. Упругие поля наноскопических включений в нанокompозитах // *Materials Physics and Mechanics*. 2010. Т.10. №1-2. С. 1–29.
2. Eshelby J.D.. The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion and related problems // *Proc. Roy. Soc.* 1957. V.241, P.376-396.
3. Kroupa F., Lejček L. // *Czech. J. Phys. B* 20. 1970 P. 1063-1080.
4. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М.: Металлургия. 1986. 224 с.
5. Рыбин В.В., Перевезенцев В. Н., Кириков С.В.. Формирование оборванных дислокационных границ деформационного происхождения на фасетированных границах зерен // *Физика металлов и металловедение*. 2018. Т.119. №5. С.444–452
6. Rybin V.V., Zisman A.A., Zolotarevsky N.Yu.. Junction disclinations in plastically deformed crystals // *Acta Met. Mater.* 1993. V. 41. P. 2211–2217.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНО-РАСЧЁТНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ НДС ЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ ПРИ ПРОИЗВОЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ ТЕПЛОНОСИТЕЛЯ

С.В. Маслов¹

¹Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия; maslovsv@inbox.ru

Аннотация. Рассмотрена методика мониторинга истории изменения напряжённого состояния недоступных для измерений зон теплоэнергетических установок, подвергающейся тепловым воздействиям со стороны теплоносителя с произвольно меняющейся температурой. В качестве исходных данных используются получаемые экспериментально функции изменения температур и напряжений в контрольных точках конструкции. Полученные результаты используются для уточнения истории нагружения и степени повреждения металла конструкции.

Ключевые слова: системы диагностики, напряжённо-деформированное состояние, тепловые воздействия, расчётно-экспериментальные алгоритмы, натурная тензометрия.

Цель работы

Целью работы является совершенствование методов эксплуатационного мониторинга напряжённо-деформированного состояния (НДС) ответственного оборудования АЭС и ТЭС, эксплуатируемого в условиях быстрых изменений температур теплоносителя и непостоянных условий механического нагружения. Для реализации методики определения НДС в системах диагностики, эффективных в указанных условиях, ставится задача разработки комбинированных методов анализа с использованием результатов тензоизмерений (полученных для доступных точек конструкции) и вычислительных алгоритмов, основанных на решении прямых и обратных задач экспериментальной механики.

Использование результатов натурной тензометрии для регуляризации решений обратных задач термоупругости

Результаты экспериментального контроля параметров НДС (измеренных значений деформаций и напряжений), получаемые в условиях реального эксплуатационного нагружения установки [1], лишь в отдельных случаях можно непосредственно использовать для оценки повреждаемости, вносимой тем или иным реализованным режимом эксплуатационного нагружения из-за несоответствия мест расположения измерительных преобразователей и опасных точек на поверхности конструкции. Измерительные точки выбираются, исходя из геометрических особенностей конструкции и результатов предварительного расчёта, определяющего наиболее опасные зоны конструкции. Во многих случаях установка тензорезисторов непосредственно в зонах концентрации и на внутренних поверхностях оборудования оказывается невозможной. В особенности это относится к зонам сопряжения корпусных элементов с патрубками ввода теплоносителя, имеющих сложную геометрию и неоднозначно определяемые условия теплообмена. Наиболее характерные конструктивные особенности подобных элементов, часто встречающиеся при натурных тензометрических исследованиях, показаны на рис.1.

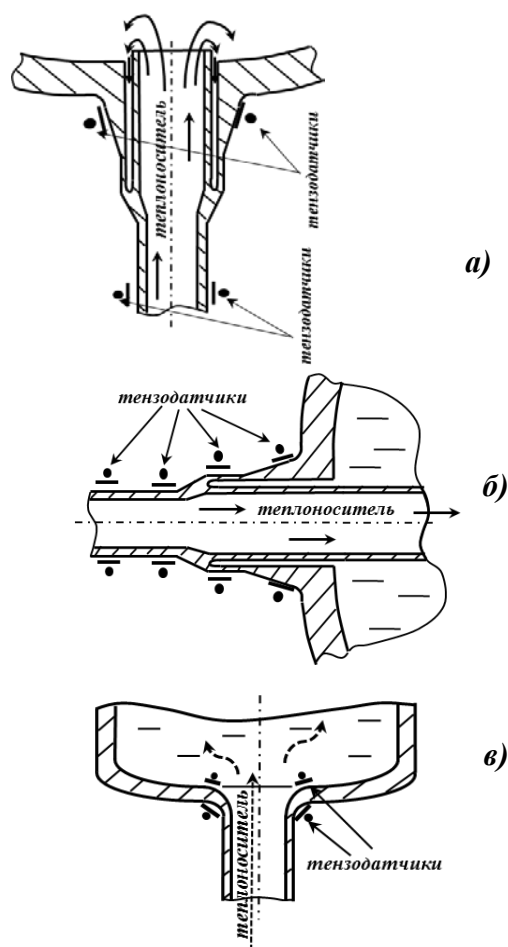


Рис. 1. Варианты исполнения патрубков ввода теплоносителя: а) с защитным тепловым экраном; б) с отводом теплоносителя; в) с непосредственным вводом теплоносителя

Для расчётного определения НДС в опасных точках можно использовать решение прямой задачи термоупругости, в которой в качестве исходных данных задаются поля температур для выделенного элемента. В свою очередь, для расчётного определения температурных полей можно использовать функции изменения температуры теплоносителя и коэффициенты теплоотдачи, задающие граничные условия теплообмена 3-го рода. Для восстановления параметров теплового потока на внутренней по-

верхности возможно применение нескольких алгоритмов [2]. Самый «простой» способ – измерение температуры внутренней поверхности или (что даёт менее точный результат) температуры теплоносителя и скорости его потока. В случае, если подобные измерения невозможны, необходимо применение косвенных методов контроля. Один из них основан на решении обратной задачи теплопроводности [3] с использованием в качестве исходных данных измеренных температур наружной поверхности цилиндрических участков трубопроводов. Решаемое при этом интегральное уравнение Вольтера 1-го рода является неустойчивым относительно погрешностей исходных данных, так как тепловые потоки с различными флуктуациями вызывают неотличимые температуры наружной поверхности. Кроме того, в результате эффекта теплового запаздывания возникает неопределённость в «привязке» процесса к шкале времени, используемой в системах контроля параметров энергоустановки. В связи с этим усложняется задача суммирования НДС, вызываемых различными нагружающими факторами (давлением, самокомпенсацией трубопроводов, градиентом температуры по толщине стенки). Альтернативным методом является решение обратной задачи термоупругости (ОЗТУ), основанное на использовании в качестве исходных данных измеренных функций изменения напряжений на наружной поверхности теплоизолированного цилиндрического участка трубопровода. Требование тепловой изоляции наружной поверхности связано с невозможностью измерения потока тепла, отдаваемого в окружающую среду.

Постановка такой задачи показана на рис. 1.

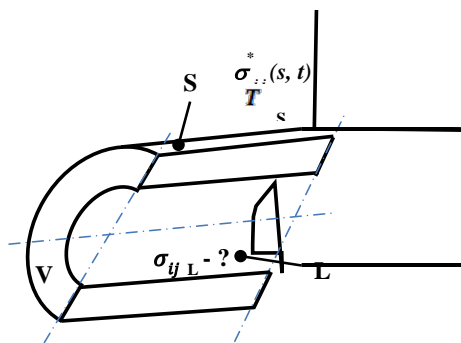


Рис. 2. Постановка обратной задачи термоупругости для определения нагруженности внутренней поверхности по измеренным значениям напряжений и температур

Так как методами натурной тензометрии определяются компоненты тензора напряжений, а не перемещения, то решение записывается в виде:

$$\int_0^t d\tau \int_L G_{ij}^0(s, x, t - \tau) T(x, \tau) dL(x) = \sigma_{ij}^*(s, t) - \sigma_{ij}^0(s, t) \quad (1)$$

где G_{ij}^0 – 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, связанные с изменением внутреннего давления и с эффектом самокомпенсации трубопроводов. 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 данные, полученные методами тензометрии по дополнительные средства измерений, расположенным в нескольких сечениях трубопровода.

Полученные в результате решения обратной задачи функции изменения температуры внутренней поверхности относятся к регулярному участку трубопровода, но не ко всему исследуемому элементу (патрубкам и зонам сопряжения с корпусными элементами, см. на рис.1), 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 коэффициент теплоотдачи (для потока воды в контурах АЭС можно принять 5000 Дж/м²*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.

Использование разработанной методики для определения НДС в типовых конструкциях патрубков ввода теплоносителя

Применение предложенного алгоритма для анализа НДС приведенных на рис.1 характерных конструкций патрубков требует проверки корректности задания условий теплообмена в объёме основного корпуса и зоны его сопряжения с патрубком. Для конструкции, показанной на рис. 1 а) следует учитывать, что 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 варианта, показанного на рис. 1б) подобных трудностей не возникает, температура и условия теплообмена в период возникновения максимальных напряжений соответствуют стационарному состоянию. Наконец, вариант, приведенный на рис. 1в) при кажущейся простоте конструкции наиболее опасен с точки зрения повреждаемости исследуемого элемента, и требует тщательного подбора функции изменения температуры и условий теплоотдаче в зоне патрубка в корпусную деталь.

Предложенный алгоритм применён для соответствующего варианту 1 а) по геометрии и условиям нагружения элемента – патрубка ввода теплоносителя парогенератора ПГВ-1000. Для оценки температурного состояния патрубка используется расчётное моделирование процессов теплообмена; принимается допущение осевой симметричности температурного поля. Рассматриваемая двумерная задача решается в программном комплексе ANSYS, конечно-элементная сетка - из элементов «plane 55».

Для восстановления температурного поля на внутренней поверхности патрубка использовались алгоритм, основанный на решении обратных задач термоупругости и теплопроводности [2,3] с использованием экспериментальных данных по напряжениям и температурам в измерительных точках, расположенных на наружной поверхности цилиндрической части. Восстановленные функции изменения температур теплоносителя, наружных и внутренних поверхностей патрубка приведены на рис. 3.

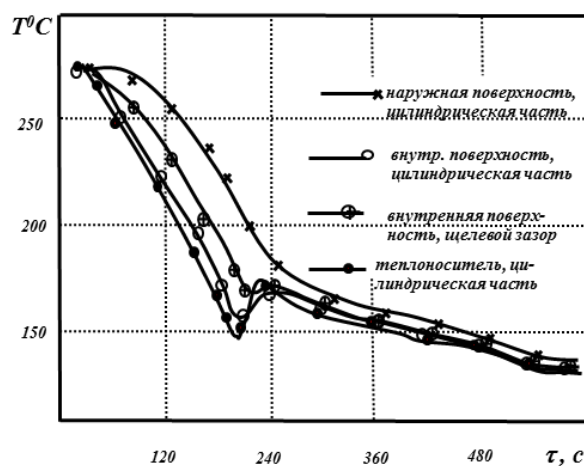


Рис. 3. Температуры наружной (измеренные), внутренней (из решения ОЗТУ) поверхности и теплоносителя (расчёт)

На рис. 4. показано НДС для момента времени, соответствующего максимальным напряжениям, вызванным температурным полем и внутренним давлением. Наибольшие напряжения возникают на внутренней поверхности а, в зоне сочленения внутренней и наружной обечаек.

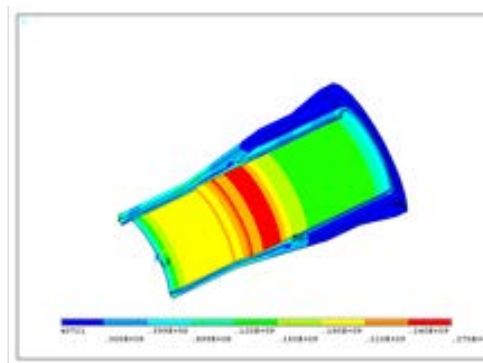


Рис.4. НДС модели патрубка питательной воды в момент возникновения максимальных напряжений

Выполненный анализ позволяет рекомендовать приведенный алгоритм для расчётно-экспериментального исследования НДС подобных конструкций.

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. 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.
3. 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.

ПОВЫШЕНИЕ ДОСТОВЕРНОСТИ ОЦЕНКИ ПРОЧНОСТИ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ НАТУРНЫХ ТЕНЗОМЕТРИЧЕСКИХ ИЗМЕРЕНИЙ С УЧЁТОМ РАССЕЯНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛА КОНСТРУКЦИИ

С.В. Маслов¹, В.В. Зацаринный¹, А.И.Кукшинов²

¹Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия; maslovsv@inbox.ru

²ЗАО «Атомстройэкспорт», Москва, Россия

Рассмотрена методика использования результатов тензометрического контроля напряжённого состояния оборудования АЭС и ТЭС при пуско-наладочных испытаниях и в начальный период эксплуатации, используемого для повышения достоверности оценок и выявления запасов статической и циклической прочности с учётом рассеяния механических свойств материала натурной конструкции.

Цель работы

Целью работы является развитие методики экспериментального контроля напряжённо-деформированного состояния (НДС) ответственного оборудования АЭС и ТЭС, предназначенной для реализации в автоматизированных системах диагностики, действующих при пуско-наладке и в начальный период эксплуатации энергоустановок для предотвращения опасных ситуаций, связанных с частичным разрушением или повреждением элементов конструкции. Используется подход к анализу возможности повреждения металла, учитывающий погрешности экспериментальных данных и фактическое рассеяние основных механических свойств.

Контроль условий прочности по данным тензометрии с использованием коэффициентов запаса и характеристик рассеяния ОМС

Современные методы мониторинга НДС энергетического оборудования обычно основываются на использовании сложных алгоритмов, позволяющих по весьма ограниченному набору контролируемых параметров эксплуатации вычислять значения напряжений в опасных точках конструкции [1,2] В то же время, при пуске и в начальный период эксплуатации новых энергоустановок в ряде случаев возможно использование систем технической диагностики, основанных на непосредственном использовании экспериментальных данных для оценки возможности возникновения предельных состояний, предусмотренных действующими нормами расчёта на прочность [3]. Применяемые при этом методы и алгоритмы должны учитывать вероятностный характер оценок погрешностей экспериментальных данных и предусматривать использование не только гарантированных нормами значения основных механических свойств (ОМС), но и, по возможности, фактических свойства материалов с учётом возможного рассеяния их значений.

Для проверки критериев прочности, (исключающих вязкое разрушение, общую пластическую деформацию по сечению элемента, остаточные изменения формы при развития пластических макрозонов) при эксплуатационном нагружении необходимо

проверить соблюдение условий:

$$\bar{\sigma}_j^3 \leq \eta_j [\sigma^t]_{\min}, \quad (1)$$

где $\bar{\sigma}_j^3$ – экспериментальная (по результатам натурной тензометрии) оценка напряжений, относящихся к j -ой категории (общих мембранных, суммы общих мембранных, общих изгибных и общих температурных, размахов приведённых напряжений); $[\sigma^t]_{\min}$ – минимальная допускаемая величина для рассматриваемой категории напряжений, η_j – коэффициент запаса. Экспериментальное значение $\bar{\sigma}_j^3$ определяется как функция значений напряжений в отдельных измерительных точках. Например, при исследовании напряжений в шпильках реактора принимается: $\bar{\sigma}_j^3 = \frac{1}{k} \sum_{i=1}^k \bar{\sigma}_j^i$,

где $\bar{\sigma}_j^i$ – среднее значение, определенное по i -й паре тензорезисторов, установленных на противоположных сторонах шпильки в соответствующих сечениях при режимах, вызывающих напряжение категории j (рис.1.).

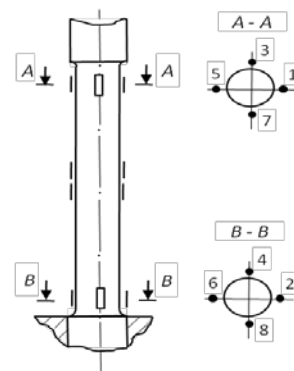


Рис. 1. Схема установки тензорезисторов на шпильках атомного реактора ВВЭР

$$\bar{\sigma}_m^i = \frac{\sigma_i + \sigma_{i+4}}{2}; \quad \bar{\sigma}_m^3 = \frac{1}{4} \sum_{i=1}^4 \bar{\sigma}_m^i, \quad i = 1 \div 4$$

Допускаемое напряжение $[\sigma^t]_{\min}$ может определяться по гарантируемым) ГОСТом или ТУ, значениям характеристик σ_B^t и $\sigma_{0,2}^t$ с учётом запасов статической прочности $n_B = 2,6$ и $n_{0,2} = 1,5$ и считается в этом случае величиной достоверной. Условие

выполнения критериев прочности для рассматриваемых предельных состояний связывается в данном случае только с погрешностью определения величин $\bar{\sigma}_j^i$ при принятом уровне вероятности p :

$$\bar{\sigma}_j^3 + u_{1-p} S_\sigma \leq \eta_j [\sigma^1]_{\min}, \quad (2)$$

где u_{1-p} – квантиль уровня p стандартного нормального распределения; S_σ – среднеквадратическое отклонение $\bar{\sigma}_j^3$. Величина S_σ связана с неравномерностью распределения напряжений в элементах (например, при неравномерной затяжке шпилек) и погрешностью измерения деформации, определение которой рассматривается отдельно.

Использование гарантированных значений ОМС оправдано не всегда; так как для проверки критериев (1) и (2) используются результаты натурной тензометрии, содержащие случайные погрешности и не сводимые к гарантированным числовым значениям. Поэтому в качестве исходных данных целесообразно исходить из величины допустимого риска, связанного с достижением предельного состояния. На этапе пуско-наладки установки её параметры ниже проектных, меры безопасности повышены, разрушение отдельных элементов не приводит к катастрофическим последствиям, поэтому допустимая вероятность достижения предельного состояния может иметь порядок 10^{-6} . Исходя из этих величин, можно установить доверительные интервалы погрешностей измерений и границы рассеяния ОМС.

Для оценки прочности с учётом рассеяния свойств металла необходимо получить их экспериментальную оценку для представительной выборки образцов. Например, в работе [4] представлены результаты экспериментального определения ОМС для одной плавки стали X19H9 при нормальной температуре, объём выборки составляет $50 < n < 80$. На рис. 2 приведены полученные экспериментально функции распределения ОМС, описываемые нормальным законом распределения.

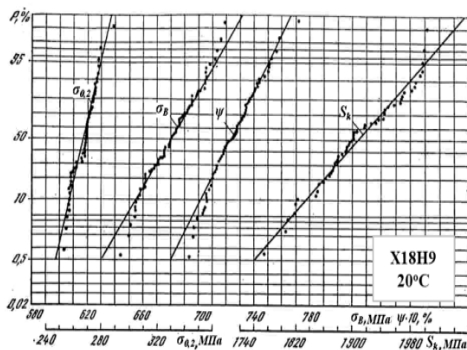


Рис. 2. Функция распределения ОМС стали X18H9 при 20°C (экспериментальные данные)

При проведении расчётов с учётом рассеяния фактических свойств материалами можно оценить уточнённые коэффициенты запасов статической

прочности n_p для различных уровней вероятности с учётом принимаемых доверительных интервалов [4], при этом:

$$n_p = \frac{X_{p \min}}{\bar{X}_{\max}},$$

где $X_{p \min}$ – нижняя односторонняя доверительная граница квантиля уровня P ; \bar{X}_{\max} – максимальное значение среднего арифметического; n – запас для $P = 50\%$. Величину $X_{p \min}$ для нормального закона распределения можно оценить по зависимостям [4]:

$$X_{p \min} = \bar{X} + t_{1-\beta} [n - 1; \sqrt{n} z_p] S / \sqrt{n}$$

где $t_{1-\beta}(k, n)$ – квантиль уровня $1 - \beta$ центрального распределения Стьюдента с $k = n - 1$ степенями свободы и параметром не центральности $u = \sqrt{n} z_p$, n – число значений случайной величины или приближённо [5]: $X_{p \min} = \bar{X}_{\min} - z_p S_{\max}$,

где \bar{X}_{\min} – минимальное значение среднего арифметического; z_p – квантили уровня P ; S_{\max} – максимальное значение СКО с учётом доверительных интервалов. Без учёта доверительных интервалов запас определяется по формуле $n_p = \frac{X_{p \min}}{\bar{X}}$.

Схема, поясняющая приведённый порядок расчёта коэффициентов запаса, представлена на рис.3.

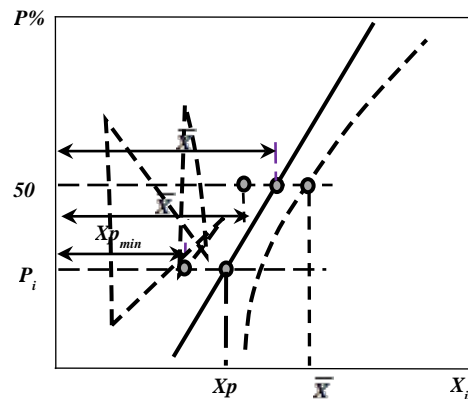


Рис. 3. Схема определения параметров, необходимых для расчёта коэффициентов запаса.

В табл. 1 приведены в качестве примера полученные по вышеприведённому алгоритму значения запасов n_{02} и n_b для стали X18H9.

Таблица 1. Значения ОМС и запасов статической прочности для стали X18H9

P, %	n_{02}	n_b	σ_{02} , МПа	σ_b , МПа
50	1,5	2,6	267	681
1	1,34	2,37	241	626
0,5	1,33	2,35	238	620
0,1	1,30	2,31	233	609
нормы	1,5	2,6	220	500

Аналогично можно определить запасы циклической прочности n_σ и долговечности n_N для однородного напряжённого состояния при заданном уровне вероятности P с учётом величины доверительных интервалов (при $n_\sigma = 2$ и $n_N = 10$):

$$n_{\sigma p} = \frac{\sigma_{\text{ар min}}^*}{\sigma_{\alpha \text{ max}}^*}, \quad n_{Np} = n_N N_{p \text{ min}} / \bar{N}_{\text{max}}$$

В табл. 2 приведены значения циклических запасов по напряжениям $n_{\sigma p}$ для стали X18H9 при температуре 20° С, полученные расчётным путём по уравнениям жёсткого нагружения норм прочности [3] при симметричном цикле деформаций с введением в уравнении рассеяния значений фактических ОМС σ_b и ψ_k .

Таблица 2. Значения запасов по величине условного упругого напряжения σ_a^* для расчёта долговечности

P, %	$n_{\sigma p}$		
	10 ² циклов	10 ³ циклов	10 ⁴ циклов
50	2		
1	1,69	1,70	1,72
0,5	1,66	1,67	1,70
0,1	1,61	1,62	1,66

Величины запасов по допускаемому числу циклов n_{Np} для долговечности 10³ ($\sigma_a = 2000$ Мпа) составили 6,21, 6,66 и 6,88 для уровней вероятности 0,1, 0,5 и 1% соответственно. Из табл. 1 и 2 видно, что значения вышеуказанных запасов, определённые с учётом рассеяния ОМС, имеют определённый резерв при уровнях вероятности P выше 0,1%.

Для зон концентрации напряжений в расчётном анализе напряжений и деформаций необходимо дополнительно учитывать теоретические коэффициенты концентрации напряжений α_σ .

Методика контроля соблюдения условий прочности с учётом допустимого риска разрушения элемента конструкции

При настройке автоматизированных систем технической диагностики и контроля НДС ответственных энергоустановок (АСТДК) возникает задача формирования сигнала о возникновении опасных ситуаций, требующих прекращения дальнейшего нагружения и останова энергоблока. В случае использования в системе тензометрических датчиков, не имеющих гарантированных диапазонов возможной погрешности измерений, возникает опасность формирования ложных сигналов, которые могут приводить к необоснованным включениям аварийных защитных систем и сбоям в режимах эксплуатации установки. С другой стороны, существует риск возникновения недопустимых нагрузок в элементах, которые могут быть отнесены к сбоям системы контроля из-за неисправности средств изме-

рений. Для уменьшения риска формирования ложных сигналов необходимо использовать дублирование сигналов тензорезисторов (как это предусмотрено для шпилек разъёмных соединений, см. предыдущий раздел) и контролировать величину случайной погрешности измерений (для этого существуют специальные методики). Тем не менее, возможную величину случайной погрешности сигналов тензопреобразователей необходимо учитывать при составлении алгоритма функционирования АСТДК.

В случае, когда в основе алгоритма выработки сигналов о наступлении критического состояния используется допустимый риск (например, 10⁻⁶, как это предложено в предыдущем разделе), выражение для оперативной проверки критерия прочности вместо (2) приобретает вид:

$$\bar{\sigma}_j^* + \sqrt{1-p} S_\sigma \leq [\sigma^t]_j + \sqrt{1-p} S_{[\sigma]} \quad (3)$$

где $\bar{\sigma}_j^*$ – экспериментальная (по результатам натурной тензометрии) оценка напряжений, относящихся к j -ой категории (общих мембранных, сумме общих мембранных, общих изгибных и общих температурных, размахов приведённых напряжений); $\sqrt{1-p}$ – квантиль уровня ($\sqrt{1-p}$) стандартного нормального распределения; $[\sigma^t]_j$ – номинальная (без коэффициентов запаса) допускаемая величина для рассматриваемой категории напряжений, S_σ и $S_{[\sigma]}$ – среднеквадратические отклонения соответственно погрешности измерения напряжений и рассеяния характеристик σ_b^t и $\sigma_{0,2}^t$ при рабочей температуре t .

Критерий (3), не использующий нормативных коэффициентов запаса, основан исключительно на величине допустимого риска возникновения критического состояния элементов конструкции, и может использоваться для выработки системой АСТДК сигнала о необходимости срочного снижения нагрузки.

1. Михалев Ю.К., Фомин А.В., Маслов С.В. Натурные тензометрические исследования напряжённо-деформированных состояний оборудования АЭС // Проблемы машиностроения и надёжности машин. 2008. № 5. С. 121-126.
2. Шарый Н.В., Семишкин В.П., Пиминов В.А., Драгунов Ю.Г. Прочность основного оборудования и трубопроводов реакторных установок ВВЭР. М.: Наука, 2004.
3. Нормы расчёта на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок. М.: Энергоатомиздат, 1989. 525 с
4. Н.А.Махутов, В.В. Зацаринный, Ж.Л.Базарас и др. Статистические закономерности малоциклового разрушения – М.: Наука, 1989 – 252 с..
5. Методика определения характеристик выносливости деталей машин. Минск.-Ин-т проблем надёжности и долговечности машин АН БССР, 1978. – 53 с.

МОНИТОРИНГ И КИНЕТИКА ПОВРЕЖДЕНИЙ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Матвиенко Ю.Г.

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

Разработана методика ранней диагностики повреждений в высокоградиентных зонах композитных элементов конструкций. Методика основана на совместном использовании хрупких тензочувствительных покрытий и акустическо-эмиссионного метода. Эффективность разработанной методики продемонстрирована на примере авиационной панели с поврежденным стрингером. Предложена концепция структурно-феноменологического мониторинга повреждений с применением акустико-эмиссионного мониторинга деградации и разрушения многослойной структуры пакета полимерного композитного материала (ПКМ), реализуемая на основании кластерного подхода и спектрального анализа регистрируемых массивов данных акустической эмиссии. Мониторинг весового содержания локационных импульсов и частоты их регистрации в энергетических кластерах, отражающих процессы микро, мезо и макро-разрушений в структуре материала исследуемой

конструкции, позволяет идентифицировать основные источники излучения сигналов, позволяя в процессе мониторинга деградации многослойного сложно структурированного пакета ПКМ отслеживать основные тренды накопления повреждений и прогнозировать остаточную прочность. Проанализирована кинетика повреждений ПКМ на различных масштабных структурных уровнях при деформировании элементарных и конструктивно-подобных образцов при различных условиях нагружения. Рассмотрены проблемы мониторинга процесса развития дефектов расслоения элементов конструкций из ПКМ на основе оценки зоны локализации и геометрических параметров дефекта с использованием математической обработки результатов измерений деформаций с помощью оптимальной сетки волоконно-оптических датчиков, интегрированных непосредственно в ПКМ.

РАЗРАБОТКА МЕТОДИЧЕСКИХ АСПЕКТОВ ПОВЫШЕНИЯ ВЫЯВЛЯЕМОСТИ ИСТОЧНИКОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ДИАГНОСТИКЕ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Ю.Г. Матвиенко, И.Е. Васильев, Д.В. Чернов

Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия; chernovdv@inbox.ru

Актуальной проблемой акустико-эмиссионного мониторинга изделий из полимерных конструкционных материалов (ПКМ) является получение достоверных результатов локализации источников событий акустической эмиссии (АЭ). Главным недостатком стандартного алгоритма локализации является отсутствие взаимосвязей между триангуляционным методом определения координаты АЭ события и физическими процессами распространения акустических сигналов в многослойных сложно структурированных пакетах ПКМ, используемых в тонкостенных панелях и оболочках с регулярными или локальными ребрами жесткости. Представленные исследования направлены на разработку методических рекомендаций, позволяющих повысить достоверность результатов, получаемых при акустико-эмиссионном мониторинге элементов конструкций из ПКМ.

Введение

Регистрируемые акустико-эмиссионной системой импульсы, распространяющиеся в тонкослойных средах, представляет собой волновые пакеты интерферирующих продольных поперечных, сдвиговых и объемных волн, характеристики которых изменяются по мере удаления от источников излучения. Каждая волновая компонента имеет собственную скорость распространения, фазу и частоту, а, следовательно, обладает локальным максимумом, зависящим от коэффициента затухания акустической волны и дисперсионных свойств волновода [1]. Поэтому определение координат источников излучения при помощи стандартного алгоритма локализации по разности времени прихода АЭ импульса на преобразователи локационной решетки при пороговом способе регистрации сигналов, когда амплитуда приходящего сигнала должна превысить уровень, установленного порогового напряжения (u_{th}), может привести к существенным погрешностям. Особенно погрешность возрастает, когда для отделения механических и электромагнитных шумов от «полезных» сигналов, возникающих в процессе деградации и разрушения структуры композитного материала, применяют цифровые фильтры с урезанной полосой пропускания.

Объекты исследования и средства измерения

Для изучения влияния частотного диапазона фильтрации акустического сигнала на характер затухания амплитуды и изменения групповой скорости распространения импульса АЭ проведены экспериментальные исследования на панели из ПКМ. Объектом исследования являлась многослойная панель из полимерного композитного материала толщиной 6 мм с габаритными размерами 960х600 мм, изготовленная по технологии инфузионной пропитки слоёв. Источником АЭ импульсов служил широкополосный преобразователь SE-1000 фирмы «Dunegan», подключенный к электронному

имитатору сигналов. В качестве приёмников АЭ импульсов использовались резонансные преобразователи R15a фирмы «Mistras». Для регистрации и обработки АЭ данных применялась многопараметрическая восьми канальная система A-line 32D производства ООО «Интерюнис-ИТ». Схема расположения излучателя сигналов – преобразователя SE-1000 и приёмников АЭ импульсов – преобразователей R15a на композитной панели в ходе экспериментов показана на рисунке 1.

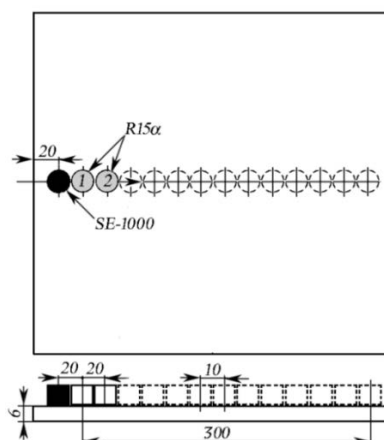


Рис. 1. Схема расположения излучателя импульсов – SE-1000 и ПАЭ № 1 и № 2 – R15a при измерении групповой скорости и затухания амплитуды сигналов АЭ на композитной панели в интервале $\Delta L=20-300$ мм

Ближайший к излучателю преобразователь на схеме обозначен, как ПАЭ № 1, удаленный – ПАЭ № 2. Для крепления излучателя – преобразователя SE-1000 и приёмника – ПАЭ № 1 к объектам исследования использовались стальные трубины. Перемещаемый преобразователь ПАЭ № 2 прижимался к поверхности исследуемых объектов калиброванным грузом весом 20 Н, что позволяло создать стабильный уровень внешнего давления порядка 0,15 МПа. Для создания надежного акустического контакта между ПАЭ и поверхностью композитной панели пластины использовалась смазка «Литол».

Результаты исследования

Исследования проводились с применением цифровых фильтров, полоса пропускания которых Δf составляла: 30-100, 100-200, 100-300, 150-300, 200-500 кГц и 30-500 кГц. Порог дискриминации сигналов устанавливался на уровне 42 дБ. Амплитуда импульса возбуждения излучающего преобразователя SE-1000 в ходе проводимых экспериментов сохранялась постоянной и составляла 60 В.

На рисунке 2 по данным измерения разности прихода импульсов (РВП) на преобразователи построены графики изменения групповой скорости акустической волны (V_g) при пошаговом удалении приемного преобразователя относительно источника через 10 мм в интервале $\Delta L = 20-300$ мм для цифровых фильтров с полосой пропускания Δf : 30-100 кГц (1), 100-200 кГц (2), 100-300 кГц (3), 150-300 кГц (4), 200-500 кГц (5), 30-500 кГц (6).

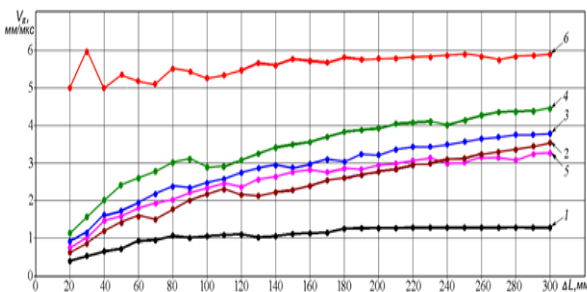


Рис. 2. Сопоставление изменения групповых скоростей акустической волны (V_g) в интервале $\Delta L = 20-300$ мм, зарегистрированных при использовании фильтров с полосой пропускания Δf : 30-100 кГц (1), 100-200 кГц (2), 100-300 кГц (3), 150-300 кГц (4), 200-500 кГц (5), 30-500 кГц (6)

Как следует из результатов, приведенных на рисунке 3, характеристики изменения групповых скоростей в интервале 20-300 мм достаточно схожи между собой для всех частотных фильтров. Наибольшие изменения групповой скорости зарегистрированы в условно ближней зоне приемного ПАЭ, когда расстояния между преобразователями не превышает 80 мм. Такой характер обусловлен интенсивными процессами отражения, интерференции и дисперсии мод акустического сигнала в сложно структурированной среде композитной панели. При увеличении расстояния между ПАЭ свыше 100 мм изменение групповой скорости происходит более равномерно. Например, при полосе пропускания цифрового фильтра $\Delta f = 30-500$ кГц в интервале 100-300 мм регистрировалось достаточно стабильное приращение разности времени прихода (РВП) импульсов АЭ на приемные сенсоры, составляющее примерно 2 мкс на каждые 10 мм приращения расстояния между ПАЭ. При этом среднее значение групповой скорости в интервале $\Delta L = 100-300$ мм составило $V_g = 5,76$ мм/мкс.

Применение фильтров с урезанной полосой пропускания приводит к изменению спектральных характеристик импульса АЭ, в результате чего высокочастотные и низкочастотные моды акустиче-

ского сигнала не регистрируется, энергия сигнала снижается, а фронт АЭ импульса становится более пологим. Поэтому при пороговом способе, когда запись регистрации сигнала происходит при превышении фронтом импульса уровня порога u_{th} , наблюдается запаздывание момента его регистрации, что приводит к возрастанию РВП – разности времени прихода импульсов на преобразователи АЭ, а, следовательно, снижению вычисляемой скорости волны. В наибольшей степени влияние эффекта сглаживания волны для фильтров с урезанной полосой пропускания сигналов, как видно из графиков рисунка 2, проявляется в ближней зоне от излучателя при $\Delta L = 20-80$ мм. Такая особенность регистрации сигналов АЭ с урезанным спектром хорошо просматривается на осциллограммах рисунка 3, где сопоставлены моменты пересечения фронтом нарастающей амплитуды импульса уровня порога дискриминации u_{th} для сигналов, зарегистрированных ПАЭ № 2 на расстоянии 100 мм от ПАЭ № 1 при полосе пропускания фильтра Δf : 30-500 кГц (а), 100-200 кГц (б).

Возникающая погрешность при измерении групповой скорости волны, тем больше, чем уже полоса пропускания применяемого фильтра. Так для фильтра с полосой пропускания $\Delta f = 100-200$ кГц, групповая скорость акустической волны, регистрируемая вблизи излучателя на расстоянии 20-80 мм от ПАЭ №1, отличалась от скорости V_g , регистрируемой на расстоянии 240-300 мм, в 3-5 раз.

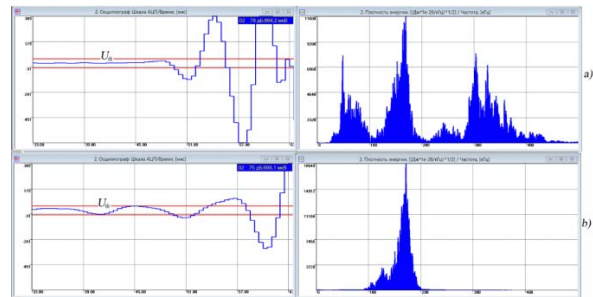


Рис. 3. Моменты превышения фронтом нарастающей амплитуды импульса АЭ уровня порога дискриминации сигналов (u_{th}), регистрируемые ПАЭ № 2 на расстоянии 100 мм от ПАЭ № 1 при полосе пропускания фильтра Δf : 30-500 кГц (а), 100-200 кГц (б)

Как показано на рисунке 3а, применение широкополосных цифровых фильтров позволяет зарегистрировать моды акустического сигнала не только на резонансной частоте приемного ПАЭ, но и в низкочастотной и высокочастотной области. При этом такие сигналы характеризуются малым временем нарастания, что позволяет рассчитать скорость V_g с большей точностью, а, значит, повысить вероятность выявления развивающихся дефектов. Сужение полосы пропускания цифровых фильтров (рис. 3б) приводит к сглаживанию переднего фронта, увеличению РВП и повышению погрешности

локации АЭ событий, особенно в ближней для преобразователя зоне (на расстоянии до 100 мм).

Выводы

Проведенные исследования показали зависимость значений групповой скорости волнового пакета от полосы пропускания цифровых фильтров. Сужение полосы пропускания фильтров с 30-500 кГц до 100-200 кГц существенным образом может сказаться на точности координатной локации источников излучения АЭ событий, находящихся вблизи от ПАЭ на расстоянии $\Delta L < 100$ мм. В результате сужения полосы пропускания частотных фильтров происходит урезание спектров регистрируемых импульсов. Высокочастотные и низкочастотные моды не регистрируются, энергия сигнала снижается, вследствие чего фронт импульса АЭ становится более пологим. Поэтому при пороговой регистрации АЭ импульсов наблюдается рост значений РВП и снижение V_g . Такая особенность регистрации сигналов АЭ с урезанным спектром хорошо просматривается на рисунке 3, где сопоставлены моменты пересечения волной порога u_{th} импульсов с полосой $\Delta f=30-500$ кГц (а) и 100-200 кГц (б).

Как показали проведенные экспериментальные исследования, при планарной локации источников излучения на панели из ПКМ, погрешность локации АЭ событий при использовании фильтров с полосой пропускания сигналов $\Delta f=100-200$ кГц может достигать 20-25 % относительно базового

размера локационной решетки, т.е. при размере антенной решетки $L=300$ мм погрешность измерения может составить 60-75 мм от истинного значения.

Дальнейшие исследования в области локализации источников АЭ должны быть направлены на разработку методики, алгоритмов и программных продуктов, обеспечивающих достижение требуемой точности определения координат источников АЭ сигналов в элементах конструкций из ПКМ, допускающей погрешность не более 10 % от базового размера локационной решетки. Их актуальность обусловлена отсутствием нормативных документов, методических разработок и недостаточной теоретической проработкой проведения АЭ контроля изделий из композиционных материалов.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда, проект № 14-19-00776.

1. Иванов В.И., Барат В.А. Акустико-эмиссионная диагностика. М.: изд. «Спектр», 2017, 368 с.
2. Матвиенко Ю.Г., Васильев И.Е., Панков А.В., Трусевич М.А. Ранняя диагностика зон повреждений и разрушения композиционных материалов с использованием хрупких тензоиндикаторов и акустической эмиссии // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. Т. 82. №1. С. 45-56.
3. Матвиенко Ю.Г., Васильев И.Е., Иванов В.И., Елизаров С.В. Акустикоэмиссионная диагностика процесса разрушения структуры композита при растягивающих, сжимающих и циклических нагрузках // Дефектоскопия. 2016. № 8. С. 30-46.
4. Викторов И.А. Физические основы применения ультразвуковых волн Релея и Лэмба в технике. М.: «Наука», 1966, 169 с.

СТРУКТУРНО-ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКИЙ ПОДХОД ПО ОПРЕДЕЛЕНИЮ СТЕПЕНИ ДЕГРАДАЦИИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

¹Ю.Г. Матвиенко, ¹И.Е. Васильев, ²С.В. Елизаров, ¹Д.В. Чернов

¹Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия; chernovdv@inbox.ru

²ООО «Интерюнис-ИТ»; serg@interunis-it.ru

В лаборатории моделирования повреждений и разрушения машин ИМАШ РАН разработана концепция мониторинга степени деградации многослойной структуры пакета полимерного композитного материала, реализуемая в ходе акустико-эмиссионной диагностики изделия в режиме реального времени с применением новых критериальных параметров, отражающих процентное содержание локационных импульсов в энергетических кластерах, характеризующих процессы разрушения структуры материала на микро-, мезо- и макромасштабных уровнях. Разработанные методика, алгоритм и программное обеспечение для мониторинга процесса деградации многослойной структуры пакета полимерного композитного материала и прогнозирования остаточной прочности изделия были успешно протестированы в условиях стендовых испытаний конструктивно-подобного образца авиационной панели, включающего слоистую и ячеистую структуры с сотовым полимерным наполнителем, на статическое растяжение.

В процессе разрушения структуры материала каждый регистрируемый локационный импульс АЭ отражает энергию, выделяемую при разрыве или повреждении структурной связи, характеризуемую параметрами его осциллограммы и спектра. Для оценки степени деградации структуры композитного материала, целесообразно регистрируемые в процессе АЭ мониторинга локационные импульсы разделять на кластеры нижнего (**H**), среднего (**C**) и верхнего (**B**) энергетического уровня [1-4]. При этом градации кластеров по энергетическому уровню следует осуществлять таким образом, чтобы формирующие их импульсы отражали процессы разрушений, происходящие в структуре композитного материала на микро, мезо и макромасштабном уровне. Для оценки степени деградации материала на разных структурных уровнях используется весовое содержание импульсов в соответствующих кластерах: $W_H = (N_H / N_{\Sigma}) \cdot 100\%$, $W_C = (N_C / N_{\Sigma}) \cdot 100\%$, $W_B = (N_B / N_{\Sigma}) \cdot 100\%$, где N_H , N_C , N_B – количество импульсов, накопленных в кластерах **H**, **C**, **B**, $(N_{\Sigma})_t$ – суммарное количество зарегистрированных локационных импульсов АЭ.

На рис. 1 показаны основные блоки предложенной концепции, включающие разделение регистрируемых локационных импульсов АЭ на энергетические кластеры **B**, **C**, **H** (а), дифференциальное распределение весового содержания локационных импульсов W_B , W_C , W_H по уровню параметра E_H в кластерах (б) и мониторинг изменения весового содержания локационных импульсов в процессе нагружения изделия (в) – диаграмма $W_i - \tau$.

В ходе АЭ мониторинга диагностируемого изделия программное обеспечение (ПО) осуществляет разделение потока регистрируемых сигналов по величине относительной энергии (E_H) и усредненной частоте выбросов (N_H/t_H), в результате чего в поле указанных параметров происходит формирование кластеров нижнего, среднего и верхнего энергетического уровня. Акустико-эмиссионная система осуществляет подсчет изменения весового

содержания локационных импульсов в кластерах **B**, **C**, **H** в каждую секунду эксперимента. Границы энергетических кластеров, формируемых локационными импульсами в процессе АЭ мониторинга, устанавливаются по результатам предварительного тестирования материала изделия, исходя из природы источников излучения импульсов, вида нагружения, типа применяемых преобразователей, настроек АЭ системы, в частности полосы пропускания цифровых фильтров и уровня порога дискриминации сигналов. Контролируя динамику изменения весового содержания локационных импульсов в кластерах **H**, **C**, **B**, оценивают степень деградации материала на разных структурных уровнях и прогнозируют остаточную прочность изделия путем сопоставления с результатами тестовых испытаний образцов материала изделия на разрушение [5].

Разработанная методика, алгоритм и программное обеспечение для мониторинга процесса деградации многослойной структуры пакета ПКМ и прогнозирования остаточной прочности изделия была успешно протестирована в условиях стендовых испытаний конструктивно-подобного образца авиационной панели, включающего слоистую и ячеистую структуру с сотовым полимерным наполнителем, на статическое растяжение. Для сбора и обработки регистрируемых массивов данных была задействована восьми канальная акустико-эмиссионная система **A-Line 32D** фирмы ООО «Интерюнис-ИТ». Локация источников АЭ событий осуществлялась с применением преобразователей **R15- α** и **UT-1000** фирма **Mistras** (США). В первой группе, включающей ПАЭ с номерами 3; 4; 5; 6 для планарной локации источников АЭ событий, использовались резонансные преобразователи **R15- α** , а во второй группе, включающей ПАЭ с номерами 1 и 2 для линейной локации источников АЭ, использовались широкополосные преобразователи **UT-1000**.

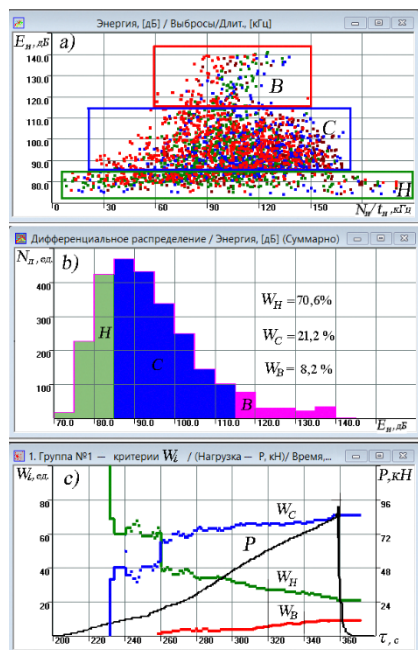


Рис. 1. Основные блоки алгоритма оценки степени деградации структуры материала в процессе АЭ мониторинга изделия: *a* – разделение локационных импульсов на кластеры *B*, *C*, *H* в поле параметров $E_u - N_u/t_u$; *b* – дифференциальное распределение весового содержания локационных импульсов в кластерах по величине параметра E_u ; *c* – динамика изменения весового содержания локационных импульсов в энергетических кластерах в процессе АЭ мониторинга изделия

На рис. 2 показана форма и основные размеры образца, а также места установки на тыльной стороне образца преобразователей *UT-1000* (1-2) и *R15-α* (3-6). Крепление ПАЭ к образцу осуществлялось через слой смазки с применением стальных трубочин.

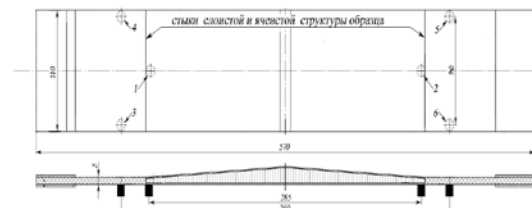


Рис. 2. Форма и габаритные размеры конструктивно-подобного образца, места установки преобразователей *UT-1000* (1-2) и *R15-α* (3-6) на тыльной поверхности

Программа нагружения предусматривала выполнение выдержек при повышении уровня растягивающего усилия через каждые 10 кН. На этапе выдержки при повышении уровня растягивающего усилия до 170 кН в области размещения ПАЭ № 1 на границе перехода сотовой структуры образца в слоистую произошло его разрушение. Результаты АЭ мониторинга, полученные при испытании образца на разрыв, приведены на графиках рисунка 3.

Анализ результатов АЭ мониторинга образца авиационной панели на растяжение позволяет сделать следующие выводы.

1. Максимальная плотность локации источников АЭ на графиках *a* и *d* рисунка 3, реги-

стрировалась на границах перехода ячеистой структуры ПКМ в слоистую, где и произошло разрушение образца. Первой группой ПАЭ было зарегистрировано $(N_{\Sigma})_1 = 8444$ событий АЭ, а второй $(N_{\Sigma})_2 = 6559$. При этом, как следует из графиков *b* и *e*, тренд накопления АЭ событий при планарной и линейной локации практически совпадал, так же, как и активность – графики *c* и *f* при повышении уровня нагрузки от 70 до 170 кН в период 700-1400 секунд эксперимента.

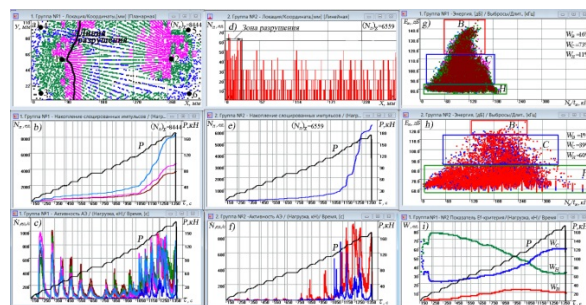


Рис. 3. Результаты АЭ мониторинга конструктивно-подобного образца, зарегистрированные в момент разрушения образца на 1402 секунды эксперимента, при повышении уровня растягивающей нагрузки до 170 кН

2. В процессе деградации материала, регистрируемые локационные импульсы на диаграмме $E_u - N_u/t_u$ (графики *g* и *h* на рисунке 3) формируют нижний, средний и верхний энергетические кластеры, характеризующие разрушение структуры пакета ПКМ на микро, мезо и макроуровне. На графиках *g* и *h* показаны границы кластеров и весовое содержание W_H , W_C , W_B локационных импульсов, зарегистрированное группами ПАЭ № 1 и № 2 в момент разрушения образца. Преобразователи первой локационной группы (*R15-α*) формировали энергетические кластеры в частотном диапазоне параметра $N_u/t_u = 10-200$ кГц, а второй (*UT-1000*) в диапазоне 10-420 кГц.

3. Как следует из анализа динамики весового содержания локационных импульсов в энергетических кластерах, приведенного на графике *i* рисунка 3, с ростом прикладываемой нагрузки, наблюдается тенденция снижения уровня параметра W_H – весового содержания локационных импульсов в нижнем энергетическом кластере и последовательный рост параметров W_C и W_B – весового содержания локационных импульсов в среднем и верхнем энергетических кластерах.

4. Количественные изменения критериальных параметров W_B , W_C , W_H в процессе деградации структуры пакета ПКМ зависят от типа используемых преобразователей, настроек АЭ системы (полосы пропускания применяемых фильтров, порога дискриминации сигналов), структуры материала конструкции, вида прилагаемой нагрузки. При использовании критериальных параметров W_i для повышения точности прогнозирования остаточной прочности исследуемого объекта в каждом кон-

кретном случае их применения требуется проведение предварительных тестовых испытаний с соблюдением условий нагружения и рабочих настроек АЭ системы.

В заключение отметим, что структурно-феноменологический подход, применяемый при классификации регистрируемых локационных импульсов и их разбиения на энергетические кластеры, а также выбранные критериальные параметры W_B , W_H , W_C , позволили в процессе мониторинга деградации многослойного сложно структурированного пакета ПКМ с высокой достоверностью идентифицировать основные источники излучения АЭ, отслеживать главные тренды накопления повреждений на разных структурных уровнях, оценивать степень разрушения структуры материала и прогнозировать остаточную прочность изделия.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда, проект № 18-19-00351.

1. Патент № 2569078 РФ: МПК С 1. Способ распознавания источников сигналов акустической эмиссии, возникающих при деградации материала, образовании трещин и разрушении конструкции / Васильев И.Е., Матвиенко Ю.Г., Иванов В.И., Елизаров С.В. заявитель и патентообладатель Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, № 2014125453/28, заяв. 24.06.14, опубл. 20.11.2015, Бюл. № 32.
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. Матвиенко Ю.Г., Васильев И.Е., Панков А.В., Трусевич М.А. Ранняя диагностика зон повреждения и вероятного разрушения композиционных материалов с использованием хрупких тензоиндикаторов и акустической эмиссии. // Заводская лаборатория. – 2016. № 1. с. 45-57.
4. Матвиенко Ю.Г., Васильев И.Е., Иванов В.И., Елизаров С.В. Акустико-эмиссионная диагностика процесса разрушения структуры композита при растягивающих, сжимающих и циклических нагрузках. // Дефектоскопия. – 2016. № 8. с. 30-45.
5. Патент № 2649081 РФ: МПК С 1 G01N 29/14 (2006.01). Способ мониторинга степени деградации структуры материала и определения остаточной прочности изделия / Васильев И.Е., Матвиенко Ю.Г., Елизаров С.В., Чернов Д.В.; заявитель и патентообладатель Институт машиноведения РАН, № 2017109571, заяв. 22.03.2017, опубл. 29.03.2018, Бюл. № 10.

КОМПЛЕКС МЕТОДОВ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ СТАТИЧЕСКОЙ И УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ СТАЛЬНЫХ МЕТАЛЛОИЗДЕЛИЙ

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

Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия; matlin@vstu.ru

В работе приведены методы неразрушающего контроля статической и усталостной прочности металлов, основанные на закономерностях пластической твердости НД. Показано, что их использование позволяет получать приемлемую погрешность расчетов, а разработанные методы могут применяться для инженерных расчетов.

Цель работы.

Контроль прочностных свойств металлоизделий традиционными методами не всегда целесообразен, поскольку они предусматривают вырезку специальных образцов из готовых деталей, то есть частичное или полное разрушение этих деталей. При малом размере деталей такие испытания вообще невозможны. Кроме того, часто возникает необходимость оперативного контроля прочностных свойств в процессе эксплуатации или после ремонта. Среди различных методов неразрушающего контроля широкое распространение получили методы определения прочностных свойств по результатам измерения твердости. Это позволяет проводить контроль в местах выхода на поверхность детали опасных сечений, а также в труднодоступных местах. Основа методов определения статических характеристик прочности по твердости была заложена в работах Н.Н. Давиденкова, С.Е. Беляева, М.П. Марковца, А.Ю. Ишлинского, П.О. Пашкова и других. В настоящей работе указанные методы получили дальнейшее развитие. Они основаны на закономерностях пластической твердости НД [1], предложенной М.С. Дроздом [2]. Значение пластической твердости не зависит от величины контактной нагрузки и диаметра сферического индентора (то есть не зависит от условий испытания на твердость) и, таким образом, является константой для данного материала. По своему физическому смыслу пластическая твердость представляет собой не условное давление в контакте (как, например, твердость по Бринеллю НВ), а модуль упрочнения материала при внедрении в него сферического индентора – контактный модуль упрочнения материала детали. Кроме того, пластическая твердость НД позволяет создать единую шкалу твердости для всех материалов – от самых мягких до самых твердых (в последнем случае при испытании материалов с твердостью большей НД 4500 МПа используют шарики из твердого сплава с твердостью не меньше НВ 12000 МПа).

Материалы и методы.

Методы определения условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ и временного сопротивления σ_b [3, 4] предусматривают упругопластическое внедрение

сферического индентора в испытываемую поверхность детали и основаны на предложенных авторами закономерностях, устанавливающих взаимосвязь между интенсивностью напряжений и деформаций в центре площадки контакта с напряжениями и деформациями при одноосном растяжении образца, изготовленного из материала детали. Необходимо отметить, указанные результаты позволяют определять также соотношение [5]

$$\sigma_{0,2} / \sigma_b = (2,2 \cdot 10^{-5} \text{ НД})^{245/\text{НД}}, \quad (1)$$

которое характеризует степень упругопластической деформации материала детали. Это соотношение, как правило, изменяется при длительной эксплуатации и может быть использовано для оценки остаточного ресурса детали. Кроме того формулу (1) можно использовать для контроля результатов поверхностного пластического упрочнения материала деталей.

Перейдем теперь к рассмотрению закономерностей усталостной прочности материала. Многочисленные исследования отечественных и зарубежных ученых установили взаимосвязь между долговечностью работы различных деталей (зубчатых колес, подшипников качения, резьбовых соединений и др.) и твердостью их материала. В то же время известные решения получены для различных чисел твердости. В связи с этим целесообразно использовать пластическую твердость, которая справедлива в широком диапазоне изменения уровня твердости материала детали. На этой основе предложен способ определения предела контактной выносливости материала [6], а с учетом кривой усталости в случае начального контакта деталей в точке или по линии разработаны методы определения базовой динамической грузоподъемности нестандартных шариковых или роликовых подшипников качения [7, 8]. Полученные результаты позволили обосновать и методику оперативного определения допускаемых контактных напряжений $\sigma_{HP \max}$ при максимальной нагрузке в зависимости от пластической твердости НД рабочей поверхности менее твердого материала из взаимодействующих деталей

Для оценки усталостной прочности резьбовых

соединений была предварительно обоснована зависимость предела выносливости материала гладкого цилиндрического образца при растяжении-сжатии от пластической твердости НД его материала [9]

$$\sigma_{-1} = 0,039 \cdot НД + 126. \quad (2)$$

С использованием формулы (2) при дополнительном учете коэффициента концентрации напряжений, масштабного эффекта и коэффициента технологического упрочнения определяют предельную амплитуду напряжений резьбовой детали.

Метод оперативной оценки предела выносливости материала детали при изгибе предусматривает определение интенсивности напряжений в центре остаточного отпечатка сферического индентора на поверхности испытуемого материала с учетом его коэффициента Пуассона и предельной равномерной деформации.

Результаты и их обсуждение.

На приведенных ниже рисунках сопоставлены результаты неразрушающего контроля механических свойств материала деталей, изготовленных из сталей различного уровня прочности и твердости.

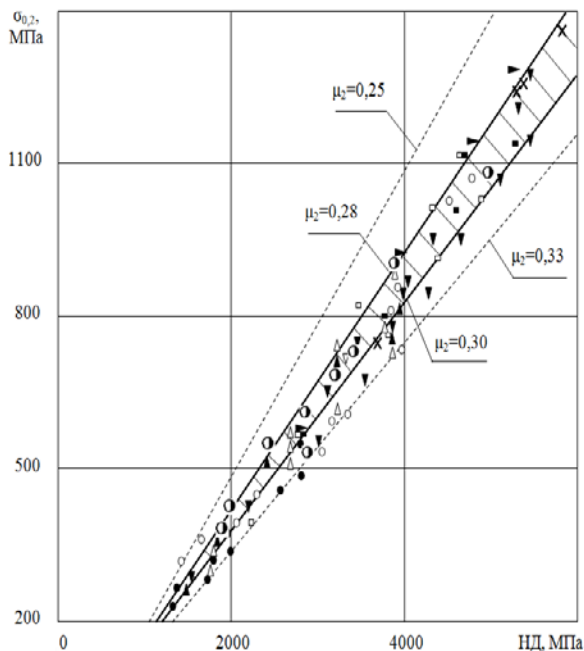


Рис. 1. Зависимость условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ от пластической твердости НД; линии – расчет по методике [3] при различных значениях коэффициента Пуассона μ ; значки – экспериментальные данные при испытании на растяжение

Анализ результатов использования описанных методов показывает, что погрешность определения характеристик статической прочности не превышает, как правило, (4-6)%, а усталостных – (10-12)%, что вполне приемлемо для инженерных расчетов.

Исследование выполнено в рамках конкурса СП-2018 (СП-253.2018.1).

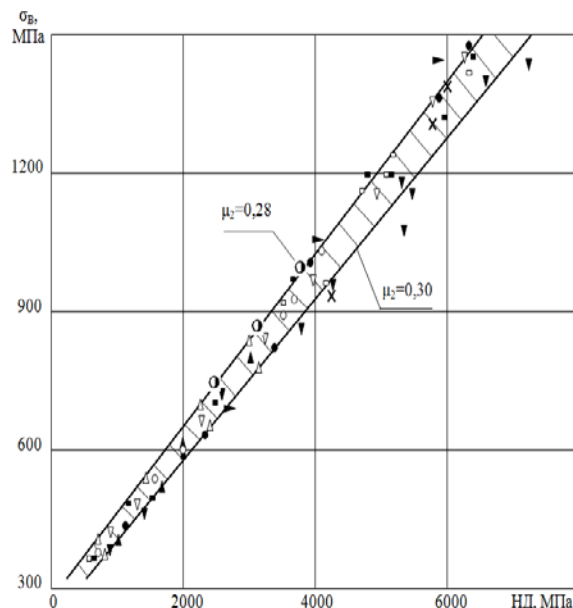


Рис. 2. Зависимость временного сопротивления σ_B от пластической твердости НД; линии – расчет по методике [4] при различных значениях коэффициента Пуассона; значки – экспериментальные данные при испытании на растяжение

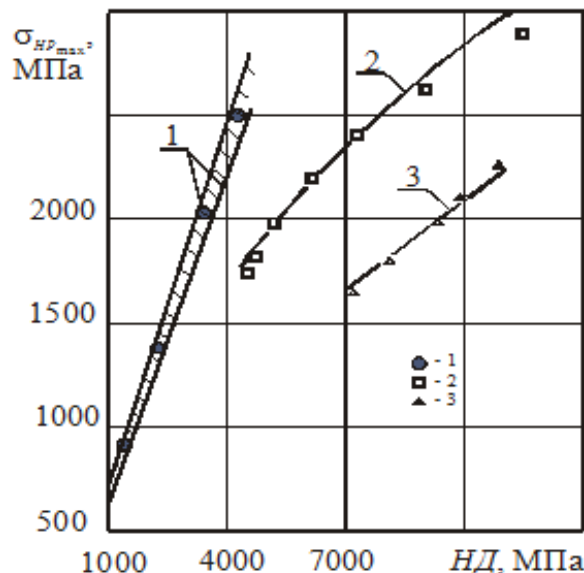


Рис. 3. Допускаемое контактное напряжение σ_{HPmax} при максимальной нагрузке в зависимости от пластической твердости НД рабочей поверхности менее твердого материала из взаимодействующих деталей;

линии 1–3 — расчет по разработанной методике; значки — данные стандарта [10] для зубчатых колес со следующей упрочняющей обработкой:

1 — нормализация, улучшение или объемная закалка с низким отпуском; 2 — цементация или контурная закалка; 3 — азотирование

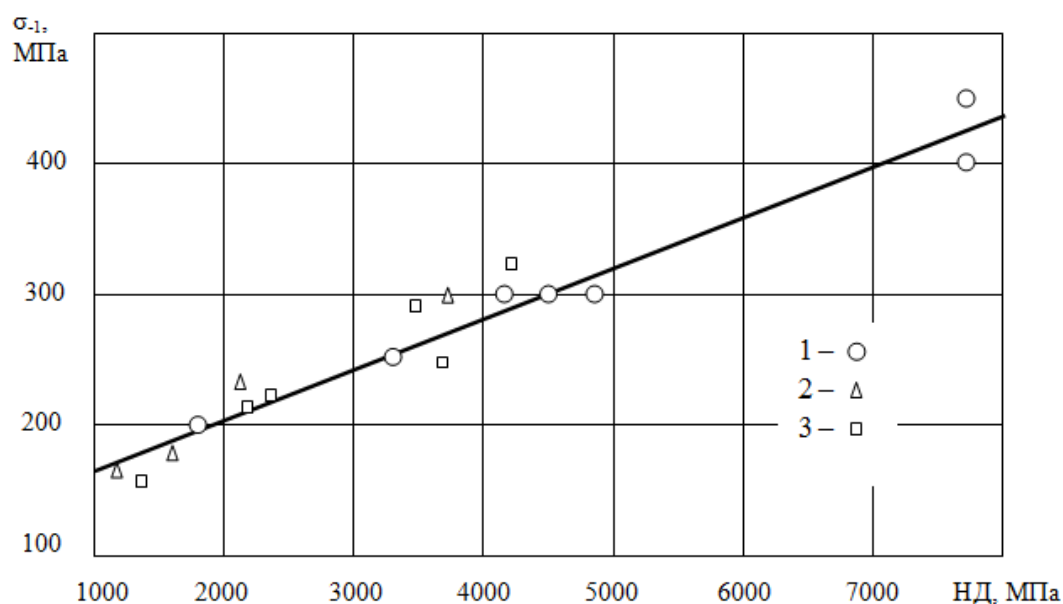


Рис. 4. Предел выносливости σ_1 гладкого образца на растяжение в зависимости от пластической твердости НД его материала: линия – расчет по формуле (2); значки – экспериментальные данные

- ГОСТ 18835-73. Металлы. Метод измерения пластической твердости. Введ. 01.01.74
- Дрозд М.С. Определение механических свойств металла без разрушения. – М.: Металлургия, 1965. - 171 с.
- Пат. 2086947 РФ, МПК 6 G 01 N 3/00 Способ определения предела текучести материала / Ю.И. Славский, М.М. Матлин; ВолгГТУ. - 1997.
- Пат. 2011182 РФ, МПК 5 G 01 N 3/40 Способ определения предела прочности материала / Ю.И. Славский, М.М. Матлин; ВолгГТУ - 1994.
- Пат. 2386116 РФ, МПК G01N3/28. Способ определения относительной степени упругопластической деформации материала / М.М. Матлин, С.Л. Лебский, А.И. Мозгунова, Ал.И. Фролова; ГОУ ВПО ВолгГТУ. - 2010.
- Пат. 2123175 РФ, МПК 6 G 01 N 3/00, 3/32, 3/48 Способ определения предела контактной выносливости материала /

- М.М. Матлин; ВолгГТУ. - 1998.
- Пат. 2422793 РФ, МПК G01M13/04. Способ определения базовой динамической грузоподъемности шарикового подшипника качения / М.М. Матлин, А.И. Мозгунова, А.А. Стариков; ВолгГТУ. - 2011.
- Пат. 2422792 РФ, МПК G01M13/04. Способ определения базовой динамической грузоподъемности роликового подшипника качения / М.М. Матлин, А.И. Мозгунова, А.А. Стариков; ВолгГТУ. - 2011.
- Пат. 2599069 Российская Федерация, МПК G01N3/32. Способ определения предела выносливости материала при растяжении-сжатии / М.М. Матлин, А.И. Мозгунова, Е.Н. Казанкина, В.А. Казанкин, Д.С. Манукян; ВолгГТУ. - 2016.
- ГОСТ 21354-87. Передачи зубчатые цилиндрические эвольвентные внешнего зацепления. Расчет на прочность. — Введ. 01.01.89.

ПРОБЛЕМЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ И УПРАВЛЕНИЯ РЕСУРСОМ И СРОКОМ БЕЗОПАСНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Н.А. Махутов

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

Одной из важных научно-технических и социально-экономических проблем обоснования техногенной безопасности становится проблема уточненного определения комплексных показателей ресурса [1, 2]. Эти показатели являются исходными для последующей оценки рисков техногенных аварий и катастроф для анализируемых объектов [3].

В соответствии с требованиями нового национального стандарта по методам определения ресурса [4] анализу подлежат расчетный, исходный, исчерпанный, остаточный, допускаемый, назначенный, продленный, индивидуальный, серийный, парковый ресурсы. По расчетно-экспериментальным значениям указанных параметров ресурса проводится количественная оценка соответствующих сроков службы. Для этого в расчет и нормы вводятся запасы по времени или циклам для всех стадий жизненного цикла объектов.

В настоящее время имеют место три основных расчетных случая:

- на стадии проектирования ресурс и срок службы были определены и нормированы конструкторами, технологами и надзорными органами;
- на стадии проектирования, изготовления и сдачи в эксплуатацию изготовителем (поставщиком) было проведено назначение только срока службы;
- для всех стадий жизненного цикла в проектной и технологической документации отсутствовали конкретные указания по ресурсу и срокам службы.

Во всех этих случаях решаются три взаимосвязанных задачи и по ним принимаются свои решения:

- снятие объектов из эксплуатации после выработки назначенного срока службы или возникновения отказов, инцидентов или аварий;
- определение остаточного ресурса и назначение нового срока эксплуатации без изменения состояния объекта и режимов работы в пределах назначенного срока службы;

– продление и управление ресурсом и сроком службы за пределами расчетного с проведением необходимых диагностических, мониторинговых и ремонтно-восстановительных работ.

Указанные решения зависят от ответственности и потенциальной опасности объектов. При переходе от простых объектов к высокорисковым и дорогостоящим всё более актуальной и социально-экономически значимой становится решение третьей задачи, в том числе и с позиций комплексной безопасности.

Отмеченные выше подходы и методы анализа ресурса безопасной эксплуатации и научно обоснованных сроков службы в отечественной и зарубежной практике развиваются для объектов атомной энергетики, ракетно-космического комплекса, авиации, железнодорожного транспорта, нефтегазохимической отрасли. Это развитие опирается [1–4] на передовой научный опыт академических институтов, головных конструкторских и технологических организаций отраслей и научно-технических центров надзорных органов.

В ближайшей и отдаленной перспективе в рамках продолжающихся научных исследований и прикладных разработок будет проведена увязка методов определения и управления ресурсом и сроком службы, с одной стороны, и безопасностью по критериям риска, с другой. На это нацелены усилия Совета Безопасности, Российской академии наук, Росатома, Ростехнадзора, Роскосмоса, ведущих ведомств страны (МЧС, Минобороны, Минэнерго, Минпромторга, Минстроя), госкорпораций и компаний (Ростех, Газпром, Роснефть, Транснефть).

1. Остаточный ресурс эксплуатации инфраструктур. Безопасность России. – М.: МГОФ «Знание», 2013. – 480 с.
2. Управление ресурсом эксплуатации высокорисковых объектов. Безопасность России. – М.: МГОФ «Знание», 2015. – 600 с.
3. Безопасность и риски. Системные исследования и разработки. – Новосибирск: Наука, 2017. – 724 с.
4. Железнодорожные технические средства. Общие требования к методам определения ресурса. Национальный стандарт Российской Федерации. ГОСТ Р 57445-2017.

СОПОСТАВИТЕЛЬНЫЙ ВЕРОЯТНОСТНЫЙ АНАЛИЗ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ И РЕСУРСА С УЧЁТОМ СОЧЕТАНИЯ ИСХОДНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ

Н.А. Махутов, В.В. Зацаринный

Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия, v.zatsar@mail.ru

Исследовались вариации долговечности N_0 и относительных циклических запасов прочности \bar{n}_σ и долговечности \bar{n}_N (применительно к принятым нормативным запасам) для заданных вероятностей разрушения P для следующих возможных гипотетических зависимостей между соответствующими группами свойств ОМС (различные сочетания свойств прочности и пластичности-всего 6 типов). Проведён сопоставительный анализ рассеяния расчётных долговечностей кривых усталости и коэффициентов запасов \bar{n}_σ и \bar{n}_N для всех указанных типов исследуемых материалов, в том числе с увеличенными коэффициентами вариации отдельных механических свойств.

Цель.

Учитывая случайную природу прочности и долговечности, а также случайный характер эксплуатационных нагрузок, в расчётах циклической прочности используются вероятностные методы анализа и критерии теории надёжности по параметрам вероятности P [1-4].

В этом случае и запасы по напряжениям и числам циклов определяются по заданной вероятности P .

$$\bar{n}_\sigma = \frac{\bar{\sigma}_c}{\sigma_c^3} \quad \bar{n}_N = \frac{\bar{N}_c}{N_c^3}$$

$$n_{\sigma P} = \frac{(\sigma_c)_P}{(\sigma^3)_P} \quad n_{N P} = \frac{(N_c)_P}{(N^3)_P}$$

где $(\sigma_c)_P$ – предельное разрушающее напряжение с заданным уровнем вероятности P , $(\sigma^3)_P$ – эксплуатационное напряжение с тем же параметром P .

Целью данного модельного исследования было оценить особенности вероятностного изменения

указанных циклических запасов $n_{\sigma P}$ и $n_{N P}$ для разных типов материалов, характеризующихся специальным подбором соотношений базовых характеристик механических свойств.

Материалы и методы.

В качестве модельного материала была выбрана сталь 25X1МФ с исходными экспериментальными механическими свойствами, представленными в табл. 1.

Таблица 1. Исходные механические свойства при комнатной температуре

Материал	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	E , МПа	ψ , %
25X1МФ	1055	747	$2,08 \cdot 10^5$	50

Исследовались вариации долговечностей N_0 и относительных циклических запасов прочности \bar{n}_σ и долговечности \bar{n}_N (применительно к принятым нормативным запасам 2 и 10) для заданных вероятностей разрушения P и заданных уровней долговеч-

ности для следующих возможных гипотетических зависимостей между соответствующими группами свойств ОМС (различные сочетания свойств прочности и пластичности-всего 6 типов) (Рис.1).

Для анализа были выбраны уровни в $10^1, 10^2, 10^3, 10^4, 10^5, 10^6$ циклов.

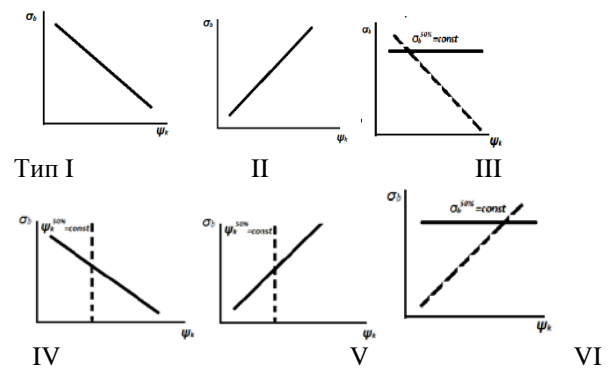


Рис.1. Схемы возможных сочетаний между основными группами свойств прочности и пластичности

Оценка рассеяния долговечности для заданной вероятности разрушения P проводилась по модифицированным уравнениям [2] типа Лангера (1) в модификации Норм прочности [5] для кривой усталости при жёстком нагружении с введением в уравнение вероятностных значений основных механических свойств ($\sigma_B, \psi_k, \sigma_{-1}, E$).

Для принятых в расчёте коэффициентов запасов $n_\sigma = n_N = 1$ для однородного напряжённого состояния уравнение кривой усталости имеет вид

$$\sigma_{aF} = \frac{E \cdot e_c}{(4N_0)^m} + \frac{R_c}{(4N_0)^{m_e} + \frac{1+r}{1-r}} \quad (1)$$

где σ_{aF} – амплитуда условного упругого напряжения; r – коэффициент асимметрии напряжений; E, e_c, R_c, m, m_e – характеристики материала при соответствующей температуре;

$$R_c^T = R_m^T (1 + 1,4 \cdot 10^{-2} \cdot Z_c^T)$$

$$e_c^T = 1,15 \lg \frac{100}{100 - Z_c^T},$$

$$R_{-1}^T = (0,54 - 2 \cdot 10^{-4} R_m^T) \cdot R_m^T,$$

$$m = 0,36 + 2 \cdot 10^{-4} \cdot R_m^T,$$

$$m_e = 0,132 \lg \left[\frac{R_m^T}{R_{-1}^T} (1 + 1,4 \cdot 10^{-2} \cdot Z^T) \right]$$

Здесь принято $R_c = S_k$; $R_m^T = \sigma_b^T$; $R_{-1}^T = \sigma_{-1}$; $Z_c^T = \psi_k$.

Следует отметить, что все характеристики материалов являются статистически значимыми, то есть зависимыми от вероятностных свойств материала.

При расчётах были приняты следующие как стандартные, так и не стандартные (повышенные) значения коэффициентов вариации отдельных механических свойств (табл. 2, варианты 1 и 2).

Таблица 2. Изменение коэффициентов вариации

Характеристики	Коэффициент вариации, v	
	1 вариант	2 вариант
$\sigma_{0,2}$, МПа	0,08	0,12
σ_B , МПа	0,06	0,08
ψ , %	0,12	0,18
E , МПа	0,02	0,03

В качестве примера на рис.2 приведены вероятностные кривые усталости для материала типа I с первым вариантом коэффициента вариации $v_{ОМС}$.

Построение расчётных кривых усталости по параметру заданных вероятностей разрушения P , равных 0,001; 0,01; 0,5; 0,99; 0,999, осуществлялось подстановкой в уравнение (3) расчётных характеристик ОМС соответствующей вероятности для текущих значений долговечности $1 \div 10^7$ циклов.

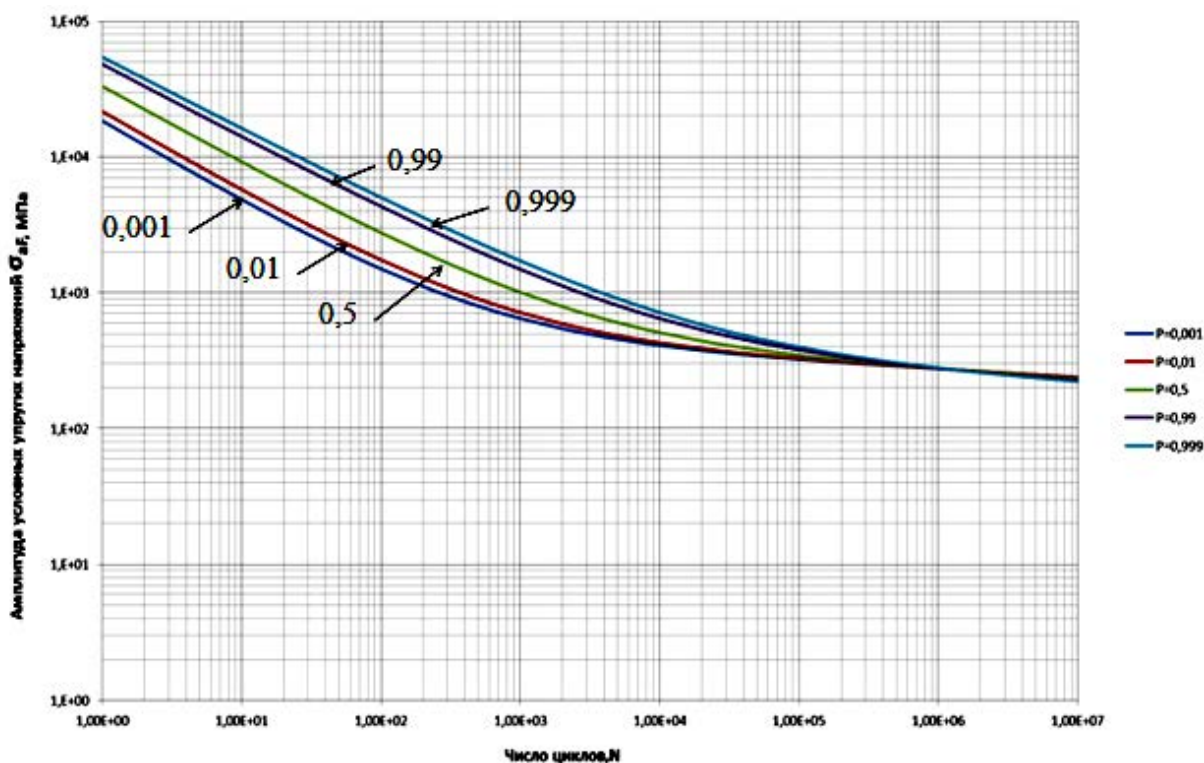


Рис. 2. Кривая усталости по параметру вероятности P значений ОМС; тип I, 1-й вариант $v_{ОМС}$

Были построены кривые усталости для всех шести сочетаний групп механических свойств.

Определение рассеяния значений механических характеристик выполнялось по известным зависимостям теории вероятности, используя нормальный закон их распределения:

$$x_\rho = \bar{x} + S \cdot Z_\rho; \quad v = \frac{S}{\bar{x}} \cdot 100\%$$

Результаты и их обсуждение.

Проанализируем рассмотренные сочетания свойств прочности и пластичности и их влияние на особенности рассеяния кривых усталости и запасов для указанных типов материалов I-VI.

В статье ограничимся в качестве иллюстрации анализом для материала типа I с первым вариантом изменения v_{OMC} . Было оценено общее рассеяние долговечностей и коэффициентов запаса по долговечности \bar{n}_N и по упругим эффективным напряжениям \bar{n}_σ .

При принятых расчётных уравнениях, коэффициентах вариации механических свойств и связях между σ_B и ψ для набора вероятностей P , равных 0,001; 0,01; 0,5; 0,99; 0,999, был получен максимальный разброс долговечностей в малоцикловой области для типа I составлял до 14,5 раз, а по амплитудам σ_a до 3,4 раза.

В многоцикловой области в силу меньшего коэффициента вариации по σ_B разброс по амплитудам напряжений σ_a сокращался до 1,01 раза, хотя при этом в силу пологости кривых усталости разброс по долговечности может быть большим.

Проведенная оценка относительных коэффициентов запаса \bar{n}_N и \bar{n}_σ , изменяющихся для данных вероятностей от 0,001 до 0,999 и чисел циклов для типа I, дало диапазоны их изменения для малоцикловой области от 0,28 при $P=0,001$ до 4,1 при $P=0,999$, а для \bar{n}_σ соответственно от 0,53 до 1,82 при тех же вероятностях разрушения.

Нас, конечно, интересуют минимальные значения запасов. Коэффициент запаса равный единице соответствует средним значениям механических свойств.

Графическое представление относительных коэффициентов запаса \bar{n}_N и \bar{n}_σ для этих вариантов (для минимальных значений) представлено на рисунке 3.

Для других типов материала разброс долговечностей и диапазон изменения коэффициентов запаса принимал индивидуальные значения.

Кривые изменения относительных коэффициентов запаса на рис.3 показывают следующее: если произведение текущего значения с графика \bar{n}_N на 10 (для долговечности) и \bar{n}_σ на 2 (для условных упругих напряжений) больше единицы, то существует возможность эксплуатации без разрушения для заданных уровней вероятности и чисел циклов и наоборот.

Установлено, что во всех случаях при увеличении вероятности от 10^{-3} до 10^{-1} кривые изменения относительных запасов для всех указанных типов материалов монотонно увеличиваются (при запасах меньше единицы) или уменьшаются (при запасах больше единицы), стремясь к запасу единица при вероятности $5 \cdot 10^{-1}$.

Рассеяние по долговечностям и напряжениям для всех типов материалов I-VI для заданных уров-

ней долговечностей $10^1, 10^2, 10^3, 10^4, 10^5, 10^6$ циклов удовлетворительно подтверждается графиками изменения относительных коэффициентов запасов по долговечности \bar{n}_N и напряжениям \bar{n}_σ .

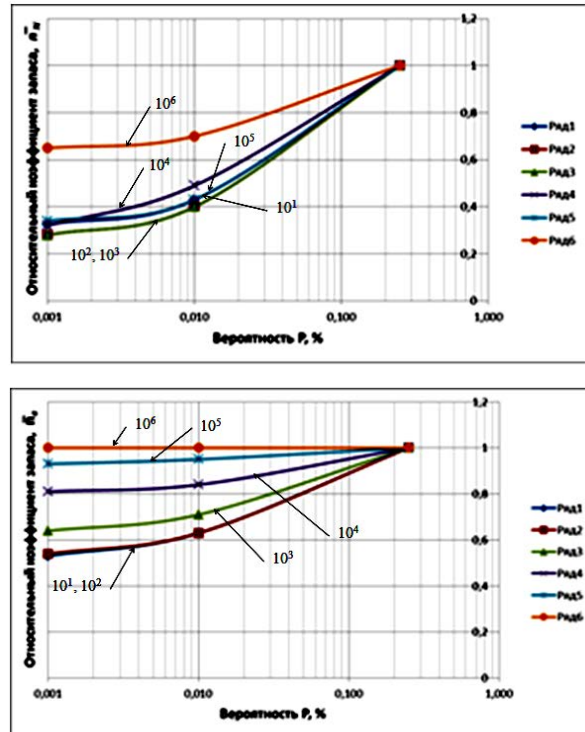


Рис.3. Изменение относительного коэффициента запаса \bar{n}_N и \bar{n}_σ в зависимости от вероятности $P, \%$ по параметру числа циклов для типа I, 1-й вариант v_{OMC}

Введённая повышенная вариация механических свойств (вариант 2- так называемые неотработанные технологии) на примере материала типа II, существенно сказывается на вероятностных характеристиках циклического ресурса и циклической прочности. Так, общий разброс долговечностей в этом случае в малоцикловой области в пределах указанных вероятностей составил от 30 до 80 раз, а по амплитудам напряжений до 7,5 раза. Также существенно уменьшились относительные коэффициенты запасов \bar{n}_N и \bar{n}_σ , изменяющиеся для данных вероятностей и чисел циклов, что говорит и о снижении абсолютных запасов \bar{n}_N и \bar{n}_σ .

Заключение

На основе проведённого анализа можно сделать следующие выводы:

1. Было показано, что повышенная вариация механических свойств v_{OMC} , введенная на примере материала типа II, существенно сказывается на вероятностных характеристиках циклического ресурса и циклической прочности. При этом изменение коэффициента вариации для ψ сказывалось в области малых долговечностей ($10^0 \div 10^4$ циклов), а из-

менение характеристик прочности (σ_B) – в области больших долговечностей ($10^5 \div 10^7$ циклов).

2. Проведённый поисковый вероятностный анализ изменения запасов прочности и долговечности для материалов с различными типами связей (согласованных и несогласованных) между характеристиками прочности и пластичности при дальнейшем развитии может быть использован для уточнения вероятностей отказов и разрушений, входящих в параметры рисков.

3. Вероятностный анализ изменения запасов прочности и долговечности также может быть полезен для выбора необходимого типа материала и, как следствие, возможного задания технологам и промышленности по созданию требуемого оптимального материала.

1. Биргер И.А., Шорр Б.Ф., Шнейдерович Р.М. Расчёт на прочность деталей машин. Справочное пособие. Под общей ред. докт. техн. наук И.А.Биргера. Изд. 2-ое, исправл. и дополн. М.: Машиностроение, 1966. - 616 с.
2. Махутов Н.А. Прочность и безопасность: Фундаментальные и прикладные исследования/Н.А.Махутов. Новосибирск: Наука, 2008. -528 с.
3. Н.А.Махутов, В.В.Зацаринный, Д.О.Резников. Особенности статистических подходов при оценке статической прочности. Безопасность в техносфере, 2014, №2, с.33-39
4. Махутов Н.А., Зацаринный В.В. Обоснование безопасности по параметрам рассеяния основных механических свойств, нагруженности и запасов прочности. Проблемы безопасности и чрезвычайных ситуаций. №3, 2009. С.29-43
5. Нормы расчёта на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок. М.: Энергоатомиздат, 1989. – 525 с.

ПРОСТРАНСТВЕННАЯ КИНЕТИКА ВОЗНИКНОВЕНИЯ И РАЗВИТИЯ ТРЕЩИН МАЛОЦИКЛОВОГО НАГРУЖЕНИЯ

Н.А. Махутов, И.В. Макаренко, Л.В. Макаренко

Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия; I.V.Makarenko@yandex.ru

В работе приведены результаты исследования упругопластических разно-ориентированных процессов разрушения в конструкционных материалах с дефектами. На основе расчетно-экспериментальных результатов и численных решений получены характеристики линейной и нелинейной механики разрушения с учетом физико-механической неоднородности таких сталей как 08X18H10T и 12X18H10T.

Данное исследование направлено на решение фундаментальной задачи создания математической модели разнонаправленности кинетики упруго пластических процессов разрушения.

В результате, рассматривается моделирование локальных полей упругопластических деформаций, численными методами на базе расчетно-экспериментальных данных, вблизи контура исследуемых трещин, характеризуемых параметрами нелинейной механики разрушения.

Известно, что согласно деформационной теории, переход границы упругого в область пластического поведения при сложном нагружении, характеризуется признаком некоторой функции нагружения $J=k^2$, $dJ_2 > 0$, и определяется законом (1).

$$\varepsilon_{ij} = \frac{s_{ij}}{2G} + \Phi(f')s_{ij}, \quad (1)$$

Φ – функция определяемая зависимостью между касательным напряжением и углом сдвига, ε_{ij} и

s_{ij} - соответственно тензоры деформаций и напряжений.

В настоящей работе проведены исследования, на базе решений задач механики разрушения с линейными и нелинейными граничными условиями, разнонаправленных процессов разрушения. Дан расчетно-экспериментальный анализ, с использованием численных методов решений, напряженно-деформированного состояния вблизи контура развивающихся дефектов типа поверхностных полуэллиптических произвольно ориентированных трещин при упругопластическом статическом и циклическом номинальных нагружениях. Проведен анализ кинетики процессов разрушения при различных наклонах исходных плоскостей дефектов материала.

Известно, что в самом общем случае сложного упругого номинального нагружения, согласно [1] эквивалентный КИН (коэффициент интенсивности напряжений) K_{eq} вычисляется как функция трех моделей разрушения.

$$K_{eq} = \sqrt{K_I^2 + K_{II}^2 + \frac{E^*}{2G} K_{III}^2} \quad (2)$$

где $E^* = E$ для плоского напряженного состояния и $E^* = E/(1-\nu^2)$ для плоского деформированного состояния.

В этом случае критерий линейной механики разрушения записывается в виде (3)

$$K_{eg} \leq K_c. \quad (3)$$

С учетом работ [1-16], расчетно-экспериментальных и численных решений с использованием программного интерфейса, получены такие характеристики нелинейной механики разрушения, как относительные коэффициенты интенсивности деформаций при моделировании дефектов произвольной формы поверхностной полуэллиптической произвольно ориентированной в объеме материала с трещиной под действием упруго-пластических номинальных напряжений, поля локальных пластических деформаций с учетом их кинетики развития (4).

$$\bar{K}_{\alpha\alpha}(g') = \frac{\sqrt{2}}{\pi} \int_{\Omega} \frac{\bar{\sigma}_{ij}(g')f_{ij}}{\sqrt{f(g)} |g - g'|^2} d\Omega, \quad (4)$$

$g' \in \partial\Omega$, g – точка исходного контура произвольно искривленного дефекта, g' – точка контура полуэллиптической моделированной трещины,

$\alpha = I, II, III$ - модели нагружения, $\bar{K}_{\alpha\alpha}(g')$ - относительный коэффициент деформаций для соответствующей модели нагружения.

Представлены многофункциональные зависимости кинетики конфигурации поверхностей малоцикловых поверхностных полуэллиптических дефектов с учетом исходных остаточных технологических напряжений и сингулярности локальных относительных упруго-пластических деформаций (5).

$$db_i^* / da_i^* = f(\bar{K}_{ea}, A_{ij}, \sigma_{bi} / \sigma_{Ti}, \bar{\sigma}_{Ti}, b_i^* / t, \bar{e}_{ij}, \bar{\sigma}_{ijm}, \bar{e}_f, m_{(k)}), \quad (5)$$

где b_i^* и a_i^* полуоси развивающихся поверхностных дефектов, $m_{(k)}$ - показатель упрочнения. Согласно деформационным критериям разрушения [2,3] величину $m_{(k)}$ можно определить непосредственно из эксперимента (из записи диаграммы деформирования) или в первом приближении по формуле (6).

$$m_{(k)} = \frac{\lg \bar{e}_f^m}{\lg \left[\bar{e}_f^m + \frac{A}{2} (\bar{e}_f - 1) F(k) \right]}, \quad (6)$$

где \bar{e}_f - максимальная относительная деформация в зоне трещины.

На рис.1 показана модулируемая поверхность развивающегося полуэллиптического малоциклового дефекта.

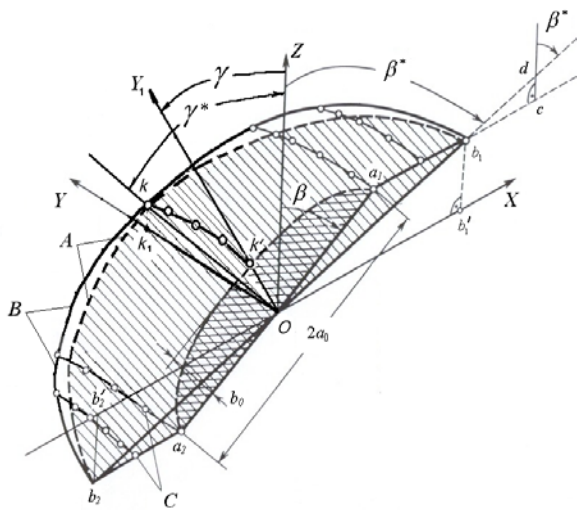


Рис. 1 Изометрическое представление расчетной модели поверхностей разно-ориентированных малоцикловых поверхностных трещин. А – расчетная поверхность трещины; В – контур реальной поверхности трещины; С – точки реальной поверхности трещины.

Тогда величину размаха локальной относительной упругопластической деформации $\Delta \bar{e}_{ijz}$ можно записать уравнением (7) в зависимости от угла наклона плоскости трещины (β) и относительной ее глубины в корпусе конструкции (l_{ijx} / t).

$$\Delta \bar{e}_{ijz} = \frac{f_1}{e_T} \beta^{f_2} \left(\frac{l_{ijx}}{t} \right)^{f_3 + \beta f_4} \quad (7)$$

На Рис.2 представлены характерные поля распределение упругопластических деформаций в самой глубокой точке поверхностной полуэллиптической трещины в плоскости перпендикулярной плоскости трещины ($\Phi = \pi/2$) и в поверхностной точке трещины ($\Phi = 0$) при относительном номинальном первом главном напряжении $\bar{\sigma}_n = 1,1$.

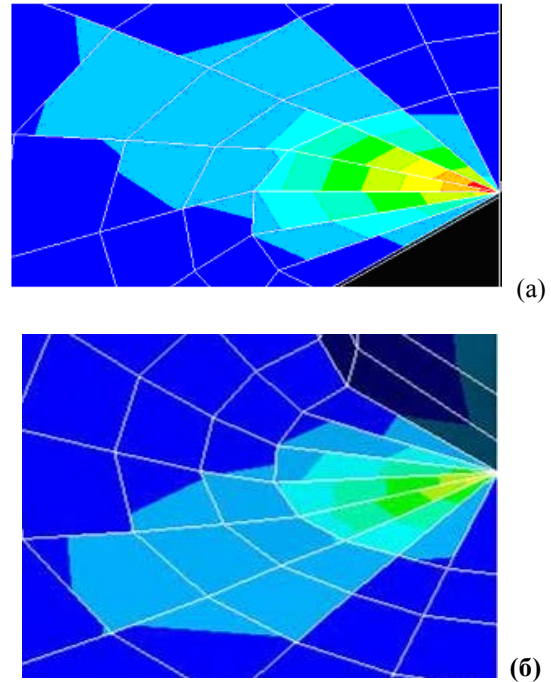


Рис. 2. (а) – Распределение упругопластических деформаций в самой глубокой точке поверхностной полуэллиптической трещины, в плоскости перпендикулярной плоскости трещины, $\Phi = \pi/2$; (б) – в поверхностной точке трещины ($\Phi = 0$), при $\bar{\sigma}_n = 1,1$.

С учетом изменения объемности напряженно-деформированного состояния (НДС) вдоль контура исследуемых дефектов, проведено исследование кинетики разрушения разно ориентированных поверхностных полуэллиптических трещин при сложном НДС с помощью деформационных критериев нелинейной механики разрушения [2]. На основе деформационных критериев разрушения и численных методов расчета, а также экспериментальных данных, предложены зависимости определения непрерывного изменения напряженно-деформированного состояния по контуру поверхностных малоцикловых полуэллиптических разно ориентированных трещин; позволяющих проводить уточненную оценку прочности и живучести оборудования. В программной среде ANSYS разработан специализированный макрос, обеспечивающий возможность расчета напряженно-деформированного состояния в зонах плоских трещин с произвольной ориентацией и геометрией фронта.

Предложен алгоритм решения задач численными методами с нелинейными граничными

условиями объемных процессов разрушения. Получены зависимости объемности напряженно-деформированного состояния (НДС) вдоль контура исследуемых трещин от параметров механики разрушения с учетом физико-механической неоднородности. Как известно [17], для изотропного тела критерий текучести представляется в форме (8).

$$f(J'_2, J'_3) = k^2, \quad (8)$$

где k^2 – для конкретного материала некоторая константа, характеризующая предела текучести, J'_2, J'_3 – главные инварианты деватора тензора напряжений s_{ij} .

В основе решения поставленной задачи развивается и используется модель однородного изотропного упругопластического тела с кусочно-линейным изотропным упрочнением в программном комплексе задач математического моделирования нелинейной механики разрушения ANSYS. При упругопластическом деформировании тела с трещиной для компонент тензора локальных относительных деформаций в окрестности контура трещины, получены асимптотические зависимости от относительных коэффициентов интенсивностей деформаций для трех моделей разрушения.

На базе комплекса расчетно-экспериментальных данных и численного расчета, показана возможность определения не только локальных характеристик нелинейной механики и критериев разрушения (9), вблизи исследуемых дефектов, но и проведение уточненной оценки эксплуатационной живучести и ресурса ответственного оборудования по деформационным критериям разрушения [2,3].

$$\bar{K}_E \angle \bar{K}_{eC}, \quad (9)$$

где \bar{K}_E – эквивалентный относительный коэффициент интенсивности деформаций, \bar{K}_{eC} – критический относительный коэффициент интенсивности деформаций.

Полученные результаты решения поставленной задачи расширяют методы исследования нелинейной механики деформирования и разрушения на случай развитых пластических деформаций для сложной пространственной ориентации трещин в условиях однократного и циклического нагружений.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 18-08-00572).

1. Sih GC, Macdonald B. Fracture mechanics applied to engineering problems – strain energy density fracture criterion. // Engng Fract Mech 1974; 6(2):361–86.
2. Махутов Н.А. Деформационные критерии разрушения и расчет конструкций на прочность, М., Машиностроение, 1981, 273 с.
3. Н.А. Махутов. Конструкционная прочность, ресурс и техногенная безопасность. В двух частях. - Новоси-

- бирск, «Наука», 2005, - 1110с.
4. N.A Makhutov, I.V. Makarenko, L.V. Makarenko. Calculation and experimental analysis of the stress-strain state for in clined semi-elliptical surface cracks // Inorganic Materials. Fppl. Res., 2017, vol. 53, No. 15, pp. 1502-1505.
5. Oore M, Burns DJ. Estimation of stress intensity factors for embedded irregular cracks subjected to arbitrary normal stress fields // ASME J Press Vessel Technol. 1980;102, :202–11.
6. Beghini M, Bertini L, Gentili A. An explicit weight function for semi-elliptical surface cracks // ASME J Press Vessel Technol. 1997;119:216–23.
7. Махутов Н.А., Макаренко И.В., Макаренко Л.В. Моделирование процессов упругопластического циклического разрушения при оценке прочности и ресурса энергетического оборудования // Динамика и прочность конструкций аэрогидроупругих систем: Численные методы». Труды 4-ой Всероссийской научно-технической конференции. Москва, ИМАШ РАН, 14-15 ноября 2017 г. – М.: ИМАШ РАН. 2017. С.41-42.
8. Makhutov N.A., Makarenko I.V., Makarenko L.V. Studies on the fracture mechanism and kinetics of randomly oriented surface semielliptical cracks at the multiaxial stress-strain state with deformation criteria of nonlinear fracture mechanics // Strength of Materials, 2013. Vol. 45, N 4, July. p. 454-458.
9. Makhutov N.A., Makarenko I.V., Makarenko L.V. Particularities a micro-mechanism of cycle elastic-plastic fracture and damage. Works of the International Conference. "In-service damage of materials, its diagnostics and prediction". Ternopil Ivan Pul'uj State Technical University, 2009. p. 96 – 102.
10. Махутов Н.А., Макаренко И.В., Макаренко Л.В. Расчетно-экспериментальное исследование развития поверхностных полуэллиптических наклонных малоцикловых трещин. / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2013. №11, том 79. С. 39–44.
11. Махутов Н.А., Макаренко И.В., Макаренко Л.В. Расчетно-экспериментальное исследование живучести несущих элементов с наклонными малоцикловыми полуэллиптическими поверхностными трещинами. Сборник трудов третьей научно-технической конференции «Динамика и прочность конструкций аэрогидроупругих систем. Численные методы» г. Москва, ИМАШ РАН, 21-23 октября 2015 г. М.: Изд-во ООО «РИФ «СЕМИР», 2015. С.34-35.
12. Lazarus V. Brittle fracture and fatigue propagation paths of 3D plane cracks under uniform remote tensile loading. // Int J Fract 2003;122:23–46.
13. Oore M, Burns DJ. Estimation of stress intensity factors for embedded irregular cracks subjected to arbitrary normal stress fields // ASMEJ Press Vessel Technol. 1980;102, :202–11.
14. Tada H, Paris CP, Irwin GR. The stress analysis of cracks handbook. 3rd ed. ASME Press; 2000.
15. Murakami Y, Nemat-Nasser S. Growth and stability of interacting surface flaws of arbitrary shape // Engng Fract Mech. 1983; 17(3):193–210.
16. Perl M., Bernshtein V. // Engineering Fracture Mechanics 78 (2011) 1466–1477 1477.
17. Паргон В.З., Морозов Е.М. Механика упруго-пластического разрушения. М.:Наука,1974.416 с.

ПРОЧНОСТЬ, НАДЕЖНОСТЬ И БЕЗОПАСНОСТЬ МАШИН ДВОЙНОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Н.А. Махутов, А.Н. Панов

Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия; a.panov@tut.by

Работа посвящена развитию, созданию и реализации методологии, моделей и средств системного анализа, планирования и обеспечения достижения комплексных критериев прочности, ресурса, надежности, живучести и безопасности мобильных машин двойного назначения в нормальных и экстремальных условиях эксплуатации, а также при возникновении предельных повреждений для применения на этапах проектирования и изготовления с целью эффективного производства и эксплуатации мобильных машин двойного назначения.

Цель

Научно обосновать, развить, создать и реализовать на практике новую методологию, модели и средства системного анализа, планирования и обеспечения комплексных критериев прочности, ресурса, надежности, живучести и безопасности мобильных машин двойного назначения в нормальных и экстремальных условиях эксплуатации, а также при возникновении предельно опасных повреждений в случае диверсий и повреждений в боевых условиях или после воздействия террористических актов в мирное время для применения на этапах проектирования и изготовления для эффективного производства и эксплуатации ММДН.

Задачи

1. Построить и развить структуру и иерархию методов взаимосвязанного анализа критериальных характеристик напряженно-деформированных и предельных состояний для штатных и нештатных условий создания и функционирования ММДН.

2. Разработать адекватные рискам методы и средства оценки нагруженности и моделирования множества механизмов повреждений (усталость, фреттинг-усталость, ослабление и разрушение соединений) опасных зон несущих конструкций ММДН с учетом влияния конструкторско-технологических факторов их производства.

3. Разработать методы и средства повышения циклической долговечности несущих конструкций ММДН при их сборке на основе управления технологической наследственностью и рисками.

4. Разработать модели эффективного управления процессами планирования и обеспечения надежности и безопасности ММДН при проектировании и изготовлении.

5. Разработать модели, методы и средства планирования и обеспечения надежности процесса изготовления ММДН по параметрам качества выпускаемой продукции.

6. Разработать методы и средства моделирования нагруженности, прогнозирования и оценки ресурса и рисков несущих конструкций ММДН по критерию циклической долговечности с учетом

множества зон и механизмов повреждения, конструкторско-технологических факторов и планируемой надежности процессов изготовления.

7. Разработать методологию, модели, методы и средства определения, нормирования планирования и обеспечения надежности и безопасности конструкции ММДН и процессов изготовления с позиций приемлемого риска в рамках системного планирования и обеспечения надежности и безопасности мобильных машин двойного назначения в нормальных и экстремальных условиях эксплуатации, а также при возникновении повреждений в случаях диверсий, боевых условий или воздействий террористических актов в мирное и не мирное время для применения на этапах проектирования и изготовления для эффективного производства и эксплуатации.

Научная гипотеза

Достижение максимума эффективности при приемлемом риске несоответствий при создании и применении ММДН возможно в рамках жизненного цикла ММДН на основе оптимизации нормирования и затрат на качество, в том числе надежность и безопасность, путем: опережающего планирования вероятности несоответствия ТТС, процесса ее изготовления в зависимости от значимости последствий, как критерия приемлемости риска; реализации планов для достижения вероятностей, как возникновение всех причин несоответствий, так и их обнаружения при контроле до приемлемой величины, определяемых достигнутым уровнем развития науки и техники [1-3].

Результаты, обсуждение и выводы

1. Разработана методология комплексной системы анализа, планирования и обеспечения прочности, ресурса, надежности, живучести и безопасности ММДН в штатных и нештатных условиях эксплуатации, а также при возникновении экстремальных воздействий и повреждений в случае диверсий в боевых условиях, диверсионных террористических актов, как в мирное, так и в немирное время основывается на моделях поэтапного определения и нормирования базовых параметров НДС и предель-

ных состояний ММДН и с учетом их структурного состава и последовательности возникновения и развития опасных повреждений ТТС в их жизненном цикле научно-технических, технологических и экономических возможностей управлять приемлемыми рисками.

Разработаны и реализованы на практике методология и средства системного планирования и обеспечения надежности и безопасности ММДН из условий прочности на этапах их проектирования и изготовления, позволяющие достигать максимума эффективности при приемлемом риске несоответствий ММДН, отличающиеся тем, что в рамках жизненного цикла ТТС на основе оптимизации нормирования и затрат на качество реализуются: опережающее планирование вероятности несоответствия продукта, процесса изготовления в зависимости от значимости последствий, как критерия приемлемости риска; планы для достижения вероятностей, как возникновения всех причин несоответствий, так и их обнаружения при контроле до приемлемой, определяемых достигнутым уровнем развития науки и техники.

В соответствии с предложенной методологией разработаны модели, методы и средства, использование которых при создании ММДН позволяет управлять достижением приемлемых рисков продукции и процессов и снижать ppm с 3000 до ppm 50 и менее, требуемые сроки постановки продукции на производство в 1,5–2 раза и затраты на 30–50 % и более. Создана критическая технология обеспечения технического уровня и надежности автомобильной техники, соответствующая целям Концепции развития автомобильной промышленности РФ.

2. Установлено, что результативное и эффективное планирование и обеспечение прочности, надежности и безопасности ММДН возможно путем управления рисками несоответствия ММДН и доведения их величин до приемлемых только на основе использования взаимосвязанной системы моделей, методов и средств: на макроуровне (нормы надежности и безопасности); на уровне типа конструкции ММДН; на уровне типа технологических процессов изготовления ММДН; на уровне процессов изготовления и эксплуатации/обслуживания и утилизации.

3. Разработаны и внедрены адекватные рискам методы и средства анализа, оценки нагруженности и моделирования множества механизмов повреждений опасных зон несущих конструкций ММ с учетом влияния КТФ их производства. На основе МКЭ моделирования и экспериментальных исследований получены вероятностные зависимости характеристик циклического повреждения сборных несущих конструкций ММДН, учитывающие многовекторное случайное циклическое нагружение ММДН, наличие массивов и иерархию разрушений, множество механизмов и процессов повреждений (усталость, фреттинг-усталость, ослабление и разрушение соединений), влияние КТФ и технологических процессов сборки машин. Созданные методы и средства

обеспечивают выбор оптимальных параметров элементов конструкции и технологических процессов изготовления ММДН, повышение сопротивления повреждению на 30 % и более, точности прогнозирования ресурса на 20–60 %, снижению требуемых затрат 2–3 раза.

4. Разработаны и внедрены методы и средства повышения циклической долговечности несущих конструкций ММДН при их сборке на основе управления технологической наследственностью и рисками. Установлены закономерности влияния КТФ и процесса сборки на НДС пространственных несущих конструкций, в том числе с повреждениями. Показано, что циклической долговечностью конструкций имеющей множество зон и различных механизмов накопления повреждений можно управлять, используя ОНС. Разработаны и внедрены алгоритмы моделирования типовых процессов сборки несущих конструкций ММДН основанные на критерии эффективности повышения ОНС ресурса конструкций с множеством зон и различными механизмами накопления повреждений. Экспериментально–расчетным путем подтверждено, что предложенные методы и средства обеспечивают: повышение точности оценки НДС в 1,7 раза; сокращение затрат на анализ ОНС в конструкциях в 1,5–2 раза; увеличение ресурса на 20–60 %.

5. Разработаны и внедрены модели, методы и средства эффективного управления процессами планирования и обеспечения надежности и безопасности ММДН. Модели, методы и средства основаны на установлении требований: к целеполаганию, к структуре жизненного цикла, к оптимальному вероятностно - детерминистическому упорядочиванию процессов предприятия и проектов; к процессам адаптации системы управления; к процессам и к целеполагающим вероятностно-детерминированным процедурам последовательного снятия неопределенности и достижения приемлемого риска в жизненном цикле ММДН на основе использования планов управления рисками: «концепт», «опытный образец», «опытная партия», «серийное производство», «эксплуатация/ обслуживание», «утилизация».

Обосновано, что для повышения эффективности достижения надежности и безопасности ММДН необходимо реализовывать процессы доведения вероятности каждой из причин появления каждого из идентифицированных рисков и вариации процессов до приемлемого уровня опережающим, динамическим, актуализируемым, внешним целенаправленным воздействием используя критерии:

результативности планирования и обеспечения соответствия требованиям ММДН – адекватную идентификацию значимости параметров продукции и процессов в рамках жизненного цикла предприятия, проектов и продукции в зависимости от значимости последствий несоответствий и в связи с вероятностями их появления и обнаружения при контроле;

эффективности - равенство затрат на предупреждение несоответствий, их контроль и потерь

(ущерба) из-за не достижения надежности и безопасности.

Разработанный комплекс позволяет предотвращать возникновение неустойчивого равновесия, причин критических состояний и бифуркаций ТТС и как следствие несоответствий ММДН путем управления рисками от всех идентифицированных объектов ТТС. Результаты работы с существенным экономическим эффектом внедрены для обеспечения конкурентоспособного отношения «цена-качество-сроки поставки».

6. Разработаны и внедрены модели, методы и средства планирования и обеспечения надежности процесса изготовления ММДН по параметрам качества выпускаемой продукции. Установлено и подтверждено, что для повышения эффективности обеспечения надежности и безопасности ММДН необходимо управлять планированием и обеспечением надежности технологических процессов. Разработанный комплекс позволяет управлять надежностью процессов изготовления для достижения ppm 50 и менее, снижать затраты и сроки постановки продукции на производство в 1,5–2 раза и более.

7. Для применения на этапах проектирование и изготовление разработаны и внедрены направленные на предотвращение появления неблагоприятного события в зависимости от значимости его последствий при использовании ММДН и имеющихся ресурсов методы и средства моделирования нагруженности, прогнозирования и оценки ресурса и рисков несущих конструкций ММДН по критерию циклической долговечности с учетом множества зон и механизмов повреждения, КТФ и планируемой надежности процессов изготовления.

Разработанные методы и средства основаны на гипотезах суммирования усталостных повреждений; на использовании ХСУ полученных локальным физическим моделированием; на оценке НДС конструкции МКЭ, тензометрированием и отличаются: -учетом состояния функционирующих на машиностроительном предприятии систем планирования и обеспечения надежности на макроуровне, на уровне конструкции, процессов изготовления и эксплуатации ММДН, а также использованием установленных показателей рисков;

системой нормирования показателей надежности и безопасности несущей конструкции ММДН имеющей множество зон повреждения, в основе которой критерий ее предельного состояния – требуемая жесткость (локальная и глобальная), обеспечивающая работоспособность установленных на ММДН узлов и агрегатов;

системой нормирования блоков нагружения несущей конструкции ММДН и каждой зоны разрушения основанной на закономерностях условий эксплуатации;

системой построения и анализа «деревьев причинно-следственных связей», в основе которой - идентификация всех причин несоответствий, как конструкции, так и процесса изготовле-

ния/эксплуатации/обслуживания в зависимости от значимости последствий отказа ММДН;

методами и иерархией расчетных и экспериментальных исследований многовекторного эксплуатационного нагружения ММДН, массивов зон разрушения, множества механизмов повреждений (усталость, фреттинг-усталость, ослабление и разрушение соединений), а также критериями адекватности физических и МКЭ моделей несущих элементов и крепежных соединений - коэффициенте чувствительности конечно-элементной модели; коэффициенте перегрузки и пирамиде допускаемых значений ВСФ в крепеже;

системой учета влияния КТФ изготовления, включая ОНС, а также планируемой надежности процесса изготовления;

методологией прогнозирования и оценки вероятности появления и обнаружения каждой причины отказа ММДН, в том числе в заданный период (ресурс); прогнозированием и оценкой количества несоответствующих ММДН в эксплуатации по каждой из идентифицированных причин отказов с учетом значимости возможных последствий, как для потребителя, так и производителя.

Созданный комплекс позволяет: достигать отказа ММДН для несоответствий с высокой степенью значимости последствий - до практически невероятного события и с незначительной степенью - до приемлемой.

8. Разработаны и внедрены методология, модели, методы и средства нормирования планирования и обеспечения надежности и безопасности конструкции ММДН и процессов ее изготовления с позиций приемлемого риска. [1-3]

Разработки реализованы в серии межгосударственных, государственных стандартов и ТУ для нормирования требований к проектированию, изготовлению, контролю и испытаниям компонентов ММДН (тормозная система, рулевое управление, подвеска, трансмиссия, несущие элементы и т.п.), что позволило эффективным образом обеспечить снижение рисков аварий ММДН в 1,1–1,25 и более раз.

1. Горбачевич, М.И. Проектирование транспортных средств: нагруженность, повреждение, ресурс: / М.И. Горбачевич, А.Н. Панов, С.М. Минюкович; Под общей ред. А.Н. Панова. – Мн.: «Технопринт», 2005 г.-264 с.:ил.
2. Панов, А.Н. Научно-методические основы проектирования: системное обеспечение приемлемых рисков в автотракторосельхозмашиностроении: / А.Н. Панов, И.И. Осмола, И.В. Шкадрецов, В.Б. Ловкис, Л.А. Маринич; под общей ред. А.Н.Панова. – Минск: БГАТУ, 2009. – 486 с.: ил
3. Безопасность России. Правовые, социально-экономические и научно-технические аспекты. Научные основы техногенной безопасности. / Под общ. ред. Махутова Н.А.- М.: МГФО «Знание», 2015, - 936 с., ил.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА КОМПЛЕКСНОЙ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ РАБОЧИХ ДЕТАЛЕЙ ШТАМПОВ И ПРЕСС-ФОРМ, РАБОТАЮЩИХ В УСЛОВИЯХ ПОВЫШЕННОГО ИЗНОСА

Морозов О.И.¹, Кокорин В.Н.¹, Табаков В.П.¹, Сагитов Д.И.², Илюшкин М.В.³,
Ширманов Н.А.¹

¹ФГБОУ ВО Ульяновский государственный технический университет, Ульяновск, Россия;

²ФГБОУ ВО «Ульяновский институт гражданской авиации имени Главного маршала авиации Б.П. Бугаева»,
Ульяновск, Россия; ³АО «Ульяновский НИАТ», Ульяновск, Россия

olmorozov-rabota@yandex.ru

В Ульяновском государственном техническом университете разработан способ повышения стойкости рабочих деталей штампов и пресс-форм на основе комплексного модифицирования, включающего в себя холодную пластическую деформацию, включающую в себя механическую активацию поверхностных слоев инструмента с последующим нанесением износостойких покрытий методом ионно-плазменного напыления [1].

Механическая активация (МА) – основной способ механического воздействия на твердые тела, вызывающие искажение кристаллической решетки за счет деформационного упрочнения металла.

Возникающие искажения кристаллической решетки минералов являются причиной возникновения точечных дефектов и линейных дислокаций, несущих соответствующий запас «избыточной» энергии, что приводит, как следствие, к повышению адгезионной способности системы «подложка-покрытие».

Известно, что наиболее эффективным методом повышения работоспособности инструмента является нанесение износостойких покрытий. Целью нанесения покрытий заключается в получении инструмента с износостойким поверхностным слоем и вязкой прочной основой. На основании эксплуатационных требований нанесению износостойких покрытий должны подвергаться инструментальные материалы, имеющие вязкую и прочную основу, недостаточную твердость и износостойкость – инструментальные (теплостойкие и полутеплостойкие) и быстрорежущие стали, твердые сплавы групп ВК и ТТК, твердые сплавы группы ТК, имеющих высокую прочность, такие как Т5К10, Т14К8, Т8К7.

Разработанная технология повышения стойкости рабочих деталей штампов и пресс-форм за счет комплексной модификации поверхностного слоя заключается в следующем: рабочие части штампов листовой, холодной объемной и горячей штамповки перед напылением износостойкого покрытия ионно-

плазменным методом подвергают холодному пластическому деформированию, вызывающему механическую активацию металла подложки, способствующую повышению адгезионных свойств системы «подложка-покрытие» [1].

При этом формируется благоприятная текстура (макро-, микро-), происходит активация и механический наклеп (деформационное упрочнение) в области рабочей зоны, что позволяет снизить теплопроводность металла, уменьшить температурное воздействие на металл за счет создания локализованной (местной) зоны температурного воздействия в поверхностном слое и уменьшить разупрочнение металла.

Модификация поверхности за счет механической активации позволяет существенно повысить адгезионную способность системы «подложка-покрытие» при повышении эксплуатационных и ресурсных свойств.

Разрабатываемая технология модификации поверхности может быть использована для повышения стойкости и работоспособности рабочих поверхностей роликов, штампов листовой, холодной объемной и горячей штамповки (пуансонов, матриц, знаков, вставок) из полутеплостойких и теплостойких сталей повышенной вязкости, а также пресс-форм в процессах прессования профилей.

Для повышения эффективности процесса адсорбции в ряде публикаций зарубежных авторов предложено использовать механическую деформацию, заключающуюся в механической активации металла при реализации схемы одноосного сжатия заготовки. На основании экспериментальных работ была предложена теоретическая модель, которая объединяет механическую деформацию с энергией связи между элементами рассматриваемой системы: подложка (выполняющая функции катализатора) и покрытие (выполняющая функцию реагента).

Установлено, что для повышения эффективности адсорбции необходимо уменьшить энергию активации в продольном направлении кристаллической решетки (её растяжение), что

соответствует эффекту, создаваемому механической одноосной деформацией сжатия [2].

Экспериментальные испытания (осадка образцов-следов) проводились на гидравлическом прессе (номинальное усилие прессы – 1500 кН), материал образцов – сталь X12M, исходные размеры образцов $a*b*s_0=10x10x5$ (мм).

Для нанесения износостойких покрытий были применены специализированные установки типа «Булат», используемые в лаборатории износостойких покрытий УлГТУ.

На предварительно осаженные образцы ($\epsilon=17...59\%$) после подготовки поверхности (полирования алмазными пастами АСМ различных типов зернистости) было нанесено износостойкое покрытие на основе нитрида титана. Режим нанесения износостойкого покрытия методом ионно-плазменного напыления включал в себя следующие параметры: материал покрытия – нитрид титана (TiN), толщина покрытия – 3...4 мкм, температура – 480 °С.

Деформированные образцы с нанесенным износостойким покрытием представлены на рисунке 1.

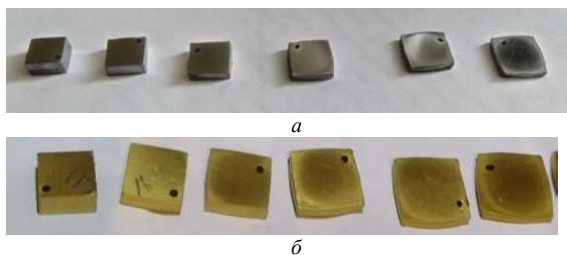


Рис. 1. Деформированные образцы: *a* – до нанесения износостойкого покрытия; *b* – после нанесения износостойкого покрытия TiN

В качестве параметра, оценивающего повышение стойкости поверхностного слоя образцов, был выбран параметр адгезионной способности износостойкого покрытия – коэффициент отслоения K_0 , уменьшение которого свидетельствует о повышении прочности адгезии покрытия с инструментальной основой.

Для оценки параметра адгезионной способности износостойкого покрытия на основе нитрида титана использовано устройство для испытания заготовок с покрытием на отслоение, заключающееся в фиксировании минимального усилия сжатия пружин на момент нарушения сплошности защитного покрытия (отслоение).

На основании экспериментальных данных была получена зависимость коэффициента отслоения износостойкого покрытия K_0 от степени предварительной деформации образца ϵ , представленная на рис. 2.

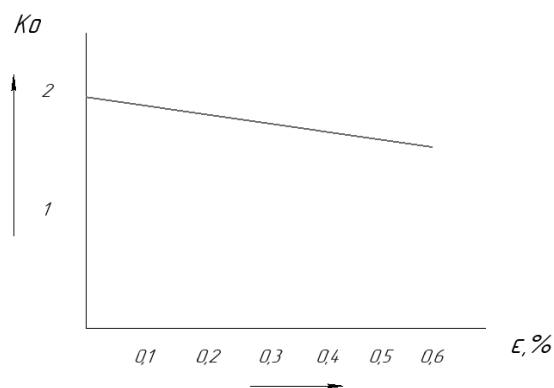


Рис. 2. График зависимости коэффициента отслоения от степени деформации

Применение технологии комплексной модификации поверхностного слоя позволит обеспечить:

1. Увеличение эксплуатационного ресурса стойкости и работоспособности наиболее нагруженных деталей штампов и пресс-форм (пуансоны, матрицы, знаки, вставки и др.);
2. Повышение качества изделий, изготавливаемых на инструменте с модифицированной поверхностью за счет снижения износа рабочих поверхностей штампа (повышение размерной точности, отсутствие заусенцев);
3. Снижение себестоимости продукции (интегральный критерий оценки эффективности технологии).

1. Повышение стойкости рабочих поверхностей деталей штампов и пресс-форм из теплостойких сталей. Морозов О.И., Табаков В.П., Кокорин В.Н., Титов Ю.А. Известия Тульского государственного университета. Технические науки. Вып. 11: в 3 ч. Ч1. Тула: Изд-во ТулГУ, 2017. 64-68 с.
2. Хван А.Д., Хван Д.В., Осинцев А.Л. Повышение стойкости инструментальной стали X12M. Вестник Воронежского государственного технического университета, 2012. Т. 8. № 5. С. 131-134.

ФИЗИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ В ПРОЦЕССЕ ОДНООСНОГО СЖАТИЯ

Морозов О.И.¹, Кокорин В.Н.¹, Табаков В.П.¹, Сагитов Д.И.², Илюшкин М.В.³,
Ширманов Н.А.¹

¹ФГБОУ ВО Ульяновский государственный технический университет, Ульяновск, Россия;
²ФГБОУ ВО «Ульяновский институт гражданской авиации имени Главного маршала авиации Б.П. Бугаева»,
Ульяновск, Россия; ³АО «Ульяновский НИАТ», Ульяновск, Россия
olmorozov-rabota@yandex.ru

Рассмотрены основные способы повышения стойкости рабочих частей штампового инструмента, в том числе процессы холодного пластического деформирования при нанесении износостойких покрытий методом ионно-плазменного напыления. Представлена физическая модель процесса холодного пластического деформирования образцов из теплостойкой стали X12M.

На современном этапе научно-технического прогресса востребованы наукоемкие технологии, позволяющие повысить прочность, вязкость и другие характеристики конструкционных материалов.

Прежде всего, это относится к штамповому инструменту объемной (холодной, горячей) и листовой штамповки, поскольку процессы деформирования сопровождаются повышенным износом рабочих частей штампов и пресс-форм, разрушением, что приводит, как к выходу из строя самого инструмента, так и к снижению качества получаемых изделий. В связи с этими особенностями наряду с другими методами интенсификации технологических операций развивается направление по повышению стойкости рабочих деталей штампов и пресс-форм.

На современном этапе основные методы повышения стойкости штампового инструмента реализуются за счет следующих направлений поверхностной упрочняющей обработки: деформационное воздействие; термическое воздействие; поверхностное легирование; нанесение покрытий; комбинированная обработка.

В Ульяновском государственном техническом университете разработан способ повышения стойкости рабочих деталей штампов и пресс-форм на основе комплексного модифицирования, включающего в себя холодную пластическую деформацию, включающую в себя механическую активацию поверхностных слоев инструмента с последующим нанесением износостойких покрытий методом ионно-плазменного напыления [1].

Механическая активация (МА) — основной способ механического воздействия на твердые тела, вызывающие искажение кристаллической решетки за счет деформационного упрочнения металла.

Возникающие искажения кристаллической решетки минералов являются причиной возникновения точечных дефектов и линейных

дислокаций, несущих соответствующий запас «избыточной» энергии, что приводит, как следствие, к повышению адгезионной способности системы «подложка-покрытие».

Предложенная технология заключается в том, что рабочие поверхности штампов перед ионно-плазменным напылением подвергаются механической активации, заключающейся в холодной пластической деформации, при которой наблюдается снижение теплопроводности штампа и, как следствие, уменьшение зоны температурного воздействия на подложку, снижение разупрочнения металла подложки и, как следствие, снижение износа рабочих частей штампа, повышение твердости системы покрытие-подложка и качества штампуемых деталей.

Однократное обкатывание при различных давлениях роликов формирует в поверхностном слое изделия сжимающие напряжения, что повышает адгезионную связь между покрытием и инструментальным материалом (подложкой). Формирование в подложке высоких сжимающих напряжений снижает интенсивность процессов трещинообразования и способствует торможению трещин в материале покрытия.

Наблюдаемый эффект обусловлен искажением кристаллической решетки металла, повышением плотности дислокаций при пластическом деформировании.

Для повышения эффективности процесса адсорбции в ряде публикаций зарубежных авторов предложено использовать механическую деформацию, заключающуюся в механической активации металла при реализации схемы одноосного сжатия заготовки [2]. На основании экспериментальных работ была предложена теоретическая модель, которая объединяет механическую деформацию с энергией связи между элементами рассматриваемой системы: подложка (выполняющая функции катализатора) и покрытие (выполняющая функцию реагента).

Установлено, что для повышения эффективности адсорбции необходимо уменьшить энергию активации в продольном направлении кристаллической решетки (её растяжение), что соответствует эффекту, создаваемому механической одноосной деформацией сжатия.

Разработана физическая модель структурирования системы «подложка-покрытие» (фрагмент кристаллической решетки подложки) при комплексном модифицировании (холодная пластическая деформация с последующим ионно-плазменным напылением), позволяющая иллюстрировать повышение эффективности процесса адсорбции частицами вещества покрытия (реагента) на подложку.

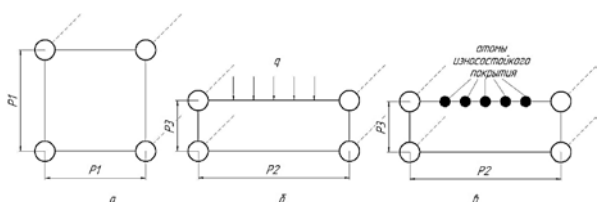


Рис 1. Физическая модель структурирования системы «подложка-покрытие» при комплексном модифицировании поверхностного слоя: а – исходная структура (период $P1$); б – продеформированная структура, – одноосное сжатие ($P2 > P1$, $P3 < P1$); в – модифицированная структура системы «подложка-покрытие».

Возникающее механическое напряжение увеличивает силу связи между элементами системы «подложка-покрытие», что является результатом «стягивания» атомов металла подложки при некоторой величине деформации поверхности подложки.

По результатам моделирования процесса структурирования поверхностного слоя можно сделать вывод о корректности использования

расчетных моделей процесса одноосного сжатия для оценки физико-механических характеристик деформированного металла, напряженного состояния структуры, величин распределения деформации, энергии и других параметров обрабатываемых изделий.

Применение подобных моделей для предварительного расчета режимов деформации, оценки протекающих при пластической деформации процессов позволит сократить затраты на проведение натуральных экспериментов.

Результатами возможности применения технологии комплексной модификации поверхностного слоя являются:

1. Увеличение эксплуатационного ресурса стойкости и работоспособности наиболее нагруженных деталей штампов и пресс-форм (пуансоны, матрицы, знаки, вставки и др.);
2. Повышение качества изделий, изготавливаемых на инструменте с модифицированной поверхностью за счет снижения износа рабочих поверхностей штампа (повышение размерной точности, отсутствие заусенцев);
3. Снижение себестоимости продукции (интегральный критерий оценки эффективности технологии).

1. Повышение стойкости рабочих поверхностей деталей штампов и пресс-форм из теплостойких сталей. Морозов О.И., Табаков В.П., Кокорин В.Н., Титов Ю.А. Известия Тульского государственного университета. Технические науки. Вып. 11: в 3 ч. Ч1. Тула: Изд-во ТулГУ, 2017. 64-68 с.
2. Хван А.Д., Хван Д.В., Осинцев А.Л. Повышение стойкости инструментальной стали X12M. Вестник Воронежского государственного технического университета, 2012. Т. 8. № 5. С. 131-134.

ТРИБОЛОГИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ЭЛЕКТРОИСКРОВЫХ ПОКРЫТИЙ, СОДЕРЖАЩИХ КАРБИД ТИТАНА, С МЕДНЫМ КОНТРЕЛОМ

С.К. Муканов¹, М.И. Петржик¹

¹Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия;
sam-mukanov@mail.ru

Проведена оценка адгезионного взаимодействия меди и покрытий на основе TiC, осажденных методом электроискрового легирования (ЭИЛ) с использованием электродов марки СТИМ. По результатам работы было выявлено два типа трибологического поведения: с налипанием и без налипания. Выяснено, что на сталь налипают продукты износа контртела, тогда как покрытия на основе TiC препятствуют образованию налипания.

Введение

Основной проблемой при интенсивном пластическом деформировании является быстрый износ рабочих инструментов. Доминирующим механизмом износа, обнаруженным во всех процессах пластической деформации мягких металлов (медь, алюминий, титан), является адгезионный износ [1]. На практике проблемы износа инструмента с адгезией или истиранием в основном решаются путем применения смазочных материалов. Однако это решение требует дополнительных процедур очистки экологии. Для решения данной проблемы предложено использовать износостойкие антиадгезивные покрытия.

При выборе покрытий для устранения адгезионного взаимодействия контактирующих поверхностей инструмента и деформируемой заготовки нужно исходить из того, что формируемые покрытия, прежде всего, должны обладать высокой твердостью, тугоплавкостью, хорошей теплопроводностью. Под эти условия подходят тугоплавкие соединения [2], например, карбида титана.

Целью данной работы является исследование взаимодействия меди с износостойкими электроискровыми покрытиями, содержащими карбида титана.

Материалы и методы

Объектами исследования были образцы в форме плоских пластин с износостойкими покрытиями (таблица 1). Для осаждения износостойких покрытий методом электроискрового легирования (ЭИЛ) были выбраны электроды из нескольких синтетических твердых инструментальных материалов (СТИМ) [3, 4] с никелевой связкой (Таблица 2): СТИМ-40НЖВн (60% TiC-40% XH70Ю+W), СТИМ-2 (80% TiC+20% (Ni-Mo)), СТИМ-3Б (90(TiC-Cr₃C₂)+10%Ni). Покрытия на основе данных электродов были выбраны, потому что сплавы из этих марок рекомендованы для изготовления штампового инструмента. Чтобы выявить возможный механизм схватывания меди и никеля, т.к. эти металлы неограниченно растворимы как в жидком, так и в твердом состоянии. Электродные материалы соответствуют ТУ 1984-012-11301236–2008.

В качестве материала подложки для данных

покрытий использовали инструментальную сталь марки X12MФ [5] (состав, масс. %: Fe — основа; 11 Cr, 1,45 C, 0,4 Mo, 0,35 Ni, 0,3 Cu, 0,15 V, 0,15 Mn, 0,1 Si, 0,03 P; 0,03 S), так же теплоустойкую дисперсионно твердеющую сталь 4X5MФC (состав, масс. %: Fe — основа; 5,07 Cr, 1,25 Mo, 0,97 Si, 0,38 C, 0,36 Mn, 0,34 V, 0,22 Ni, 0,16 Cu, 0,04 Ti, 0,03 W, 0,023 P; 0,003 S) используемую для изготовления штамповой оснастки.

Таблица 1. Маркировка образцов

Маркировка	Поверхность	Основа
01	Сталь X12MФ	Сталь X12MФ
02	TiC-XH70Ю+W	Сталь X12MФ
03	TiC+(Ni-Mo)	Сталь 4X5MФC
04	TiC-Cr ₃ C ₂ -Ni	Сталь 4X5MФC

Оценка адгезионного взаимодействия технически важных металлов с покрытиями осуществлялась с помощью комплексного трибологического исследования. Трибологические исследования проводили с использованием машины трения «TRIBOMETER» («CSM Instruments», Швейцария) в условии сухого трения по схеме «стержень-пластина» с возвратно-поступательным движением, которые соответствуют международным стандартам ASTM G 99-17, DIN 50324. Условия трибоиспытаний приведены в таблице 2. Чтобы выполнялись условия задачи Герца [6], которая описывает механический контакт полу-сфера – плоскость, было изготовлено контртело из чистой меди в виде стержня диаметром 6 мм с закругленным торцом.

Таблица 2. Условия испытаний

Длина дорожки	6 мм
Прикладываемая нагрузка	5 Н
Максимальная скорость	10 см/с
Среда испытаний	Воздух
Количество циклов	1000
Контртело	Стержень диаметром 6 мм
Материал контртела	Медь

Толщину покрытий и контактную поверхность контртела после трибологических испытаний изучали на оптическом микроскопе отраженного света «AXIOVERT CA 25» (Karl Zeiss). Шероховатость поверхности и строение дорожки износа после три-

боиспытаний исследовали с помощью оптического профилометра WYKO NT1100 (Veeco, США). Перед проведением исследований образцы были подвергнуты ультразвуковой очистке в изопропиловом спирте. Исследование наличия меди в дорожке износа после трибологического испытания проводили с помощью растрового электронного микроскопа S - 3400N (Hitachi, Япония).

Результаты и их обсуждение

При рассмотрении зависимости коэффициента трения ($K_{тр}$) от количества циклов видно (рисунок 1), что для образцов 01 и 02 испытание было прервано из-за быстрого износа медного контртела. Для всех покрытий, испытания показали стабильно низкий коэффициент трения $\sim 0,1$, характерный для начала испытания, слабо меняется до окончания испытаний. Это говорит о том, что истирание покрытия происходит замедленно, и оно сохраняется до конца испытания.

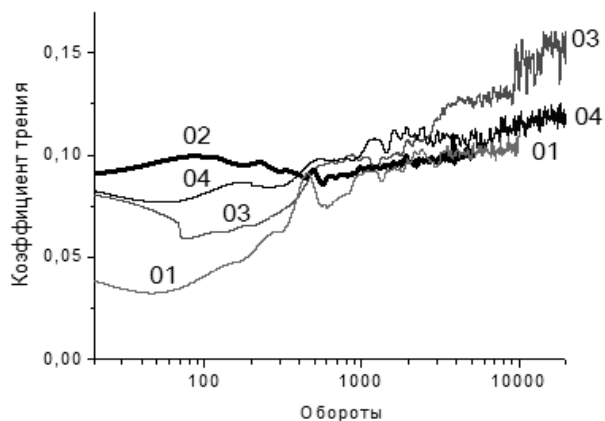


Рис 1. Зависимость коэффициента трения от количества циклов

В таблице 3 представлены результаты трибологических испытаний образцов и расчетные величины износа для контртел после испытаний. После ЭИЛ образцы имели высокую шероховатость поверхности образцов Ra порядка 2,35-2,36 мкм, поэтому определить площадь сечения бороздок износа не удалось. На шероховатых поверхностях следы дорожки можно определить по стесанным выступам поверхности. Толщина покрытий находится в пределах 14,3-15,3 мкм (Таблица 4).

Таблица 3. Результаты трибологических испытаний

№	Диаметр пятна износа d, [мм]	Приведенный износ контртела $I_{износ}, 10^{-6} [мм^3 Н^{-1} м^{-1}]$	Средний коэффициент трения $K_{тр}$
01	2,18	960	0,09
02	2,24	2160	0,07
03	1,07	20	0,13
04	1,41	80	0,11

Анализ полученных профилограмм показал (рисунок 2), что на поверхности стали X12МФ прослеживается образование явного налипания медного контртела толщиной 3 мкм. Образцы с покрытиями

не показали налипания меди на поверхность. Это также подтверждается данными растровой электронной микроскопии (рисунок 3).

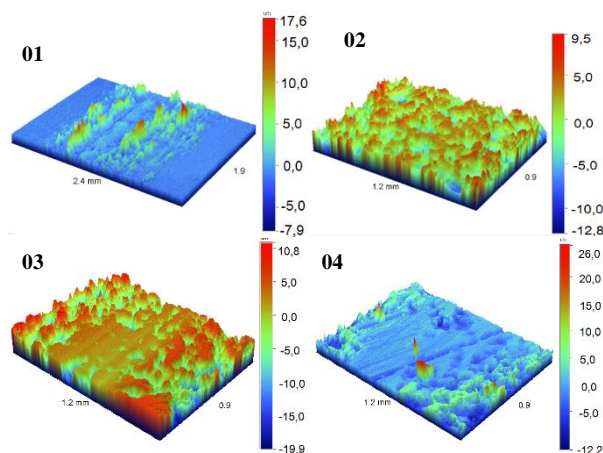


Рис. 2. Профилограммы бороздки износа

Таблица 4. Толщина покрытий

№	Толщина, мкм
02	14,3±1,25
03	15,5±1,25
04	15,3±0,97

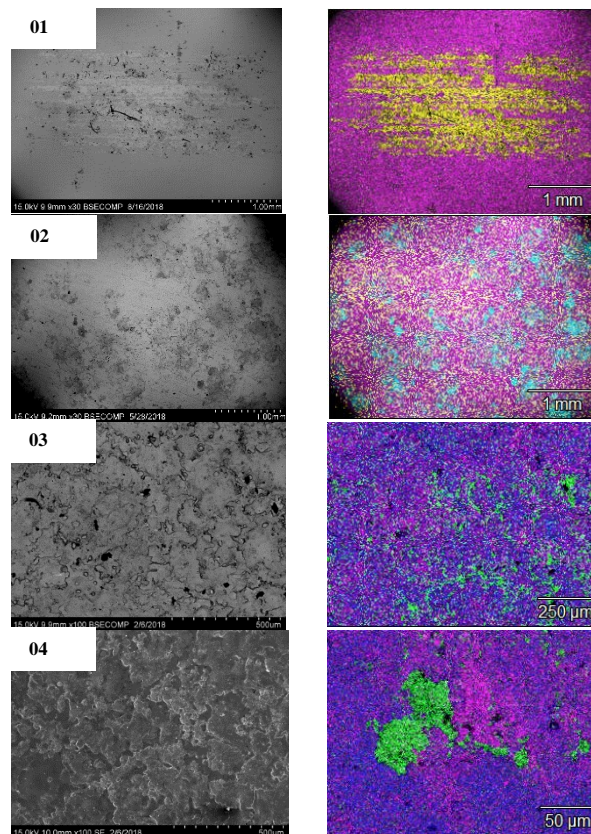


Рис. 3. РЭМ изображения дорожек износа (слева) и картирование в излучении меди (справа)

Как показывает карта распределения элементов на стали в области трибологического контакта образуется слой, состоящий из продуктов износа

меди. В образцах с ЭИЛ покрытиями (02, 03) дорожка износа и следов налипания не обнаружено, что связано с низким коэффициентом трения. Однако, карта распределения элементов показала, что у покрытия 04 в зоне трибологических контакта найдены частицы меди, возможно, продукты износа контртела заполнили локальную микронеровность поверхности покрытия. Согласно литературным данным [7] никель обладает склонностью к схватыванию с медью, однако, судя по результатам трибоиспытаний при электроискровом легировании (ЭИЛ) не происходит массоперенос свободного никеля в покрытие. Если в данных покрытиях никель находится в связанном состоянии и не схватывается с медью, то основную роль в трибологическом поведении играет карбид титана.

После приготовления поперечного шлифа было проведено матричное индентирование образца 02, показавшего низкий и стабильный $K_{тр}$. На зависимости нанотвердости и модуля Юнга от расстояния от поверхности можно выделить три зоны (рисунок 4). Зона № 1 соответствует верхним слоям покрытия, зона № 3 соответствует подложке, а зона № 2 это переходный слой между покрытием и подложкой. Как видно, что покрытия достигают значения твердости $8,6 \pm 0,3$ ГПа, в то время как у подложки эти значения соответствуют $3,6 \pm 0,45$ ГПа.

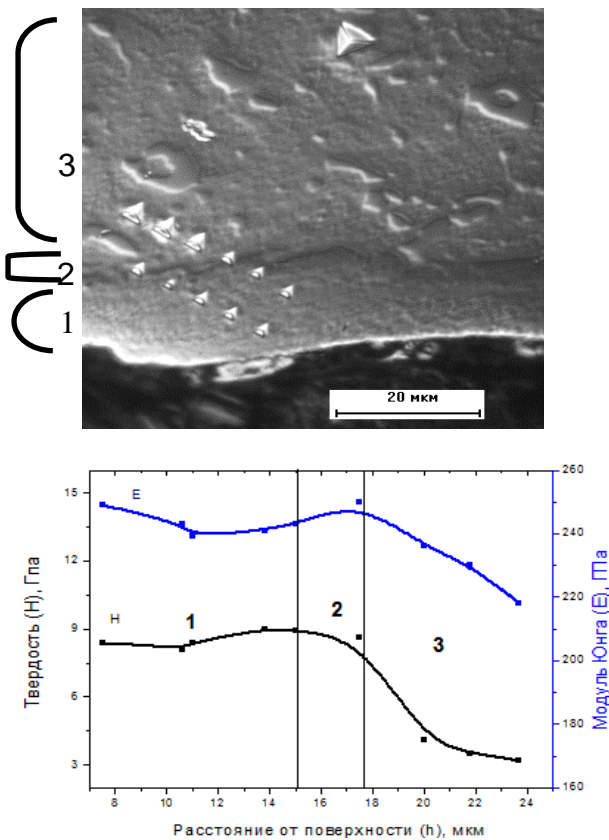


Рис. 4 Механические характеристики покрытия 02 на подложке из стали марки Х12МФ на разном расстоянии от поверхности

На рисунке 5 представлены кривые индентирования для образца 04, который имеет наивысший

$K_{тр}$. Твердость данного покрытия и подложки выше, чем у образца 02 и достигает 16,6 ГПа и 6,1 ГПа, соответственно. Усиление твердости обусловлено более высокой долей карбида титана. Однако, высокие механические свойства не обеспечивают стойкость к адгезии меди и налипание вызывает увеличением $K_{тр}$.

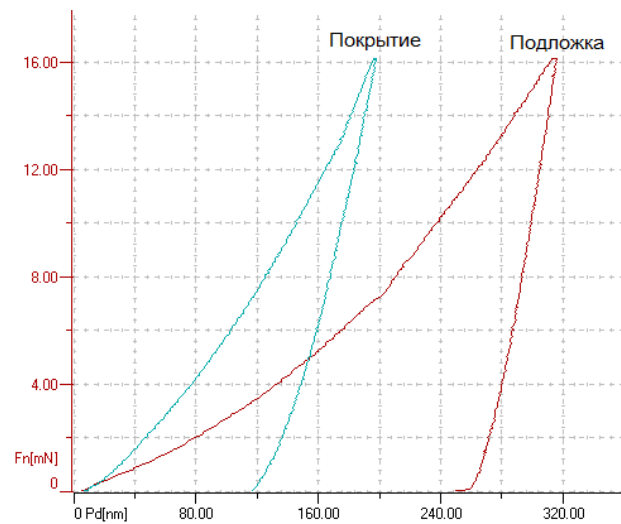


Рис. 5 Кривые индентирования для образца 04

Выводы

По результатам работы было выявлено два типа трибологического поведения - с налипанием и без налипания. Выяснено, что на сталь налипают продукты износа контртела, тогда как покрытия на основе TiC препятствуют образованию налипания. Предположение, что на покрытия, содержащие никель будут налипать частицы меди, не подтвердилось.

1. Крагельский И.В. Трение и износ. - М.: Машиностроение, 1968. - 480 с.
2. Самсонов Г.В., Виницкий И.М. Тугоплавкие соединения (справочник). - 2-е изд. М., «Металлургия», 1976. 560 с.
3. Левашов Е.А., Рогачев А.С., Курбаткина В.В., Максимов Ю.М., Юхвид В.И. Перспективные материалы и технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. М.: Изд. Дом МИСиС, 2011, 377 с.
4. Кудряшов А.Е., Доронин О.Н., Замулаева Е.И., Левашов Е.А., Швындина Н.В. Перспективы применения электродных СВС-материалов и технологии электроискрового легирования для упрочнения прокатных валков. Черные металлы, № 10, 2013, с. 61-68.
5. ГОСТ 5950-2000 Прутки, полосы и мотки из инструментальной легированной стали. Общие технические условия. - Введ. 2002-01-01. М.: Госстандарт России: Изд-во стандартов, 2002.
6. Петржик М.И., Левашов Е.А. Современные методы изучения функциональных поверхностей перспективных материалов в условиях механического контакта // Кристаллография, 2007, том 52, №6, с.1002-1010.
7. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия, 1986. 544с.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ ТВЕРДОСПЛАВНЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ПОРОШКОВ, ПОЛУЧАЕМЫХ ПРИ ПРОПУСКАНИИ ВЫСОКОВОЛЬТНОГО ИМПУЛЬСА ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА

С.В. Новиков¹, С.С. Башлыков², Д.П. Шорников², В.Н. Казакова²

¹ АО «РИЦ «ТЕХНОСФЕРА», Москва, Россия; svnovikov59@mail.ru

² Национальный исследовательский ядерный университет (МИФИ), Москва, Россия

Рассмотрен метод получения металлокерамических твердосплавных покрытий из порошков, основанный на пропускании высоковольтного импульса электрического тока. Методами металлографического, электронно-микроскопического и рентгеноструктурного анализов исследована структура металлокерамического твердосплавного покрытия. Определены физико-механические и эксплуатационные характеристики покрытий.

Цель

Выявление закономерностей формирования структуры и свойств металлокерамических твердосплавных покрытий из порошков, получаемых при пропускании высоковольтного импульса электрического тока.

Оборудование и методы исследований

Получение металлокерамических твердосплавных покрытий проводили путем прямого пропускания высоковольтного импульса электрического тока (напряжение до 5кВ, длительность импульса тока 10^{-3} сек – 10^{-5} сек, плотность тока $\sim 10^5$ - 10^8 А/см²) через порошок твердого сплава. В качестве генератора импульса тока использовалась батарея конденсаторов, системы нагружения – пневматический пресс [1]. Принципиальная схема установки приведена на рисунке.

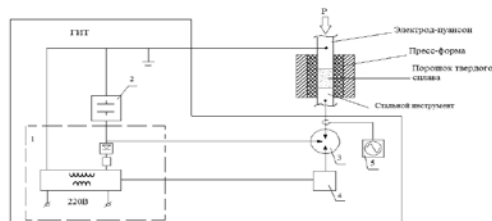


Рисунок. Принципиальная схема электроимпульсной установки.

Исследование структуры проводили методами металлографического, электронно-микроскопического и рентгеноструктурного анализов.

Результаты и их обсуждение

Электроимпульсное нанесение твердосплавных покрытий из порошков проводили на широко используемые конструкции стального прессового инструмента (пуансоны) и режущего инструмента (проходные резцы). Инструмент был изготовлен из сталей ХВГ и 45. Для нанесения покрытия использовался промышленный порошок твердого сплава ВК-10 без пластификатора. В ходе работы были

определены параметры нанесения, позволяющие получать высококачественные твердосплавные покрытия толщиной 3-5 мм. При исследовании их структуры было установлено, что структура покрытия состоит из двух фаз: кристаллов карбида вольфрама и связующей кобальтовой фазы. Присутствия избыточных фаз графита и двойных карбидов не обнаружено, что указывает на сохранение углеродного баланса в процессе формирования покрытия. При этом у покрытия более мелкое зерно карбидной фазы по сравнению со спеченным твердым сплавом и кобальтовая фаза обогащена вольфрамом и углеродом до предельного значения. У большей части зерен карбидной фазы форма носит округлый характер, что говорит об отсутствии процессов перекристаллизации [2]. Из практики известно, что одной из основных проблем при соединении твердого сплава со сталью является возникновение высокого уровня остаточных термических напряжений. Особенно опасны для твердого сплава растягивающие напряжения. Для снижения их уровня в переходную зону между покрытием и стальной подложкой была введена демпфирующая прослойка из железного порошка, что позволило получить соединение твердосплавного покрытия со стальной деталью, в котором отсутствуют трещины и расслоения. Последующее рентгеновское определение макронапряжений в карбидной фазе показало, что в ней напряжения сжатия. Это можно объяснить тем, что покрытие формируется под давлением. Кроме того, при пропускании короткого и мощного импульса электрического тока нагрева основного объема стальной подложки не происходит, так как ее электросопротивление существенно меньше, чем порошка твердого сплава. Соответственно в процессе формирования покрытия в нагретом состоянии находится только покрытие и небольшой слой зоны термического влияния в стальной детали, который не может вызвать больших растягивающих напряжений в основном объеме покрытия. Отметим также, что из-за отсутствия нагрева закаленной стальной подложки не происходит ее отпуск. Производственные испытания прессового инструмента с твердосплавным покрытием ВК-10, полученным электроимпульсным прессованием показало, что характерная стойкость инструмента с покрытием практически в 2 раза пре-

вышает стойкость стального закаленного инструмента. Производственные испытания опытного режущего инструмента с покрытием ВК-10 также подтвердили возможность повышения режущих свойств.

Заключение

Проведенные исследования указывают на перспективность использования высоковольтной электроимпульсной технологии для повышения качества инструмента с твердосплавным покрытием.

1. Новиков С.В., Перетягин П.Ю., Торресильяс Р. Научные основы электроимпульсной технологии нанесения твердосплавных покрытий из порошковых материалов на режущий и прессовый инструмент// Упрочняющие технологии и покрытия. 2015 г. №5. С. 23-29.
2. Novikov S.V., Peretyagin P.Yu., Dolzhikova E.Yu., and Torrecillas R. Formation of Structure in Hard-Alloy Coatings from Powders Under Passage of a Powerful Pulse of Electric Current. Metal Science and Heat Treatment, 2016.Vol. 57. №9-10. P. 596–602.

СОВЕТСКИЕ ПИОНЕРЫ ДРОБНОГО ИНТЕГРО-ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНОГО ИСЧИСЛЕНИЯ.

Ш. Т.Д. ШЕРМЕРГОР. ОБ АСИММЕТРИИ РЕЛАКСАЦИОННОГО СПЕКТРА

О.Г. Новоженова

Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия; info-viniti@yandex.ru

В продолжение серии [1-2] изложены биография и 3 работы Т. Д. Шермергора, обосновавшего применение вы-рожденной гипергеометрической функции (ВГГФ) первого рода для описания реологических характеристик вязко-упругих материалов (ВУМ) в области перехода полимеров из стеклообразного состояния в высоко-эластичное. Параллельно были изучены детали использования Э-функций Ю.Н. Работнова и ядер А.Р.Ржаницына.

Биография



(08.10.1928-18.07.1998)

Шермергор Тимофей Дмитриевич родился в г. Семипалатинске в семье граждан Нидерландов, приехавших в Россию в 1924 г. помогать строить социализм. После расстрела в ноябре 1937 г. отца, как врага народа, и отправки матери в колонию, с 1938 по 1941 гг. Тимофей был в детдоме Харьковской области, а после в Пермской области в городе Очёр. В 1946 г. окончил с медалью школу и поступил на физмат Пермского ун-та, который с отличием окончил по специальности «Теоретическая физика».

Работал по распределению в Новокузнецке, в 1956 г. защитил без аспирантуры кандидатскую диссертацию при Томском ун-те, потом переехал в Воронеж. В 1966 г. защитил докторскую диссертацию по теме «Вопросы теории механической релаксации в твёрдых телах» и перешел в МИЭТ (Московский Ин-т Электронной Техники, г. Зеленоград), где и работал до конца жизни.

1. Реологические характеристики упруго-вязких материалов, обладающих асимметричным релаксационным спектром [3-4]

Дробно-экспоненциальные ядра Работнова приводят к симметричной колоколообразной функции распределения логарифмов времен релаксаций $N(t)$, хотя часто реальные функции $N(t)$ оказываются существенно асимметричными. К асимметричному релаксационному спектру приводит оператор интегрального типа Ржаницына с ядром $R(t) = Ae^{-\beta t} t^{\alpha-1}$.

Для случая гармонической деформации $\varepsilon = \varepsilon_0 e^{i\omega t}$ с циклической частотой ω показано, что тип асимметрии, учитываемый ядрами Ржаницына, про-

тивоположен тому, который обычно имеет место в полимерах[3].

Для согласования симметрии комплексных модулей упругости и податливости с симметрией релаксационного спектра реальных полимеров операторы M^* и J^* определены как:

$$\begin{aligned} M^* &= M_0 + \Delta MS * D & (2.1) & & M^* &= M_0 + \Delta MP * D \\ J^* &= J_0 - \Delta JP * D & & & J^* &= J_0 - \Delta JS * D \end{aligned} \quad , \quad (2.2)$$

$$(D \equiv d / dt)$$

$$(\Delta M \equiv M_\infty - M_0, \quad \Delta J = J_0 - J_\infty) \quad ,$$

где M — модуль упругости, для определенности модуль сдвига; $J = 1 / M$ — модуль сдвиговой податливости; символ * обозначает операцию свертки на отрезке $(0, t)$, а в качестве верхнего индекса указывает на операторное значение соответствующей величины. Индексы 0 и ∞ соответствуют релаксированному и нерелаксированному значениям M или J . Введены следующие две пары соотношений:

$$M_3(\omega) = M_0 + \Delta M (1 + 1 / i\omega\tau_\varepsilon)^{-\alpha}, J_3(\omega) = J_0 - \Delta J [1 + (m^{1/\alpha} + 1 / i\omega\tau_\sigma)^\alpha - m]^{-1}$$

$$J_4(\omega) = J_0 - \Delta J (1 + 1 / i\omega\tau_\sigma)^{-\alpha}, M_4(\omega) = M_0 + \Delta M [1 + (m^{-1/\alpha} + 1 / i\omega\tau_\varepsilon)^\alpha - m^{-1}]^{-1}$$

$$(m \equiv M_0 / M_\infty < 1, \tau_\varepsilon / \tau_\sigma = m^{1/\alpha})$$

из которых первые формулы в каждой паре - определяющие, а вторые вытекают из условия взаимности $M(\omega) = 1/J(\omega)$, или наоборот. Здесь и в дальнейшем комплексные модули M и J , вычисленные по прямой схеме, отмечены индексом 3, а по инверсной схеме — индексом 4.

Восстанавливая явный вид M^* и J^* по известному Фурье-образу и принимая для релаксации напряжений импульсное деформирование образца до некоторой величины ε^0 , а для ползучести - мгновенно приложенную постоянную нагрузку σ^0 , получено

$$\begin{aligned} \sigma_3 &= \varepsilon^0 [M_0 + \Delta MS(t)], \sigma_4 = \varepsilon^0 [M_0 - \Delta MP(t)] \\ \varepsilon_3 &= \sigma^0 [J_0 - \Delta JP(t)], \varepsilon_4 = \sigma^0 [J_0 - \Delta JS(t)] \end{aligned}$$

Для определения $S(t)$ учтено, что

$$LS_\nu(p) = (1 + 1 / p\tau_\nu)^{-\alpha} \quad (\nu = 3, 4) .$$

Здесь L — оператор интегрального преобразования Лапласа — Карсона. Обращением этого выражения, получено

$$S_v(t) = {}_1F_1(\alpha, 1, -t/\tau_v),$$

где ${}_1F_1(\alpha, 1, x)$ — вырожденная гипергеометрическая функция первого рода. Она может быть определена рядом

$${}_1F_1(\alpha, 1, x) = 1 + \frac{\alpha}{(1!)^2} x + \frac{\alpha(\alpha+1)}{(2!)^2} x^2 + \dots + \frac{\alpha(\alpha+1)\dots(\alpha+n-1)}{(n!)^2} x^n + \dots$$

При $\alpha = 1$ функция $S(t)$ вырождается в экспоненциальную функцию

$${}_1F_1(1, 1, -t/\tau) = \exp(-t/\tau).$$

Показано, что в случае низких частот ($\omega\tau \ll 1$) действительная и мнимая части комплексного модуля упругости определяются выражениями

$$\operatorname{Re} M_3(\omega) \approx M_0 + \Delta M (\omega\tau)^\alpha \cos \frac{\alpha\pi}{2}$$

$$\operatorname{Im} M_3(\omega) \approx \Delta M (\omega\tau)^\alpha \sin \frac{\alpha\pi}{2}$$

т. е. в области, не слишком близкой к релаксированному значению M_0 , эти зависимости в двойных логарифмических координатах изображаются прямыми с углом наклона α и разностью ординат

$$\lg \operatorname{Im} M_3(\omega) - \lg \operatorname{Re} M_3(\omega) = \lg \operatorname{tg} \frac{\alpha\pi}{2}$$

При $\alpha > 1/2$ кривая $\lg \operatorname{Im} M_3(\omega)$ лежит выше кривой $\lg \operatorname{Re} M_3(\omega)$, а при $\alpha < 1/2$ — ниже.

Для сопоставления полученных результатов с экспериментом были использованы данные для полиизобутилена.

2. Ползучесть упруго-вязких сред с ядром типа вырожденной гипергеометрической функции [5]

Ползучесть упруго-вязкого материала описана при помощи ядра вида ${}_1F_1(\alpha+1, 2, -t/\tau_\epsilon)$. Интегральные операторы упругих модулей M^* и податливостей J^* определены равенствами

$$M^* = V_\infty (1 - qR^*) = M_0 (1 + pS^*D), D = \partial / \partial t$$

$$J^* = J_\infty (1 + pK^*) = J_0 (1 - P^*D)$$

Ядро типа вырожденной гипергеометрической функции может быть определено следующим выражением Фурье-образа интегрального оператора упругого модуля

$$M(i\omega) = M_0 + (M_\infty - M_0)(1 + 1/i\omega\tau_\epsilon)^{-\alpha},$$

где τ_0 — характерное время релаксации, α — параметр дробности.

Отсюда следует

$$S(t) = {}_1F_1(\alpha, 1, -\theta), R(t) = \frac{\alpha}{\tau_\epsilon} {}_1F_1(1 + \alpha, 2, -\theta), \theta = \frac{t}{\tau_\epsilon}.$$

Аналогичный подход был использован и для дробно-экспоненциальных ядер Ю.Н.Работнова.

$$M(i\omega) = M_\infty - \frac{\Delta M}{1 + (i\omega\tau_\epsilon)^\alpha}, J(i\omega) = J_\infty - \frac{\Delta J}{1 + (i\omega\tau_\sigma)^\alpha}$$

$$H(\tau) = \frac{1}{2\pi} \frac{\sin \alpha\pi}{\operatorname{ch}[\alpha \ln(\tau/\tau_\epsilon)] + \cos \alpha\pi}, L(\tau) = \frac{1}{2\pi} \frac{\sin \alpha\pi}{\operatorname{ch}[\alpha \ln(\tau/\tau_\sigma)] + \cos \alpha\pi}$$

$$\varphi(t) = I_\alpha(\theta_\epsilon), \psi(t) = 1 - I_\alpha(\theta_\sigma)$$

$$I_\alpha(\theta) = 1 - \mathcal{E}_\alpha * 1 = \frac{\sin \alpha\pi}{\pi} \int_0^\infty x^{\alpha-1} (1 + x^{2\alpha} + 2x^\alpha \cos \alpha\pi)^{-1} e^{-\theta x} dx$$

$$\theta_\epsilon = \frac{t}{\tau_\epsilon}, \theta_\sigma = \frac{t}{\tau_\sigma}, \left(\frac{\tau_\epsilon}{\tau_\sigma} \right)^\alpha = \frac{M_0}{M_\infty}, 0 < \alpha < 1$$

В отличие от предыдущего случая, функции распределения $H(\tau)$ и $L(\tau)$ в логарифмических координатах были симметричны и лишь сдвинуты одна относительно другой.

3. Релаксация напряжений и ползучесть некоторых линейных вязко-упругих сред [6]

Построена модель среды Работнова (Шермергора в рукописи), учитывающая асимметрию релаксационного спектра и введено свойство расщепляемости ядер. Резольвентные ядра определены в явном виде как через ряды, так и в интегральном представлении. Проведено детальное сопоставление всех трех типов ядер — дробно-экспоненциальных, Ржаницына-Дэвидсона и вырожденных гипергеометрических функций, получена асимптотика для больших значений времени.

Простейшими ядрами, учитывающими асимметрию релаксационного спектра, являются ядра Ржаницына-Дэвидсона и ВГГФ ${}_1F_1(\alpha+1, 2, \theta)$, где $0 < \alpha < 1$. Недостатком этих ядер является то, что они не обладают свойством расщепляемости. В связи с этим представляет интерес построение моделей таких сред, которые учитывают асимметрию спектра и приводят к расщепляемым операторам как модулей упругости M^* , так и податливостей J^* аналогично предложенной Ю.Н.Работновым для ядра Абеля. Материалы, для которых оба оператора M^* и J^* являются резольвентными, названы средами Работнова в отличие от простых сред, для которых один из операторов M^* или J^* определяется некоторым базисным интегральным оператором (обладающим, например, ядром Абеля, Ржаницына и др.), а другой — его резольвентой.

1. Предложено исходить из следующих представлений для комплексных податливостей простых наследственных сред:

$$J(i\omega) = J_\infty + J_\infty (i\omega\tau)^{-\alpha} = J_\infty [1 + \kappa' (i\omega)^{-\alpha}] \quad (1.1)$$

$$J(i\omega) = J_\infty + \Delta J (1 + i\omega\tau)^{-\alpha} = J_\infty [1 + \kappa'' (1/\tau + i\omega)^{-\alpha}] \quad (1.2)$$

$$J(i\omega) = J_0 - \Delta J (1 + 1/i\omega\tau)^{-\alpha} = J_\infty [1 + \kappa''' (\tau^{-\alpha} - (\tau + 1/i\omega)^{-\alpha})^{-1}] \quad (1.3)$$

$$\kappa' = \tau^{-\alpha}, \kappa'' = (1/m - 1)\tau^{-\alpha}, \kappa''' = (1 - m - 1)\tau^\alpha, m = J_\infty / J_0 \quad (1.4)$$

Здесь J_0 и J_∞ — соответственно релаксированная и нерелаксированная податливости, ΔJ — их разность, ω — циклическая частота, τ — характерное время релаксации и α — показатель дробности.

Переход в выражениях (1.1) — (1.3) от изображения к оригиналу приводит к ядрам Абеля, Ржаницына-Дэвидсона и к ядру типа ВГГФ.

Резольвентный оператор R^* определен равенством

$$R^*(\lambda, T) = (\lambda E^* + T^*)^{-1}, \quad (1.5)$$

где E^* — единичный оператор, T^* — базисный оператор и λ — число. Из (1.5) следуют тождество Гиль-

берта (условие расщепляемости)

$$R^*(\lambda, T)R^*(\mu, T) = \frac{1}{\mu - \lambda} [R^*(\lambda, T) - R^*(\mu, T)] \quad (1.6)$$

и правило понижения степени оператора

$$R^{*2}(\lambda, T) = -\frac{\partial}{\partial \lambda} R^*(\lambda, T) \quad (1.7)$$

Соотношения (1.5)-(1.7) отличаются знаком от аналогичных формул алгебры Э - операторов. Удобство такого подхода состоит в том, что он приводит к положительным значениям параметров λ .

Операторы сдвиговых модулей упругости и податливости выражаются через резольвентный оператор R^* при помощи соотношений

$$M^* = M_\infty [1 - \kappa R^*(\lambda, T)], J^* = J_\infty [1 + \kappa R^*(\lambda - \kappa, T)] \quad (1.8)$$

$$J^* = J_\infty [1 + \kappa R^*(\mu, T)], M^* = M_\infty [1 - \kappa R^*(\mu + \kappa, T)] \quad (1.9)$$

где вторая пара получается из первой при помощи замены $\lambda - \kappa = \mu$. В обоих равенствах на первом месте стоят прямые операторы, определяющие наследственные свойства среды через резольвентный оператор R^* , а на втором - обратные, выражающиеся через тот же резольвентный оператор при помощи сдвига по параметру.

При $\lambda=0$ резольвентный оператор (1.5) приводит к одному из равенств (1.1)-(1.3). Это дает

$$LT_1 = (i\omega)^\alpha \equiv LI_{-\alpha} \quad (1.10)$$

$$LT_2 = (1/\tau + i\omega)^\alpha \equiv LK_{-\alpha} \quad (1.11)$$

$$LT_3 = [\tau^{-\alpha} - (\tau + 1/i\omega)^{-\alpha}]^{-1} \equiv (LN_\alpha)_{-1} \quad (1.12)$$

L- оператор интегрального преобразования Фурье. Равенства (1.5), (1.8), (1.9) и одно из выражений (1.10)-(1.12) полностью определяют наследственные свойства среды Работнова.

2. Явные значения параметров интегральных операторов упругих модулей и податливостей получены переходом в равенствах (1.8) и (1.9) к трансформантам Фурье с учетом определения (1.5). Для базисных операторов (1.10)-(1.12):

$$\lambda = \mu + \kappa = \tau_\sigma^{-\alpha}, \kappa = \lambda(1 - m) = \mu(1/m - 1) \quad (2.1)$$

$$\lambda - \kappa = \mu = \tau_\sigma^{-\alpha}, m = \tau_\sigma^\alpha / \tau_\sigma^\alpha$$

$$\lambda = n_\sigma \tau^{-\alpha}, \mu = n_\sigma \tau^{-\alpha}, m = (1 + n_\sigma) / (1 + n_\sigma) \quad (2.2)$$

$$\kappa = (1 - m)(n_\sigma + 1)\tau^{-\alpha} = (1/m - 1)(n_\sigma + 1)\tau^{-\alpha}$$

$$\lambda = n_\sigma \tau^\alpha, \mu = n_\sigma \tau^\alpha, m = (1 + n_\sigma) / (1 + n_\sigma) \quad (2.3)$$

$\kappa = (1 - m)(n_\sigma + 1)\tau^\alpha = (1/m - 1)(n_\sigma + 1)\tau^\alpha$
 Для обозначений
 $R(\lambda, I_{-\alpha}) = \mathcal{E}_\alpha(\lambda), R(\lambda, K_{-\alpha}) = Q_\alpha(\lambda), R(\lambda, N_\alpha) = P_\alpha(\lambda),$
 операторы упругих модулей и податливостей записываются в стандартной форме

$$M^* = M_\infty [1 - \kappa \mathcal{E}_\alpha^*(\lambda)], J^* = J_\infty [1 + \kappa \mathcal{E}_\alpha^*(\mu)]$$

$$M^* = M_\infty [1 - \kappa Q_\alpha^*(\lambda)], J^* = J_\infty [1 + \kappa Q_\alpha^*(\mu)]$$

$$M^* = M_\infty [1 - \kappa P_\alpha^*(\lambda)], J^* = J_\infty [1 + \kappa P_\alpha^*(\mu)]$$

$$\mathcal{E}_\alpha(\lambda, t) = t^{\alpha-1} \sum_0^\infty \frac{(-1)^n (t/\tau)^{\alpha n}}{\Gamma[\alpha(n+1)]},$$

$$Q_\alpha(\lambda, t) = \exp(-\frac{t}{\tau}) \mathcal{E}_\alpha(\lambda, t),$$

$$P_\alpha(\lambda, t) = \frac{1}{\tau^{\alpha+1}} \sum_{k=0}^\infty \frac{n_\sigma^k}{(n_\sigma + 1)^{k+1}} \{ \alpha(k+1) {}_1F_1[\alpha(k+1), 2, -t/\tau] - \kappa \alpha {}_1F_1(k\alpha + 1, 2, -t/\tau) \},$$

где параметр λ определяется согласно (2.1)-(2.3).

3. Резольвентные ядра могут быть определены в явном виде при помощи рядов, либо в интегральном представлении:

$$\tau^{-\alpha} Q_\alpha^*(\lambda) \cdot 1 = \frac{1}{n_\sigma + 1} - \frac{\sin \alpha \pi}{\pi} \int_1^\infty \frac{\xi}{\xi^2 + 2\xi n_\sigma \cos \alpha \pi + n_\sigma^2} \exp(-\theta x) \frac{dx}{x}$$

$$\xi \equiv (x-1)^\alpha, n_\sigma = \lambda \tau^\alpha, \theta = t/\tau$$

$$\tau^\alpha P_\alpha^*(\lambda) \cdot 1 = \frac{1}{n_\sigma + 1} - \frac{\sin \alpha \pi}{\pi} \int_0^1 \frac{\xi}{\xi^2 (1+n_\sigma)^2 - 2\xi(1+n_\sigma)n_\sigma \cos \alpha \pi + n_\sigma^2} \exp(-\theta x) \frac{dx}{x}$$

$$\xi \equiv (1/x-1)^\alpha, n_\sigma = \lambda \tau^{-\alpha}$$

В качестве примера рассмотрена релаксация напряжений в неограниченной среде с полостью радиуса R , в которой в момент $t=0$ на достаточно большом расстоянии от полости приложено однородное сдвиговое напряжение σ_{12}^0 .

К сожалению, после аспирантуры и защиты диссертации В.Ф.Листовничий ушел из МИЭТ. Т.Д. Шермергор выпустил в 1977 г. книгу [7], где в §1 главы 8 привел результаты работ [4]-[6], касающиеся лишь алгебры Э-функций Работнова, даже не упомянув экзотические вырожденные гипергеометрические функции, подробнее в [8].

- O.G. Novozhenova, Life and science of Alexey Gerasimov, one of the pioneers of fractional calculus in Soviet Union, *Fract. Calc. Appl. Anal.* **20**, No.3 (2017), 790-809; DOI10.1515/fcaa-2017-0040.
- O.G. Novozhenova, Soviet pioneers of fractional calculus and its applications: II. Moses Rozovskiyy, *Intern. Journal of Appl. Math.*, **31**, No.3 (2018), 325-332; DOI: <http://dx.doi.org/10.12732/ijam.v31i3.2>
- Ферри Дж. Вязко-упругие свойства полимеров. Ин. Лит., 1963.
- Шермергор Т. Д., Реологические характеристики упруго-вязких материалов, обладающих асимметричным релаксационным спектром// МТТ, 1967, № 5,73-83 http://imash.ru/netcat_files/file/matvienko%20stati/SM_5_67.pdf
- Листовничий В.Ф., Шермергор Т.Д. Ползучесть упруго-вязких сред с ядром типа вырожденной гипергеометрической функции// МТТ, 1969, № 1, С.136-143. http://imash.ru/netcat_files/file/matvienko%20stati/SM_1_69.pdf
- Листовничий В. Ф., Шермергор Т. Д., Релаксация напряжений и ползучесть некоторых линейных вязко-упругих сред, Изв. АН СССР, МТТ, № 4, 106 (1970). http://imash.ru/netcat_files/file/matvienko%20stati/SM_4_70.pdf
- Шермергор Т. Д. Теория упругости микронеоднородных сред. Гл. 8. Эффективные характеристики вязкоупругих материалов. «Наука», М., 1977.
- Новоженова О.Г. Об использовании вырожденных гипергеометрических функций в механике КМ./ Труды III межд. Конф. по КМ (DFCMS-2018).ИМАШ, 23-25 октября 2018г., 84-86. http://imash.ru/netcat_files/file/dumanskii/Trud-DFCMS2018.pdf

ПРИМЕНЕНИЕ ПОРТАТИВНОГО СПЕКЛ-ИНТЕРФЕРОМЕТРА ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ ТРУБ Ду850

Одинцев И.Н.^{1,*}, Плугатарь Т.П.^{1,2}, Пасманик Л.А.²

¹ИМАШ РАН, Москва, Россия; *ino54@mail.ru

²ООО «ИНКОТЕС», Н.–Новгород, Россия

Рассмотрены общая постановка и особенности практической реализации внелабораторного эксперимента с целью исследования остаточных напряжений в элементах конструкций методом засверловки отверстий с применением специализированного автономного малогабаритного спекл-интерферометра. Представлены результаты экспериментально-расчетного определения напряжений в зоне сварного соединения в составном образце-катушке трубы Ду850.

Остаточные (начальные) напряжения (ОН) в материале (технологические, сварочные, сборочные) оказывают заметное (в ряде случаев – существенное) влияние на прочность и работоспособность конструкций машиностроительных объектов различного назначения. Отметим, что их наличие может являться как негативным, так и положительным фактором [1]. Применение аналитических или численных методов вычисления даже общего уровня ОН в целом, не говоря уже о получении достоверных пространственных распределений их компонент, зачастую не приносит удовлетворительных результатов. Так, для расчетов сварочных напряжений необходимо иметь в распоряжении целый комплекс сведений о физико-механических свойствах задействованных материалов в широком диапазоне температур, что на практике не всегда может быть обеспечено на достаточном уровне их точности и надежности. То же относится и к теоретическому моделированию температурных полей и тепловых потоков при создании сварного соединения в усложненных случаях качественного и количественного установления параметров процесса и адекватной формализации граничных условий. Эти обстоятельства ставят в качестве необходимой задачу разработки и последовательной модернизации методик и инструментария для исследования ОН средствами экспериментального анализа.

К особому классу здесь относят так называемые полуразрушающие методы, основанные на регистрации и дальнейшей расширенной математической обработке деформационных откликов материала на некоторое деструктивное, но максимально локализованное тестирующее воздействие. При этом предполагается, что оно, во-первых, практически не изменяет исходного напряженного состояния исследуемого объекта вне малой и известной из априорных теоретических оценок окрестности его локализации и, во-вторых, с помощью тех или иных последующих восстановительных операций (заварка, заклепка и пр.) его влияние на местные прочностные характеристики реально функционирующей конструкции может быть минимизировано или фактически устранено. На практике в наибольшей степени

данный подход реализован в виде известного метода засверловки малых (по глубине и диаметру) зондирующих отверстий [2, 3].

Деформационный отклик материала на высверловку отверстия-индикатора, необходимый для его интерпретации в терминах компонент ОН, может быть зарегистрирован в эксперименте тем или иным способом и, соответственно, в той или иной конкретной форме. В последнее время для этой цели успешно применяется электронная цифровая спекл-интерферометрия [4–8]. Данный метод визуализирует поля отдельных компонент вектора перемещений деформируемого тела $\vec{d}(u, v, w)$ в виде картин полос (спекл-интерферограмм). При этом значение измеряемой компоненты перемещения в произвольной точке прямо пропорционально порядку полосы N , проходящей через эту точку на соответствующей интерферограмме, с коэффициентом (чувствительности) K , определяемым конкретной оптической схемой интерферометра. В рассматриваемых задачах исследования ОН достаточной является регистрация только тангенциальных полей перемещений u и v , возникающих в малой окрестности отверстия. В этом случае применяется тип оптической схемы, в которой используются два освещающих пучка, симметричных относительно нормали к объекту и лежащих в одной плоскости с осью направления измеряемых перемещений. (Для раздельного измерения каждой из компонент используются две подобные схемы, развернутые на 90° вокруг нормали Z к поверхности объекта). Здесь коэффициент чувствительности K определяется как:

$$K = \lambda / (2 \sin[\alpha]),$$

где λ – длина волны используемого лазерного излучения, α – угол падения освещающих пучков.

Расширенная интерпретация регистрируемых в ходе эксперимента полей перемещений основана на аналитическом или численном моделировании операции засверловки отверстия-индикатора в изначально напряженном материале. В качестве результатов определения компонент ОН принимаются те их

расчетные значения, при которых вычисляемый деформационный отклик в наибольшей степени оказывается приближенным к полученному экспериментально [8, 9].

Вследствие высокой чувствительности метода измерений и повышенной восприимчивости системы «исследуемый объект – спекл-интерферометр» к непредсказуемым паразитным механическим воздействиям эксперименты в подавляющем большинстве случаев проводятся в лабораторных условиях с размещением всех составляющих указанной системы на виброизолированном стенде. Вместе с тем, очевидно, что имеется практическая потребность в измерениях ОН, действующих в достаточно массивных натуральных конструкциях в условиях их производства или эксплуатации. Для реализации таких работ применяются малогабаритные автономные корпусные интерферометры (по сути, оптико-электронные приборы), обладающие, во-первых, достаточной собственной конструктивной жесткостью и, во-вторых, с достаточной степенью жесткости закрепляемые непосредственно на исследуемом объекте [10, 11]. Разработкой подобных средств измерений активно занимаются специалисты ИМАШ РАН [7, 8, 12–13]. Ниже дается краткое описание постановки внелабораторных экспериментальных исследований распределений сварочных ОН в трубе большого диаметра с применением автономного интерферометра данного типа в одной из его последних модификаций и демонстрируются некоторые из полученных результатов.

Объектом изучения являлся образец (катушка) трубы Ду850, состоявший из двух частей (заготовок), соединенных сваркой. Кольцевой сварной шов выполнялся в соответствии с типовой (отраслевой) технологической инструкцией, применяемой при производстве сварочных работ на энергоблоках АЭС с реакторами типа ВВЭР. Перед проведением испытаний образец устанавливался вертикально на стальном монтажном столе (в металлообрабатывающем цехе, работавшем в обычном режиме) без каких-либо виброизолирующих приспособлений и фиксировался сверху массивной прижимной планкой. Приспособление для создания отверстий-индикаторов ($\varnothing 3$ мм, глубиной 5 мм) состояло из ручной электродрели (в качестве привода), гибкого вала (при необходимости) и специальной концевой (угловой) насадки с цангой под сверло. Насадка закреплялась в трансляционном устройстве, служившем для ее позиционирования в заданном положении, подачи при сверлении и, соответственно, отвода из тракта оптических пучков при записи спеклограмм.

Для измерения полей перемещений в зоне высверливаемых отверстий применялся портативный интерферометр, описанный ранее в [13]. Напомним, что с его помощью выполняется визуализация полей двух взаимно ортогональных тангенциальных компонент перемещений в окне наблюдения размерами

20×20мм. Специальные элементы оптической схемы позволяют идентифицировать знаки перемещений, что является самостоятельной проблемой в интерферометрии. В состав прибора входят малогабаритный твердотельный лазер LCM-S-111, генерирующий когерентное излучение с длиной волны $\lambda = 0,532$ мкм, и цифровая видеокамера ВИДЕОСКАН-415-USB с объективом AVENIR CCTV LENS. (ПЗС-матрица камеры имеет разрешение 782×582 пикселя.) В рассматриваемом случае прибор крепился на вертикальных направляющих, жестко связанных с образцом, рис. 1. Изменением положения его крепления на направляющих по высоте обеспечивалась возможность измерения ОН в точках на различном удалении от сварного шва.



Рис. 1. Установка измерительного прибора (интерферометра) на образце-катушке (а). Засверловка отверстия-индикатора для определения остаточных напряжений (б).

Принятые конструктивные решения для выполнения экспериментов во внелабораторных условиях обеспечили стабильную регистрацию картин интерференционных полос высокого качества. В качестве иллюстрации на рис.2 представлены некоторые из записанных интерферограмм, отражающие поля перемещений в окрестности высверленных отверстий при различных соотношениях компонент напряжений в материале вблизи сварного шва: нормального окружного σ_x , нормального осевого σ_y и касательного τ_{xy} . Расширенная обработка всего полученного набора подобных интерферограмм осуществлялась в соответствии с принципом, сформулированным выше. Окончательные результаты в виде распределения компонент ОН вдоль образую-

шей трубного образца (оси Y) приводятся на рис.3. Отметим, что полученные данные заметно отличаются от распределений напряжений в сварных соединениях труб меньшего диаметра и толщины, в частности, Ду300 [1, 7]. Это касается как величин, так и знаков компонент ОН.

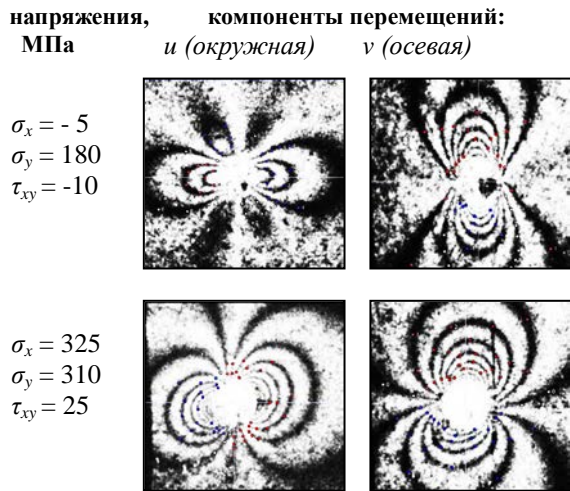


Рис.2. Спекл-интерферограммы полей тангенциальных перемещений в зоне отверстия-индикатора.

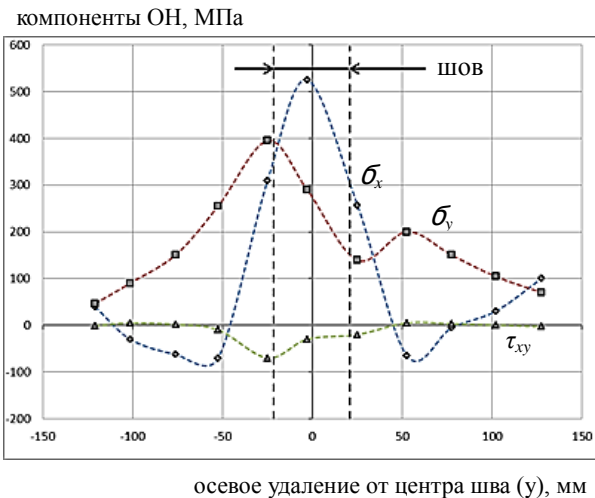


Рис.3. Распределение компонент тензора ОН в лабораторной системе координат ОХУ вдоль продольной оси катушки.

Таким образом, выполненные методико-аппаратные разработки обеспечивают получение надежной и обширной информации при исследованиях остаточных напряжений в натурных элементах конструкций в полевых условиях. Полученные с их помощью и представленные выше конкретные результаты характеризуют как общий характер распределения сварочных напряжений в трубах Ду850,

так и специфические особенности, присущие данному образцу. Как видно из графиков, здесь отсутствует строгая симметрия в распределениях относительно центра шва, что может быть связано, в частности, с заданной пространственной ориентацией образца (горизонтальной, вертикальной, наклонной) в процессе сварки. Изучение влияния подобных технологических факторов на итоговые характеристики полей ОН требует проведения специальных исследований.

1. Apalkov A.A., Odintsev I.N., Shchepinov V.P. et al. Research of residual welding stress in the pipelines DU-300 of the Smolensk and Kursk NPP's // Proceedings of the third international conference of Pipelines safety – 1999. – V.4. – P.68-81.
2. Биргер И.А. Остаточные напряжения. М.: Машгиз – 1963. 233 с.
3. Экспериментальная механика, Т.2. / Под ред. А. Кобаяси. М.: Мир – 1990. – 552 с.
4. Viotti M.R., Kaufmann G.H. Accuracy and Sensitivity of a Hole Drilling and Digital Speckle Pattern Interferometry Combined Technique to Measure Residual Stresses // Optics and Lasers in Engineering – 2004. – V.41. – № 2. – P.297-305.
5. Разумовский И.А. Интерференционно-оптические методы механики деформируемого твердого тела. М.: Изд. МГТУ – 2007. – 240 с.
6. Nelson D.V. Residual Stress Determination by Hole Drilling Combined with Optical Methods // Experimental Mechanics, 2010. – V.50. – P.145-158.
7. Апальков А.А., Одинцев И.Н., Плугатарь Т.П., Усов С.М. Специализированное оборудование и программное обеспечение для исследования полей остаточных напряжений // Научные труды IV Международной научной конференции «Фундаментальные исследования и инновационные технологии в машиностроении» – 2015. – С.39-42.
8. Махутов Н.А., Гаденин М.М., Одинцев И.Н., Разумовский И.А. Развитие методов расчетного и экспериментального определения локальных остаточных напряжений при сложных спектрах нагружения // Проблемы машиностроения и надежности машин – 2015. – № 6. – С.53-62.
9. Апальков А.А., Одинцев И.Н., Разумовский И.А. Метод измерения остаточных напряжений в массивных элементах конструкций с использованием электронной спекл-интерферометрии // Заводская лаборатория (Диагностика материалов) – 2003. – Т. 69. – № 2. – С.45-49.
10. Viotti M.R., Dolinko A.E., Galizzia G.E., Kaufmann G.H. A portable digital speckle pattern interferometry device to measure residual stresses using the hole drilling technique // Optics and Lasers in Engineering – 2006. – V.44. – P.1052-1066.
11. Антонов А.А., Стеклов О.И., Антонов (мл.) А.А., Сидорин Ю.В. Исследование технологических остаточных напряжений в сварных соединениях магистральных трубопроводов // Заготовки производства в машиностроении – 2010. – №3. – С.13-19.
12. 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 натурных условиях // Заводская лаборатория (Диагностика материалов) – 2008. – Т.74. – №5. – С.47-51.
13. Апальков А.А., Одинцев И.Н., Плугатарь Т.П., Усов С.М. Автономный спекл-интерферометр для определения остаточных напряжений и его апробация в натурных экспериментах // Труды конференции «Живучесть и конструкционное материаловедение (ЖивКоМ-2016)» – 2016. – С.136-140.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ АДГЕЗИОННЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Перельмутер М.Н.

Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН, Москва, Россия; perelm@ipmnet.ru

Рассматриваются расчетные модели деформирования и разрушения, связанные с описанием зоны процесса разрушения вблизи вершины трещины на границе соединения материалов. Анализ предельного равновесия трещины выполняется на основе нелокального двухпараметрического критерия разрушения с необходимым энергетическим условием развития трещины, учитывающим работу по деформированию связей и достаточным кинематическим условием продвижения края ее концевой области.

Введение

Одним из важнейших направлений моделирования разрушения адгезионных соединений материалов является разработка и использование различных вариантов моделей трещины, учитывающих нелинейные процессы разупрочнения материала вблизи вершины трещины (модели зоны процесса разрушения). Детальное моделирование зоны процесса разрушения необходимо, если размер этой зоны сравним с характерным размером трещины. Одна из возможностей механико-математического моделирования такой зоны состоит в рассмотрении её как части трещины и в явном приложении к поверхностям трещины в этой зоне сил сцепления, сдерживающих раскрытие трещины (модель концевой области трещины). Для анализа хрупкого и упругопластического разрушения однородных тел предложены модели, основанные на допущении, что в состоянии предельного равновесия силы сцепления в концевой области трещины таковы, что напряжения в вершине трещины ограничены и, соответственно, коэффициент интенсивности напряжений (КИН) равен нулю (когезионные модели). Если процессы деформирования и разрушения в концевой области трещины включают в себя несколько физических механизмов, как, например, в адгезионных соединениях или композиционных материалах, то в таких случаях используются модели концевой области с учетом сингулярности напряжений в вершине трещины в состоянии предельного равновесия для однородных [1] и кусочно-однородных областей [2-6].

Исследование трещиностойкости и развития трещин в адгезионных соединениях и композиционных материалах на основе той или иной модели концевой области трещины состоит из следующих основных этапов:

- 1) установление закона деформирования связей между берегами трещины;
- 2) определение напряженного состояния в концевой области и вблизи вершины трещины;
- 3) анализ предельного равновесия трещины при учете возможности продвижения вершины трещины и края концевой области под действием внешних нагрузок и усилий, возникающих в связях.

Для связей между берегами трещины в адгезионных соединениях, а также в композиционных и

нанокомпозиционных материалах получены законы деформирования связей в концевой области трещины [3, 7]. Система сингулярных интегро-дифференциальных уравнений для определения напряжений в связях и перемещений берегов трещины получена исходя из принципа суперпозиции для случая трещины, расположенной на границе между полуплоскостями из различных материалов [2-3]. Для тел конечных размеров с трещинами произвольной формы расчетная методика основана на методе граничных интегральных уравнений [8]. Развитие модели концевой области трещины с учетом изменения со временем физико-механических параметров связей дает возможность оценить длительную прочность и временные характеристики трещиностойкости материала [9-10].

Ниже рассмотрен нелокальный критерий квазистатического роста трещин со связями в концевой области при учете возможности продвижения вершины трещины и края концевой области под действием внешних нагрузок и усилий, возникающих в связях.

Нелокальный критерий разрушения для трещин со связями в концевой области

Рассмотрим применение нелокального критерия разрушения [2-6], учитывающего работу по деформированию связей в концевой области трещины, для анализа предельного равновесия и квазистатического роста трещины в случае одноосного растяжения двумерной области, содержащей прямолинейную трещину, расположенную перпендикулярно направлению приложения нагрузки на границе соединения полуплоскостей с различными механическими свойствами (рис.1).

В рамках этого критерия состоянию предельного равновесия вершины трещины и края концевой области трещины соответствует выполнение условий:

- а) достаточного

$$G_{tip}(d, \ell) = G_{bond}(d, \ell), \quad (1)$$

- б) необходимого

$$u(x_o) = [u_x^2(x_o) + u_y^2(x_o)]^{1/2} = u_{cr}, \quad (2)$$

где $G_{ip}(d, \ell)$ – скорость высвобождения энергии деформации (поток энергии в вершину трещины); $G_{bond}(d, \ell)$ – скорость потребления энергии деформации связями в концевой области трещины; $u(x_0)$ – раскрытие трещины на краю концевой области с координатой $x_0 = \ell - d$ (см. рис.1); u_{cr} – предельная длина связи, определяемая свойствами связей в концевой области трещины, может также зависеть от масштаба трещины (например, при изменении типа связей с ростом трещины).

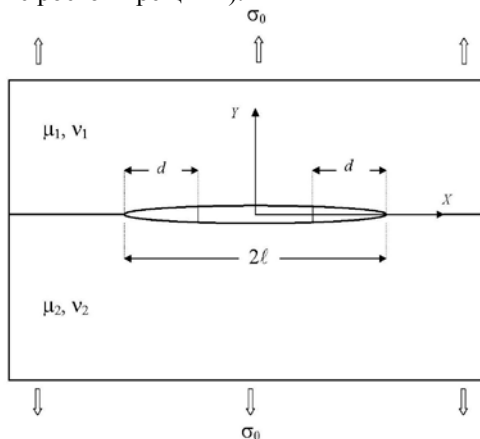


Рис. 1 Трещина с концевой областью на границе адгезионного соединения материалов

Скорость высвобождения энергии деформации при наличии связей в концевой области трещины определяется выражением [2-3]

$$G_{ip}(d, \ell) = \left(\frac{k_1 + 1}{\mu_1} + \frac{k_2 + 1}{\mu_2} \right) \frac{K_B^2}{16ch(\pi\beta)},$$

где

$$\beta = \frac{\ell n \alpha}{2\pi}, \quad \alpha = \frac{\mu_2 k_1 + \mu_1}{\mu_1 k_2 + \mu_2},$$

и $k_{1,2} = 3 - 4\nu_{1,2}$ или $k_{1,2} = (3 - \nu_{1,2}) / (1 + \nu_{1,2})$ для плоской деформации или плоского напряженного состояния, соответственно, $\nu_{1,2}$ и $\mu_{1,2}$ – коэффициенты Пуассона и модули сдвига материалов подобластей 1 ($y > 0$) и 2 ($y < 0$), рис.1. Модуль КИН K_B определяется с учетом нагрузок на внешней поверхности тела и усилий, возникающих в связях в концевой области трещины. Для однородного материала или адгезионного слоя между различными материалами выражение для скорости потребления энергии деформации связями имеет вид [3, 6]

$$G_{bond}(d, \ell) = \int_{\ell-d}^{\ell} \left(\frac{\partial u_y(x)}{\partial \ell} q_y(u) + \frac{\partial u_x(x)}{\partial \ell} q_x(u) \right) dx,$$

где $u_{x,y}(x)$, $q_{x,y}(x)$ – компоненты раскрытия трещины и усилий в связях в концевой области трещины.

Из совместного решения уравнений (1)-(2)

можно определить размер концевой области d_{cr} и критическое внешнее напряжение σ_{cr} в состоянии предельного равновесия трещины. Скорость потребления энергии деформации связями $G_{bond}(d_{cr}, \ell)$, полученная из совместного решения этих уравнений, является энергетической характеристикой сопротивления адгезионному разрушению, $G_{cr} = G_{bond}(d_{cr}, \ell)$, причем величина G_{cr} не остается постоянной при изменении длины трещины. После определения критического внешнего напряжения могут быть также определены критический КИН и поток энергии в вершину трещины, обусловленные внешней нагрузкой σ_{cr} .

При монотонном нагружении тела, для заданных начальных размеров трещины и ее концевой области, можно выделить режимы квазистатического роста трещины. При выполнении условий

$$\begin{cases} G_{ip}(d, \ell) \geq G_{bond}(d, \ell) & (a) \\ u(\ell - d) < \delta_{cr} & (b) \end{cases} \quad (3)$$

происходит продвижение вершины трещины с одновременным возрастанием длины концевой области без разрыва связей. Этот этап роста трещины можно рассматривать как процесс приспособляемости трещины к заданному уровню внешних нагрузок (докритический рост трещины).

Продвижение вершины трещины с одновременным разрывом связей на краю концевой области (квазистатический рост трещины) происходит при одновременном выполнении условий

$$\begin{cases} G_{ip}(d, \ell) \geq G_{bond}(d, \ell) & (a) \\ u(\ell - d) \geq \delta_{cr} & (b) \end{cases} \quad (4)$$

При выполнении условий

$$\begin{cases} G_{ip}(d, \ell) < G_{bond}(d, \ell) & (a) \\ u(\ell - d) \geq \delta_{cr} & (b) \end{cases} \quad (5)$$

происходит разрыв связей без продвижения вершины трещины и размер концевой области сокращается, стремясь к предельному значению для данного уровня нагрузки. В рамках рассматриваемой модели положение концевой области и вершины трещины не меняется при одновременном выполнении второго из условий (3) и первого условия (5).

Таким образом, величина внешней нагрузки σ_0 и механические свойства связей определяют характер разрушения: продвижение вершины трещины с ростом концевой области; сокращение размера концевой области без продвижения вершины трещины; продвижение вершины трещины с одновременным разрывом связей на краю концевой области.

Если же уравнение (1) не имеет решения, то приложении внешней нагрузки может вызвать продвижение вершины трещины, которое сопровождается

ется разрывом связей на краю концевой области при выполнении условия (2).

Заметим, что при рассмотрении линейно-упругих связей [2-3] выполнение условия (1) зависит только от относительных геометрических характеристик концевой области и трещины. Критическое значение размера концевой области, полученное из этого условия, может быть отнесено к трещине любой длины. Определение фактического размера трещины, соответствующего состоянию предельного равновесия, происходит при учете достаточного условия (2). Этот факт является очевидным подтверждением невозможности полного описания предельного равновесия трещины только с помощью энергетического условия (1).

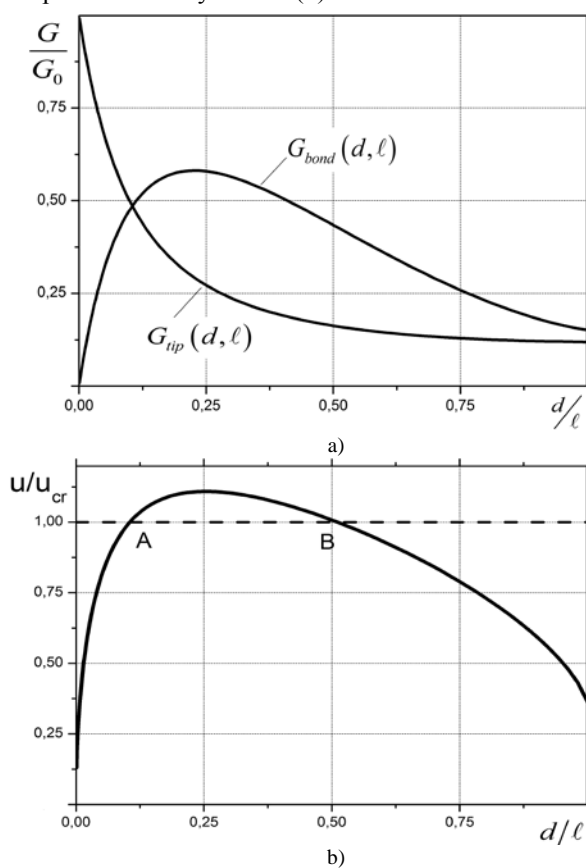


Рис.2 Расчет параметров нелокального критерия разрушения: а) скорости высвобождения энергии и потребления энергии деформации связями, d/l - относительная длина концевой области трещины, G_0 - скорость высвобождения энергии деформации при отсутствии связей в концевой области трещины; б) раскрытие трещины на краю концевой области, условие критического раскрытия выполняется в точке А; точка В - недопустимый корень

Наглядная графическая иллюстрация применения критерия (1)-(2) для случая адгезионного соединения материалов приведена на рис. 2. Результаты получены при следующих постоянных материалов подобластей: модули упругости $E_1 = 135 \text{ ГПа}$ (металл), $E_2 = 25 \text{ ГПа}$ (полимер), коэффициенты Пуассона материалов $\nu_1 = \nu_2 = 0.35$, модуль упругости связей полагался равным модулю упругости по-

лимера. Параметр β при выбранных значениях постоянных материалов отрицателен, и $|\beta| = 0.0509313$, подробное описание - см. в работах [2-6].

Безразмерные энергетические характеристики концевой области трещины (скорость высвобождения энергии деформации и скорость потребления энергии деформации связями) в зависимости от относительной длины концевой области трещины приведены на рис. 2а. Зависимость безразмерного раскрытия трещины на краю концевой области представлена на рис. 2б. Из результатов, приведенных на рис. 2б, следует, что в точках А и В выполняется достаточное условие (2), но предельному равновесию трещины соответствуют только точки вида А на рис. 2аб, так как в этом случае выполняются оба условия (1)-(2). Таким образом, общие точки пересечения вида А на графиках рис. 2аб соответствуют решению системы уравнений (1)-(2) и определяют относительный размер концевой области трещины в состоянии предельного равновесия. Предельные случаи трещины, полностью заполненной связями, а также трещины с малой концевой областью рассмотрены для задачи о прямолинейной трещине в однородном теле с постоянными напряжениями в связях, [5-6].

На основе предложенного критерия разрушения для случая трещины, полностью заполненной связями (зона ослабленных связей в материале), даны оценки прочности бездефектного материала. Для напряжений в связях, зависящих от раскрытия трещины, получены зависимости прочности и трещиностойкости композитов от длины трещины и концентрации наполнителя.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ - проекты № 17-08-01312 и № 17-01-00526.

1. Cox B.N. and Marshall D.B., Concepts for bridged cracks in fracture and fatigue // Acta Met. Mater. 1994. V. 42. No. 2. P. 341-363.
2. Goldstein R.V., Perelmuter M.N. Modeling of bonding at the interface crack // Internal J. of Fracture. 1999. V. 99. №1-2. P.53-79.
3. Гольдштейн Р.В., Перельмутер М.Н. Трещина на границе соединения материалов со связями между берегами // Изв. РАН. МТТ. 2001. № 1. С. 94–112.
4. Перельмутер М.Н. Критерий роста трещин со связями в концевой области // ПММ. 2007. том 71. вып.1. С. 152-171.
5. Perelmuter M. Nonlocal criterion of bridged cracks growth: Weak interface, Journal of the European Ceramic Society, Vol. 34, Issue 11, 2014, P. 2789–2798.
6. Perelmuter M. Nonlocal criterion of bridged cracks growth: Analytical analysis, Acta Mechanica, 2014, v.226, P. 397-418.
7. Перельмутер М.Н. Трещина на границе раздела материалов с нелинейными связями в концевой области // ПММ. 2011. Т. 75. Вып.1. С. 152-173.
8. Perelmuter M. Boundary element analysis of structures with bridged interfacial cracks // Computational Mechanics. 2013. V. 51, № 4. P.523-534.
9. Гольдштейн Р.В. Перельмутер М.Н. О кинетике формирования и роста трещин на границе соединения материалов // Изв. РАН, МТТ, № 4, 2012, С. 32-49.
10. R. Goldstein, M. Perelmuter, Kinetics of cracks nucleation on materials interface // Procedia Structural Integrity, 2017, Vol. 7, P. 222-228

РАСЧЕТНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ В ВИНТОВЫХ СТОМАТОЛОГИЧЕСКИХ ИМПЛАНТАТАХ

Перельмутер М.Н.

Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН, Москва, Россия; perelm@ipmnet.ru

Численное исследование концентрации напряжений в винтовых стоматологических имплантатах выполнено методом граничных элементов. Расчёты выполнены в два этапа: 1) определение напряженно-деформированного состояния всей конструкции имплантата со сглаженными зубцами в соединении имплантата с костной тканью; 2) исследование концентрации напряжений в винтовом соединении в зоне сцепления имплантата с костной тканью.

Введение

Винтовая форма стоматологических имплантатов позволяет увеличить площадь контакта между имплантатом и костной тканью, оптимизировать передачу нагрузок в зоне контакта кость-имплантат. В сочетании со специальной обработкой поверхности имплантата винтовые имплантаты обеспечивают хорошую остеоинтеграцию на границе соединения имплантат-костная ткань. Винтовой имплантат также позволяет ограничить микросдвиги во время начального этапа заживления и уменьшить сдвиговую нагрузку за счет увеличения областей сжатия вдоль имплантата. Наличие винтового соединения имплантата и костной ткани приводит, как и в машиностроительных конструкциях, к возникновению концентрации напряжений в областях с резким изменением формы поверхности соединения. Систематические исследования в этом направлении только начинаются. Влияние геометрических параметров имплантата - его длины, диаметра, параметров резьбы: шага, формы и глубины, на процесс остеоинтеграции рассматривалось в работах [1-2].

В данной работе методом граничных элементов [3-5] выполнено расчетное исследование влияния механических свойств материалов на распределение напряжений в винтовом соединении стоматологического имплантата с костной тканью с учётом концентрации напряжений. При анализе напряженного состояния винтового соединения имплантата и губчатой костной ткани полагалось: 1) углубления в кости, образующиеся при внедрении имплантата, соответствуют резьбе на имплантате; 2) происходит формирование полного соединения материалов на границе имплантата и кости (остеоинтеграция).

Размеры граничных элементов в зоне концентрации напряжений составляли порядка 0.1 радиуса концентратора, что обеспечивает достаточную точность расчётных результатов [4-5].

Исследование концентрации напряжений в соединении при вертикальной нагрузке

При вертикальной сжимающей нагрузке, ввиду симметрии задачи, расчёты выполнены на модели половины конструкции имплантата в постановке плоской деформации. Форма поперечного сечения

каждого зуба, впадин между витками резьбы на имплантате, а также форма углублений в кости моделировались как равносторонний треугольник со стороной $a = 0.93 \text{ мм}$ (при 12 зубцах по длине $L = 14 \text{ мм}$ имплантата). Радиус закругления вершин зубцов и впадин между витками (r) принимался равным половине радиуса окружности R , вписанной в равносторонний треугольник со стороной a , $R = 0.5a \cdot \text{tg}(30^\circ)$, $r = 0.5R$. Расчетная модель содержит 4 подобласти (имплантат, губчатая кость, кортикальная кость, канал) с общим числом узлов 1022 (см. рис. 1). На оси симметрии конструкции (линия MN) полагались равными нулю перемещения вдоль оси OX и усилия вдоль оси OY. На большей части внешней поверхности кортикальной кости (за исключением последнего сегмента, примыкающего к пришеечной области) полагались равными нулю перемещения по направлениям осей координат (узкая штриховая полоса на рис. 1 - указатель граничных условий). Равномерно распределённая сжимающая нагрузка σ_0 прикладывалась к верхнему сечению имплантата.

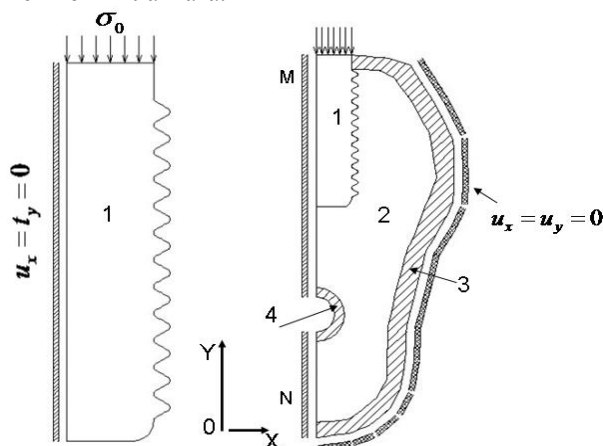


Рис. 1. Расчетная модель соединения имплантата и костной ткани, 4 подобласти, 1022 узла (1- имплантат, 2 - губчатая кость, 3, 4 - кортикальная кость)

Распределения относительных эквивалентных напряжений (напряжений, нормированных величиной внешней нагрузки, приложенной к имплантату, (σ_i/σ_0) , коэффициент концентрации эквивалентных напряжений - ККЭН) при использовании керамического имплантата по границам имплантата и губчатой

той костной ткани приведены на рис. 2 и рис.3.

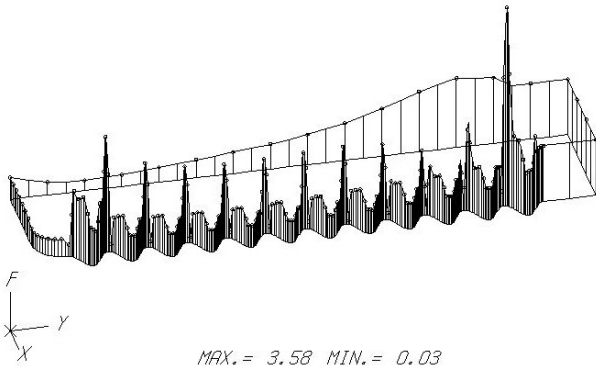


Рис. 2. Распределение относительных эквивалентных напряжений по границе расчетной области, керамический имплантат.

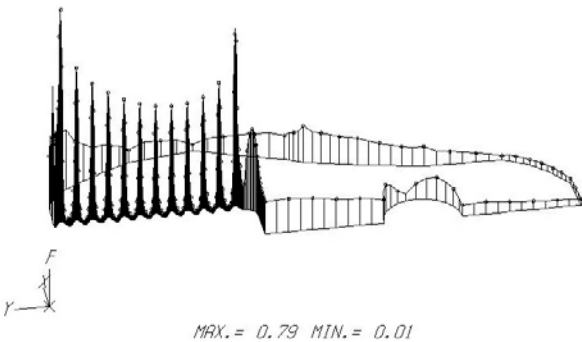


Рис. 3. Распределение относительных эквивалентных напряжений по границе расчетной области, губчатая кость.

Напряжения по длине имплантата распределены неравномерно. Наибольшая концентрация напряжений наблюдается в зоне первого витка резьбы имплантата. В таблице приведены значения ККЭН для имплантата, губчатой кости и слоя кортикальной кости, примыкающей к шейке имплантата при использовании керамического или титанового имплантатов.

Таблица. Коэффициенты концентрации эквивалентных напряжений в подобластях конструкции винтового соединения имплантата и костной ткани, вертикальная нагрузка.

Область	Керамика	Титан
Имплантат	3.58	3.72
кортикальная кость	2.12	2.67
губчатая кость	0.79	0.76

Напряжения в костной ткани также имеют неравномерное распределение, и наибольшие напряжения в губчатой кости не превышают величины внешних напряжений, приложенных к имплантату. Максимальные напряжения в слое кортикальной кости более, чем два раза превышают величины нагрузки, приложенной к имплантату (см. таблицу) и наблюдаются на внешней поверхности кости в зоне смены типа граничных условий. Замена материала имплантата на титан не приводит к значительным изменениям в распределении напряжений, что связано с большим различием модулей упругости материалов имплантатов (керамики или титана) и костных тканей. Отметим, что при действии вер-

тикальной сжимающей нагрузки на имплантат, на первых трех витках резьбы преобладают растягивающие напряжения σ_{yy} , а на остальной части имплантата преобладают сжимающие напряжения. Возникновение концентрации напряжений в витках резьбы имплантата в рассматриваемой задаче обусловлено различием модулей упругости имплантатов и костной ткани, что подтверждается расчетом при одинаковых модулях упругости материалов в соединении.

Исследование концентрации напряжений в соединении при наклонной и изгибающей нагрузках

Расчетная модель винтового соединения имплантата и костной ткани при наклонной и изгибающей нагрузках состояла из 3 подобластей, слой кортикальной кости заштрихован (общее число узлов в модели 1856), см. рис. 4а, б. Формирование поперечного сечения винтового соединения описано выше. Граничные условия: на большей части внешней поверхности кортикальной кости (за исключением последнего сегмента, примыкающего к пришеечной области) полагались равными нулю перемещения по направлениям осей координат, зоны закрепления показаны на рис. 4а, б тонкой штриховой полосой, наклонная нагрузка прикладывалась под углом 45° к плоскости сечения имплантата. Между имплантатом и костной тканью полагались условия идеального соединения (остеоинтеграция). Внешняя нагрузка прикладывалась к верхнему сечению имплантата в форме двух компонент, действующих по направлениям осей координат $P_x = P_y = 4.243 \text{ МПа}$ (полагаем, что нагрузка, приложенная к верхней части коронки, полностью передается на верхнее сечение имплантата).

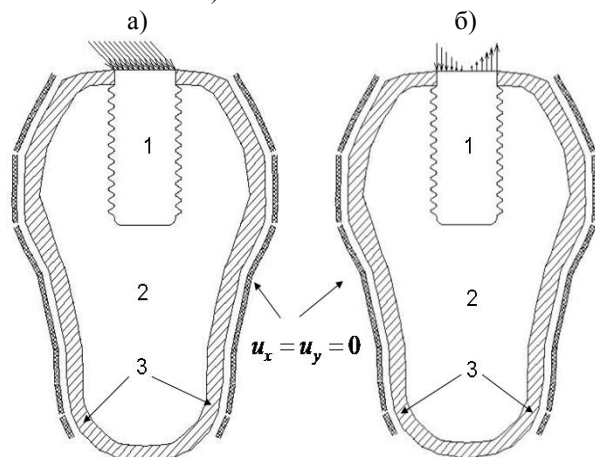


Рис. 4. Расчетная модель соединения имплантата и костной ткани, 3 подобласти (1 - имплантат, 2 - губчатая кость, 3 - кортикальная кость): а) наклонная нагрузка, б) нагрузка моментом.

Так как наклонная нагрузка фактически приложена к верхней поверхности коронки, то при переносе приложения нагрузки к сечению имплантата,

учитывался изгибающий момент, создаваемый этой нагрузкой. Моделирование приложения момента силы осуществлялось приложением к сечению имплантата внешней нагрузки, изменяющейся линейно вдоль сечения имплантата. Расчетная модель с приложением к верхнему сечению имплантата нагрузки, соответствующей приложению момента силы, показана на рис. 4б. Расчеты выполнены для двух вариантов нагружения - наклонная нагрузка и нагрузка моментом, см. рис. 4а, б.

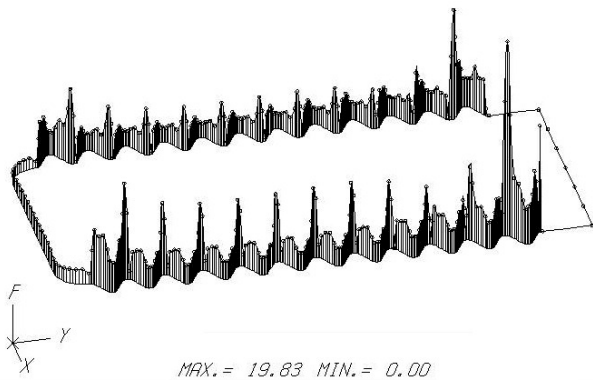


Рис. 5. Распределение эквивалентных напряжений (МПа) вдоль границы расчетной модели керамического имплантата, наклонная нагрузка.

На рис. 5 показаны распределения эквивалентных напряжений вдоль винтового контура керамического имплантата при наклонной нагрузке. Как и при одноосной нагрузке, максимальная концентрация напряжений наблюдается на первом витке винтовой конструкции имплантата, причем напряжения в зоне сжатия превышают напряжения в зоне растяжения, рис. 5 (касательная нагрузка приложена вдоль положительного направления оси OX, см. рис. 4а). Незначительная концентрация напряжений имеется также в концевой зоне имплантата. Замена материала имплантата на титан приводит к незначительным изменениям напряжений.

Рассмотрим результаты расчета при моментной нагрузке. На рис. 6 приведено распределение масштабированного ККЭН $k = 10\sigma / \sigma_{\max}$ вдоль винтового контура керамического имплантата при моментной нагрузке. При моментном нагружении, как и в случае приложения наклонной нагрузки, напряжения незначительно возрастают при замене керамического имплантата на имплантат из титана. Отметим, что при моментной нагрузке распределения эквивалентных напряжений симметричны относительно оси имплантата.

Оценим итоговый коэффициент концентрации напряжений для случая керамического имплантата при учете изгибающей и моментной нагрузок. Максимальные напряжения в керамическом имплантате (рис. 5) $\sigma_i^m = 19.83 \text{ МПа}$ при нагрузке $p = 6 \text{ МПа}$, что соответствует ККЭН $K_\tau \approx 3.31$. Расчет при моментной нагрузке дает ККЭН $K_m \approx 1.57$. В итоге имеем коэффициент концентрации напряжений

$K = 4.88$. Отметим, что, для оценки коэффициентов запаса прочности имплантатов и костной ткани с учетом эффекта концентрации напряжений, необходимо задание величины силы, действующей на коронку имплантата при эксплуатации.

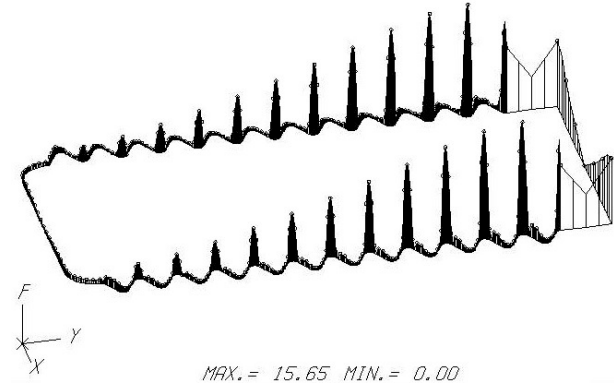


Рис. 6. Распределение масштабированного коэффициента концентрации эквивалентных напряжений вдоль контура расчетной модели, керамический имплантат, моментная нагрузка.

Заключение

Расчет модели винтового соединения имплантата и костной ткани позволил оценить величину концентрации напряжений в витках резьбы и в костной ткани при различных условиях нагружения. Установлено, что наибольшие напряжения возникают в зоне первого витка резьбы имплантата. Отметим, что коэффициент концентрации напряжений существенно зависит вида нагружения, от формы зубцов имплантата, а для детального исследования напряжений в костной ткани необходима также информация о процессе формирования соединения на границе винтового имплантата и костной ткани.

Полученные результаты демонстрируют эффективность применение метода граничных интегральных уравнения для решения задач стоматологической биомеханики.

Работа выполнена работа по теме государственного задания №АААА-А17-117021310386-3, а также при частичной финансовой поддержке РФФИ (гранты №17-08-01312 и №17-08-01579).

1. Faegh S., Müftü S. Load transfer along the bone-dental implant interface // Journal of Biomechanics, 2010, Vol. 43, No. 9, P. 1761-1770.
2. Ghoggali S., Outtas T., Latrèche S. 3D Finite Elements Modeling of the Interfacial Stresses Bone/Dental Implant - Effects of the Geometric Parameters // Journal of Biomimetics, Biomaterials and Biomedical Engineering., 2017, Vol. 33., P. 32-44.
3. Бенерджи П., Баттерфилд Р. Метод граничных элементов в прикладных науках. - М.: Изд. МИР, 1984. – 494 с.
4. Перельмутер М.Н. Анализ напряженного состояния в концевой области трещины на границе раздела материалов методом граничных элементов // Вычислительная механика сплошных сред. - 2012. - Т. 5, № 4. - С. 415-426.
5. Perelmuter M. Boundary element analysis of structures with bridged interfacial cracks // Computational Mechanics. - 2013. - V. 51, № 4. - P. 523-534.

РАЗМЫВ ДНА И МОРОЗНОЕ ПУЧЕНИЕ НА УЧАСТКЕ ТРАССЫ ППМГ

П.П. Пермяков¹, Г.Г. Попов¹, З.Г. Корнилова¹, Г.С. Аммосов¹

¹Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН, Якутск, Россия;
permyakov2005@mail.ru

Произведен численный эксперимент при исходных данных р. Лена в районе подводного перехода магистрального газопровода (ППМГ) с использованием гидрометеорологических данных. представлена динамика размыва по времени. Изменение профиля донных отложений отрицательно влияет на состояние трубопровода, при нарушении естественных условий (подводные переходы) опасные экзогенные процессы: сезонные пучения, морозобойное растрескивание, термопросадка, термокарст, эрозия берегов усиливаются.

Для повышения эксплуатационной надежности ППМГ, предупреждения и исключения возникновения дальнейших аварийных ситуаций при его эксплуатации крайне необходимо провести прогнозные оценки размыва дна р. Лена [1].

В связи с этим проведен численный прогноз дна местности подводного перехода магистрального газопровода с учетом наносов при различных гидрометеорологических исходных данных [2].

Формулировка плановой задачи русловой эрозии для рек состоит в построении математической модели, описывающей движение тонкого однородного двухфазного слоя водогрунтовой смеси (руслового потока) с постоянной плотностью, ограниченного снизу неподвижной сыпучей средой (дном водотока), сверху – потоком жидкости

Положение верхней и нижней границ движущегося слоя должно определяться из решения задачи. Однако, в связи со значительной разностью характерных времен гидродинамического и руслового потока, можно считать положение верхней границы движущегося слоя заданным. На верхней поверхности руслового потока определены нормальные и касательные напряжения, которые могут быть получены из решения уравнений гидродинамики для речного потока. Учитывая, что глубина h руслового потока много меньше его плановых размеров L , для описания его движения можно использовать хорошо известную модель мелкой воды [15]:

$$\frac{\partial hu_i}{\partial t} + \nabla_k (u_k u_i h) + gh \nabla_i (h+z) - \nabla_k (\mu h \nabla_k u_i) - h(\tau_i^t - \tau_i^b) = 0 \quad (1.1)$$

$$\frac{\partial h}{\partial t} + \nabla_i (hu_i) = -R, \quad i, k = \overline{1, 2}, \quad \bar{x} \in \Omega, \quad (1.2)$$

$$u_i(\bar{x}, t) = u_i^g(\bar{x}, t), \quad \bar{x} \in \partial\Omega, \quad (1.3)$$

$$u_i(\bar{x}, 0) = u_i^o, \quad h(\bar{x}, 0) = h^o \quad \bar{x} \in \partial\Omega, \quad (1.4)$$

где u_i – компоненты искомого поля скорости, осредненного по глубине h руслового потока; t – время; R – интенсивность донной эрозии; ∇_i – опе-

ратор Гамильтона; $g, \mu = const > 0$; $\bar{x} = \{x_1, x_2\}$; τ_i^t – касательные напряжения, действующие со стороны гидродинамического потока; $\tau_i^b = \alpha u_i$ – касательные напряжения, определяемые из линейного закона сопротивления русловому потоку; u_i^o, h^o, u_i^g – начальные и граничные значения искомого функций; Z – нижняя граница подвижного слоя.

Полученную математическую модель русловой эрозии (в переменных h, z) трудно использовать для практического расчета. Для преодоления данной трудности была введена новая переменная $\xi = h+z$. Функция ξ определяет свободную поверхность руслового потока, которая относительно просто может регистрироваться в экспериментах [3]. Для замыкания модели (1.1)-(1.4) введено дополнительное уравнение, определяющее формирование донной поверхности (уравнение Экснера):

$$\frac{\partial \xi}{\partial t} = R$$

Важным при формулировке задачи о русловом потоке является вопрос о виде функции донной эрозии R . В работе [3] предлагался вид функции донной эрозии и найдено экспериментальное ее подтверждение:

$$R = \frac{1}{B} (|q_i| - q_*) \quad (1.5)$$

Учитывая, что $q = |u_i| h$, $q_* = |u_i| h_*$, получим:

$$R = \frac{|u_i|}{B} (h - h_*) \quad (1.6)$$

где B – ширина русла; q – расход руслового потока; q_* – локальная транспортирующая способность руслового потока; h_* – глубина транспортирующей способности водогрунтового потока, определяемая через транспортную возможность гидродинамического потока.

Исключая скорость, получим для функции R соотношение [15]:

$$R = \frac{1}{\alpha B} |\tau_i^t - g \nabla_i \xi| (h - h_*) \quad (1.7)$$

Анализ функции эрозии (1.7) показывает, что два значимых члена уравнения донной эрозии характеризуют два противоположных механизма изменения формы дна:

- механизм углубления русла за счет уноса материала дна влекущими силами гидродинамического потока τ_i^t ;

- механизм сглаживания - обмеления русла за счет осадки берегов, сглаживания побочной, осредков и т. д., определяемый членом $g^{\nabla_i} \xi$.

Как сказано выше, при образовании ледового затора повышается уровень потока на участке, расположенном выше его образования, а в зоне затора $h \rightarrow 0$ усиливается касательное напряжение углубления дна τ_i^t .

Численный эксперимент произведен при исходных данных р. Лена в районе подводного перехода магистрального газопровода, используя гидрометеорологические данные. На рис. 1 приведены расчеты при средней скорости течения 2 м/с для двух напоров ледового затора $H = 10$ и $H = 14$ м.

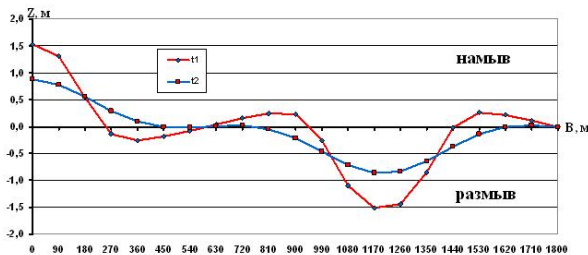


Рис. 1. Изменение положения отметки дна:
 ♦ – $t_1 - H=10$ м; ■ – $t_2 - H=14$ м

С ростом напора процесс смыва усиливается. Например, при напоре $H = 14$ м на левом берегу наблюдается намыв высотой 1,5 м, а в середине – размыв глубиной 1,5 м при напоре $H = 14$ м.

На рис. 2 представлена динамика размыва во времени. С течением времени меняется профиль донных отложений, что отрицательно влияет на состояние магистрального газопровода.

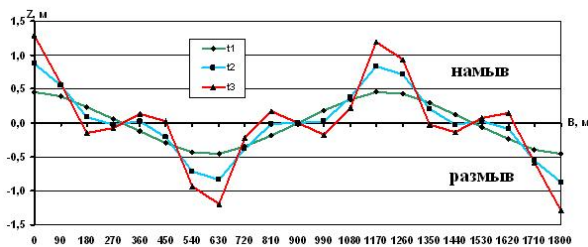


Рис. 2. Динамика положения отметки дна (при $U=3U_0$):
 ♦ – $t_1=1$; ■ – $t_2=3$; ▲ – $t_3=10$ сут

Результаты численного эксперимента подтверждают, что при ледовом заторе идет перестройка форм донных отложений, существенное изменение гидравлических сопротивлений и расходов наносов. В свою очередь, изменение наносов приводит к перестройке профиля донных отложений.

Долгосрочная эксплуатация вышеуказанных сооружений в условиях Крайнего Севера сопровождается различными нежелательными мерзлот-

ными процессами: пучение, термопросадка, термокарст, солифлюксия и т. д. [4, 5].

В связи с этим в работе приводятся математическая модель пучения и термопросадки в мерзлых грунтах, результаты численного эксперимента по прогнозу экзогенных процессов в основании нефтегазопровода.

Математическая модель пучения основана на предположении, что расширение объема грунта происходит по высоте (по направлению к поверхности грунта) вследствие увеличения порового вещества за счет перехода воды в лед, т. е. без возможности бокового расширения, как это принимается в задаче о компрессионном уплотнении грунтов.

Величину пучения, используя суммарную объемную влажность θ , можно описать следующим образом [18]:

$$S_1 = \int_0^l (\theta - n) dz, \quad M \quad (1.8)$$

Аналогично выводится математическая модель термопросадки (уплотнение) мерзлого грунта с учетом глубины протаивания, сжимаемости и нагрузки на мерзлый грунт [6]:

$$S_2 = k_o \xi + \alpha (P_{zp} + 0,5 \rho_{ск} (1+W) \xi) \xi, \quad M \quad (1.9)$$

где ξ – ореол оттаивания грунта в основании трубопровода, м;

k – коэффициент оттаивания мерзлых грунтов (относительная осадка без нагрузки);

α – коэффициент сжимаемости, МПа⁻¹;

P – давление на оттаявший грунт, МПа;

$\rho_{ск}$ – объемная плотность скелет, кг/м³;

W – весовая суммарная влажность

($W = W_l + W_e$), д.е;

W_l, W_e – весовая влажность за счет льда и воды.

Параметры θ, ξ , входящие в формулы (1.8)–(1.9), определяются из решения системы совместных уравнений теплообмена [4, 5]. Остальные исходные параметры k, P, n, α задаются с учетом физико-механических свойств грунта. Суммарная объемная влажность θ выражается через весовую влажность следующим образом:

$$\theta = \frac{\rho_{ск} W}{\rho_l \rho_e} (\rho_l + (\rho_e - \rho_l) \cdot i(T)),$$

В исследовании напряженно-деформированного состояния газонепровода приведен пример по динамике пучения газопровода. В разрезе двумерной области с газопроводом рассмотрены распределения температур и суммарной влажности в течение 50 лет. Глубина и ширина области соответственно равны 14 и 48 м. В правом нижнем углу на глубине 14 м поступает грунтовая

вода с положительной температурой $0,2^{\circ}\text{C}$ (открытая система). Сверху идет обычное циклическое сезонное промерзание и протаивание грунта с учетом атмосферных осадков и испарений. Наличие грунтовой воды имеет отепляющее влияние на температурный режим горного массива.

Циклическое промерзание–протаивание с поверхности вызывает миграцию грунтовой воды, происходит образование инъекционного льда на глубине $8\div 12$ м. Данный процесс в геокриологии известен как бугры пучения (булгуньяхи – якутское название).

На рис. 3. приведена динамика пучения на правом конце газопровода за 50 лет рассматриваемой области. В зависимости от коэффициента фильтрации грунта величина пучения растет следующим образом: 2,0; 3,4; 4,7 м. Если разность между максимальным и минимальным значениями пучения больше $0,5$ м, то грунт относится к сильнопучиноопасным и создает неблагоприятные условия на устойчивость инженерных сооружений.

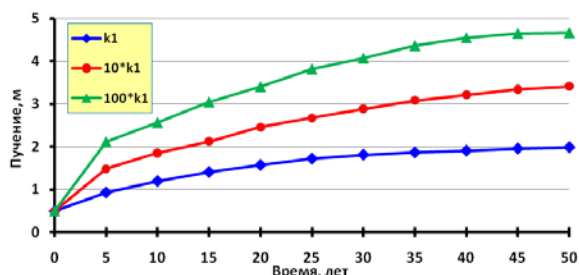


Рис. 3. Динамика изменения величины пучения при различных значениях коэффициента фильтрации.

«Сезонное расшатывание» магистрального газопровода по сравнению с поверхностью грунта идет с некоторым опозданием. Амплитуда сезон-

ного колебания равна $3,8$ см. Пиковые значения «расшатывания» наблюдаются в конце мая – максимальное и в начале ноября – минимальное. Многогодичные протаивания-промерзания усиливают процесс выпучивания газопровода. Общий ход данного численного эксперимента хорошо согласуется с данными натурального наблюдения.

Таким образом:

- при подводной прокладке вокруг газопровода в зимнее время образуется ледовый панцирь;
- при подземной прокладке тепловой режим меняется незначительно, а влажностный режим – сильно и сопровождается пучением газопровода;
- при многогодичном цикле промерзания-протаивания суммарная величина пучения увеличивается, что может привести к аварийному разрыву.

1. Аммосов А.П., Пермяков П.П., Максимов В.И. Необходимые мероприятия для повышения ресурса магистрального газопровода через р. Лену // Газовая промышленность, 2008, № 2. С. 68-72.

2. Пермяков П.П., Аммосов А.П., Попов Г.Г. Математическое моделирование размыва дна реки в районе ППМТ / Материалы ВРНПК «Сварка и безопасность». Том 2. - Якутск: Офсет, 2012. - С. 48-52.

3. Потапов И.И. Математическая модель задачи о условных деформациях для равнинных аллювиальных рек: препринт № 86. ВЦ ДВО РАН. – Хабаровск, 2005. 16 с.

4. Пермяков П.П., Попов Г.Г., Матвеева М.В. Прогноз динамики «сезонного расшатывания» газопровода // Газовая промышленность, 2011, № 4. С.17-19.

5. Пермяков П.П., Аммосов А.П., Попов Г.Г. Расчет осадки грунтового основания нефтепровода ВСТО // Газовая промышленность. 2011, № 3. С. 52-54.

6. Бахвалов Н.С., Жидков Н.П., Кобельков Г.М. Численные методы – М: Бинوم, 2004., 627 с.

ОБЕСПЕЧЕНИЕ РАБОТОСПОСОБНОСТИ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛЕЙ АВИАЦИОННОЙ ТЕХНИКИ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ ВАКУУМНОЙ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ

Л.М. Петров, В.В. Зеленков, С.Б. Иванчук, А.Н. Смирнова, В.Д. Семенов

Открытое акционерное общество «Национальный институт авиационных технологий», Москва, Россия,
info@niat.ru

Повышение работоспособности поверхностного слоя деталей авиационной техники достигается путем воздействия высоко-энергетических потоков газовой и металлической плазмы, генерируемых электродуговым разрядом. Взаимодействие плазменных потоков с поверхностью конструкционных материалов позволяет осуществить технологические процессы поверхностного модифицирования, осаждения покрытий, а также комплексную обработку путем совмещения двух или более процессов в едином технологическом цикле. Показано, что главным преимуществом этого метода является то, что он позволяет обрабатывать широкую гамму конструкционных материалов.

Работоспособность изделий из конструкционных металлических материалов (КММ), как правило, определяется структурным состоянием и свойствами поверхностного слоя. Высокая чувствительность поверхности к воздействию внешней среды, наличие остаточных напряжений, а также склонность к образованию поверхностных микродефектов в процессах формообразования, создают значительные проблемы при использовании их в деталях авиационной техники. Эффективным способом, повышающим эксплуатационную работоспособность и надежность деталей из КММ, являются процессы модифицирования поверхности и нанесения покрытий различного служебного назначения, изменяющие свойства поверхностного слоя. Реализуемый, при этом, новый комплекс поверхностных физико-химических и эксплуатационных свойств, как правило, не свойственен материалу основы.

Электродуговая вакуумная ионно-плазменная (ВИП) обработка и сопутствующие ей технологии рассматриваются в настоящее время как наиболее перспективные при производстве изделий авиационной техники. Они позволяют создавать сложно-структурные поверхностные композиции из различных многослойных много-компонентных покрытий, а также осуществлять комплексную обработку с предварительным диффузионным модифицированием поверхности, позволяющим формировать градиентные структуры поверхностных слоев со специальными свойствами без ухудшения механических свойств в объеме изделия. Модифицирование поверхности даёт значительный положительный эффект как за счет повышения ресурса работы изделий, так и за счет снижения затрат на мероприятия по повышению работоспособности основного материала, включая дополнительное легирование и совершенствование технологий производства полуфабрикатов и изделий.

Применение экологически чистых методов ВИП обработки, наряду с традиционными

гальваническими процессами, значительно расширяют номенклатуру создаваемых покрытий на изделия из КММ. Вопросы качества формируемых покрытий являются основными при оценке их работоспособности. Вопрос обеспечения качества ВИП обработки носит комплексный характер и зависит от структурного состояния исходного материала, способа и вида финишной обработки исходной поверхности, технологических возможностей используемого оборудования, эффективности воздействия плазмы на поверхность на всех технологических этапах обработки, а также методов контроля технологических этапов и их приборного обеспечения [1].

ВИП обработка характеризуется большим набором технологических воздействий потоков газометаллической плазмы, влияющих на изменение физико-химических свойств поверхностного слоя. Энергетическое воздействие плазменных потоков и последующее их взаимодействие с обрабатываемой поверхностью КММ, формируют сложные структурные поверхностные композиции, существенно изменяющие первичные исходные свойства. Прежде всего, изменение поверхностной структуры и свойств достигается при диффузионном модифицировании её газовой или металлической плазмой (рис. 1). При этой поверхностной обработке могут формироваться, как равновесные структуры, согласно диаграммам состояния, так и промежуточные неравновесные структурные состояния, формируемые в процессах прямой и обратной диффузии материала подложки и диффузионно-насыщающих элементов газовой или металлической плазмы [2]. При этом реализуются, как градиентные структуры, состоящие из твердых растворов, так и химические и интерметаллидные соединения.

Изменение структуры и свойств поверхности при ВИП обработки достигается как за счет воздействия чистых металлов, так и их нитридных, карбидных и оксидных соединений. При этом, могут формироваться как монослойные покрытия, так и

многослойные с нанометрической структурой в промежуточных и основных слоях [3,4]. Сочетание диффузионного модифицирования и осаждения покрытий в едином технологическом цикле позволяет осуществлять комбинированную обработку поверхности с реализацией нового комплекса эксплуатационных свойств.

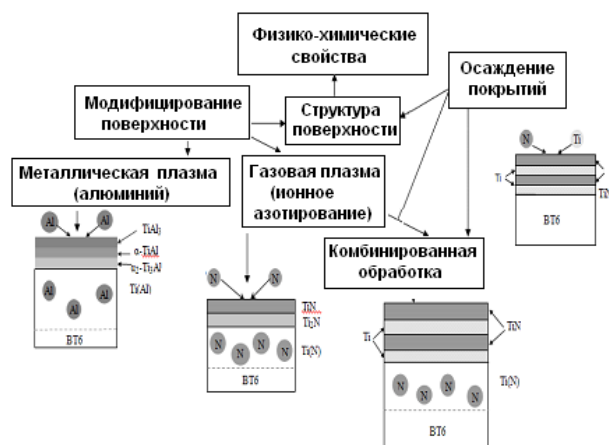


Рис. 1. Схема формирования поверхностных структур титановых сплавов в процессах ВИП обработки

Применение в авиастроении ВИП технологий началось с разработки коррозионно-износостойких многослойных покрытий системы Ti-Ti₂N-TiN для стандартизованной арматуры соединений трубопроводов. Проведенные всесторонние испытания разработанной композиции покрытий показали её высокую надежность и работоспособность в нипельных соединениях трубопроводов. При этом было установлено, что уровень реализуемых свойств покрытий в значительной степени зависит от технологии его формирования. Исследования процессов технологических взаимодействий плазменных потоков с обрабатываемой поверхностью в процессах ВИП обработки позволили разработать технологические рекомендации (ТР) ТР 1.4.1580-86, ТР 1.8.508.87.228-88, являющиеся базовыми при создании директивных технологических процессов.

Дальнейшие работы по развитию ВИП технологий привели к созданию комплексной системы обеспечения воспроизводимости и качества формируемых поверхностных структур и свойств КММ, в том числе и титановых сплавов, методом ВИП обработки. Комплексная система содержит: оборудование, технологию нанесения покрытий, моделирование технологических процессов и проектирование технологической оснастки. Основой этой системы является электродуговое вакуумное оборудование, как специализированное - модульного типа, так серийное. Установки первого типа, за счет встраиваемых дополнительных модулей обладают большим набором технологических возможностей изменения свойств поверхностного слоя.

Применяемое оборудование должно реализовывать технологические процессы, связанные с получением, как диффузионных модифицированных слоев, так и формированием многокомпонентных, многослойных покрытий с градиентной и нанометрической структурой, а также осуществлением комбинированной обработки в едином технологическом цикле. Разработанная комплексная система ВИП обработки предусматривает моделирование технологических процессов, разработку методов и приборов контроля качества, а также осуществление аттестации рабочего объема вакуумной камеры и сертификации технологических процессов. Для обеспечения качества формируемых структур созданы методы контроля, позволяющие оценить эффективность процессов модифицирования и нанесения покрытий. Разработанные методы изданы в виде методических материалов ММ 1-3430-4-2002 (таблица 1).

Основным технологическим этапом, обеспечивающим качество формирования модифицированных слоев и покрытий, является ионное травление исходной поверхности деталей ускоренной квазинейтральной газовой плазмой аргона. При этом, достигается полное удаление с поверхности загрязнений и оксидных слоёв, а также её активация.

В качестве источников ускоренной газовой плазмы применяются низковольтные и высоковольтные встраиваемые модули с диапазоном энергии плазменного газовый поток 200 -700 эВ.

Таблица 1. Комплексная оценка качества формирования ионно-вакуумных покрытий и диффузионного модифицирования поверхности деталей и изделий авиастроения

1	Измерение поверхностного потенциала при формировании ВИП покрытий и диффузионном модифицировании
2	Измерение толщины покрытий рентгеновским флуоресцентным методом
3	Измерение протяженности модифицированного слоя с помощью дифракционного рентгеновского метода
4	Определение остаточных макронапряжений в покрытиях и модифицированных слоях дифракционным рентгеновским методом
5	Измерение микротвердости покрытий и модифицированных слоев

Сочетание качества и воспроизводимости технологических этапов ВИП обработки достигается при размещении на вакуумном оборудовании модулей ионного травления и активации поверхности, а также источников активной металлической плазмы. Активирующий нагрев способствует дополнительной очистке поверхности и разогреву изделий до заданного диапазона температур.

Наличие активирующего нагрева позволяет создать активную поверхность в температурном диапазоне, обеспечивающем интенсивность

протекания диффузионных процессов [5]. При подаче азота в рабочий объем камеры происходит диффузионное насыщение азотом с образованием градиентных поверхностных структур. При ионном азотировании с активирующим нагревом титановых сплавов, происходит образование ϵ и δ фазы, о чем свидетельствуют рентгенограммы. Увеличение температуры процесса ионного азотирования приводит к интенсификации диффузионных процессов и увеличению выделяемых нитридных фаз. Увеличение нитридной диффузионной зоны в свою очередь приводит к повышению поверхностной микротвердости, таким образом, ионное азотирование существенно изменяет структуру поверхностного слоя, влияя на его свойства. Наиболее значительные изменения структуры, на пример у титановых сплавов, в поверхностном слое происходят при комплексной обработке, когда участвуют два процесса - модифицирование поверхности и нанесение покрытия. В этом случае происходит диффузионное изменение структуры поверхностного слоя и формирование структуры покрытия, что существенно изменяет свойства поверхности.

Серийно выпускаемые установки по ВИП обработке не позволяют осуществлять процессы комплексной обработки КММ без дополнительной их модернизации. Оптимальное решение этой проблемы заключается в ведении в состав установки блоков ионного травления, активирующего нагрева и дополнительных испарителей металлической плазмы.

1. Петров Л.М., Чернявский А.И., Сарычев С.М., Иванчук С.Б.. Комплексная оценка качества формирования ионно-вакуумных покрытий и диффузионного модифицирования поверхности деталей и изделий машиностроения // Научные труды МАТИ, 2002, вып.5(77), 2002, с.85-90.
2. Плихунов В.В., Петров Л.М., Григорович К.В., Иванчук С.Б., Семенов В.Д., Арсенкин А.М., Спрыгин Г.С. Влияние различных видов предварительной обработки на формирование исходных механических и физико-химических свойств поверхностного слоя и изменение их при ВИП обработке // Научные труды IV-ой Международной научной конференции «Фундаментальные исследования и инновационные технологии в машиностроении». М.: Изд. дом «Спектр», 2015. С 201-203.
3. Плихунов В.В., Петров Л.М., Григорович К.В., Иванчук С.Б., Арсенкин А.М., Спрыгин Г.С. Технологические аспекты диффузионных процессов, протекающих при взаимодействии газо-металлических плазменных потоков с обрабатываемой поверхностью при вакуумной ионно-плазменной обработке // Труды 12-ой Международной конференции «Пленки и покрытия-2015», Санкт-Петербург, Россия, 19-22 мая 2015 г, СПб. 2015. С 204-208.
4. Петров Л.М., Бецофен С.Я., Луценко А.Н. Банных И.О., Сарычев С.М. Формирование текстуры и остаточных напряжений в ионно-плазменных покрытиях // Труды Всерос. конф. «Быстрозакаленные материалы и покрытия». М.: Изд. МАТИ, 2002. С. 66-71.
5. Петров Л.М., Григорович К.В., Иванчук С.Б., Зеленков В.В., Спрыгин Г.С., Смирнова А.Н., Гусева С.С., Структурная стабильность осаждаемых покрытий – критерий эксплуатационной работоспособности покрытий системы TiN. // Научные труды V-ой Международной научной конференции «Фундаментальные исследования и инновационные технологии в машиностроении – 2017». Москва, ИМАШ РАН, М.: Изд. дом «Спектр», 2017. С 201-202.

РАСЧЕТНАЯ ОЦЕНКА НАДЕЖНОСТИ ШАТУНОВ КОМПРЕССОРА

И.М. Петрова¹, М.А. Филимонов²

¹Иститут машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия,

²АО НИЦ «Технопрогресс», Москва, Россия

Проведен анализ напряженного состояния крейцкопфной головки шатуна. Напряжения, действующие в наиболее нагруженном сечении головки шатуна определены экспериментально и путем численного эксперимента. Сделана оценка вероятности разрушения шатунов в зависимости от действующей нагрузки и зазоров в сопряжении. Для увеличения вероятности безотказной работы предложено применять упрочнение рабочей поверхности.

В химическом производстве используются оппозитные компрессоры надежность которых имеет определяющее значение для технологических линий. Редкие отказы компрессоров сопровождаются значительными разрушениями, причем поломка шатуна приводит практически к полному отказу компрессора. Одним из направлений обеспечения надежности шатунов является правильная оценка их прочностных характеристик и при необходимости повышение их прочности технологическими методами.

Анализ эксплуатационной надежности компрессоров показал, что наиболее серьезные аварии вызывают разрушение шатунов по их крейцкопфным головкам. Обследование разрушенных машин показало, что все случаи поломок явились следствием появления усталостных трещин в поршневых головках. Образование трещин начиналось с внутренней поверхности головки в ее среднем сечении. Большие габариты шатунов, фиксированная величина зазора в сопряжении головки с шатунным пальцем не позволяют в полной мере провести всесторонние экспериментальные исследования прочности шатунов при динамическом нагружении. Расчет прочности крейцкопфной головки шатуна содержит ряд допущений, на точность расчета влияет учет кривизны головки, конструктивных особенностей исполнения головок, изменение зазора между пальцем и втулкой вследствие износа, изменение действующих нагрузок в эксплуатации.

При нагружении шатуна в крейцкопфной головке можно отметить два характерных участка (рис.1): АВ- зона контакта цилиндрических поверхностей шатунного пальца в головке шатуна с углом контакта $2\alpha_0$, где действует контактная распределенная нагрузка q , и участок ВО - с зазором между цилиндрическими поверхностями, где контактное давление отсутствует. На практике развитие трещин в эксплуатации наблюдалось на сечении $80-110^\circ$ от продольной оси симметрии шатуна, следовательно, наибольший интерес вызывает исследование распределения напряжений в этих зонах. Для определения контактного угла $2\alpha_0$ были приняты следующие допущения: головка крейцкопфного шатуна нерастяжима, палец

абсолютно жесткий, силы трения в области контакта отсутствуют. Тогда на участке АВ (рис. 1) кривизна постоянна и изгибающий момент равен [1]

где E – модуль упругости, I_x – момент инерции, r_o – средний радиус головки,

– кривизна головки в области контакта, r_o – радиус поршневого пальца, h – высота сечения головки.

На границе участков контакта и зазора пальца с расточкой шатуна возникают радиальная сила N_B , тангенциальная сила Q_B и изгибающий момент M_B . Так как жесткость пальца на несколько порядков больше жесткости головки шатуна, то в соответствии с [2] на участке контакта ВО будет действовать постоянный изгибающий момент M_B . Из условия сопряжения участков АВ и ВО изгибающие моменты равны $M_B = M^*$. Момент в текущем сечении, при начале отсчета угла α на границе участков (контактный угол $2\alpha_0$) будет равен

(2)

Допуская, что головка нерастяжима, палец абсолютно жесткий, силы трения в зоне контакта отсутствуют можно представить головку в виде кольца. Тогда уравнение упругой линии кольца будет иметь вид [3]:

$$\frac{d^2W}{d\alpha^2} + W = -\frac{Mr}{EI_x} \quad (3)$$

Подставив формулу (2) в уравнение (3) получим

$$\frac{d^2W}{d\alpha^2} + W = -\frac{r^2}{EI_x} [M^* + N_B r(1 - \cos\alpha) - Q_B r \sin\alpha] \quad (4)$$

где W - радиальное смещение точки контакта, $W = -dV/da$, r - радиус упругой линии кольца.

Угол поворота нормали ψ определяется из выражения

$$\psi = \frac{V}{r} - \frac{1}{r} \frac{dW}{d\alpha}$$

Используя граничные условия при $\alpha=0$ и $\alpha=\pi-\alpha_0$ можно определить значения силовых факторов N и Q как функции угла α . Напряжения в зоне от угла α_0 до угла перехода головки в стержень шатуна были определены путем численного эксперимента с использованием формулы (4). При этом варьировались эксплуатационные нагрузки и зазоры в сопряжении шатун – палец. Расчет напряженного состояния головки шатуна проводили для сечений находящихся в пределах углов от α , соответствующего окончанию зоны контакта, до угла $\varphi = 135^\circ$ (рис. 1). Заданные нагрузки соответствовали эксплуатационным: 250кН при номинальном режиме работы, 300кН при работе с перегрузкой, 180кН при недогрузке машины. Зазоры в сопряжении шатунный палец – расточка шатуна также задавалось в соответствии с эксплуатационными: крайние значения 0,05мм; 0,15мм. Среднее значение зазора приняли равным 0,1мм. По результатам аналитических расчетов, в которых варьировались нагрузки в деталях кривошипно-шатунного механизма и зазоры в сопряжении расточка шатуна – палец шатуна, были определены напряжения, действующие в наиболее нагруженном сечении головки шатуна. Было получено, что увеличение зазора оказывает влияние на рост напряжений в сечениях головки и на координаты сечений с максимальными напряжениями. Увеличение зазора от минимальной до максимальной величины вызывает увеличение напряжений на 20-30%. Для экспериментальной оценки напряженного состояния шатуна были проведены натурные тензометрические испытания при различных режимах работы компрессора [4]. Тензометрические испытания показали, что шатун работает при регулярной переменной нагруженности с асимметричным циклом. Получено, что наиболее нагруженным в крещкопфной головке шатуна является внутренняя поверхность её средней части, расположенная в пределах угла φ равного $95...115^\circ$. Для данного сечения шатуна, находящегося в этих пределах, как наиболее нагруженного, проведена оценка надежности. Характеристики переменных напряжений, действующих в эксплуатации в этом сечении, полученные экспериментально тензометрированием представлены в табл. 1.

Оценка характеристик сопротивления усталости проведена в соответствии с [5, 6], где среднее значение предела выносливости шатуна рекомендовано определять по формуле

где K – коэффициент снижения предела выносливости.

В результате расчета получена величина коэффициента снижения предела выносливости $K=3,4$. Шатун изготовлен из стали 40Х с пределом прочности 590МПа. Значение предела выносливости и его коэффициент вариации, определенное по рекомендациям [5, 6] получились равным 285Мпа. Тогда среднее значение предела выносливости шатуна = 84 Мпа. По полученным данным о напряженно-деформированном состоянии головки шатуна при эксплуатационном нагружении и характеристиках сопротивления усталости по формуле, предложенной в [5] и по алгоритму приведенному в [7] определена квантиль нормального распределения.

где коэффициент запаса прочности при динамическом нагружении, определенный по средним значениям предела выносливости шатуна и амплитуды, действующей в эксплуатации.

По значениям квантили U_p по таблицам математической статистики [8] были определены, соответствующие вероятности разрушения шатуна $P, \%$.

Для повышения надежности шатунов предложено проводить упрочнение головки шатуна наклепом для повышения сопротивления усталости. После упрочнения коэффициент снижения предела выносливости изменился до значения $K=1,8$, при этом предел выносливости упрочненного шатуна увеличился до $\sigma_{1Д} = 158$ Мпа.

Запасы прочности соответствующие средним значениям эксплуатационных амплитуд и пределов выносливости неупрочненных и упрочненных шатунов даны в табл. 2. Там же приведены квантили, соответствующие вероятности разрушения шатунов. Результаты расчетов вероятности разрушения шатуна до и после упрочнения в зависимости от зазора и действующей нагрузки представлены в табл.2.

Зависимости вероятности разрушения упрочненных и неупрочненных шатунов от зазоров в сопряжении при различных режимах работы, показанные на рис. 4 позволяют оценивать надежность и прогнозировать работоспособность шатунов. В работе [9] отмечено, что вероятность разрушения шатунов значительно возрастает при увеличении зазора в сопряжении. Возможные перегрузки механизма движения также существенно увеличивают вероятность разрушения. Проведение упрочняющей обработки позволяет значительно повысить их надежность. Полученные результаты подтверждают возможность и целесообразность использования данных численных аналитических расчетов при оценке вероятности разрушения

шатуна, учесть влияние эксплуатационной результате износа и при необходимости предусмотреть технологию упрочнения.

Таблица 1. Характеристики переменных напряжений, действующих на шатун в эксплуатации

Среднее значение максимального напряжения цикла, МПа	Среднее значение минимального напряжения цикла, МПа	Среднее напряжение цикла, МПа	Амплитуда цикла, МПа	Среднее значение эквивалентной амплитуды цикла, МПа	Коэффициент вариации эквивалентной амплитуды цикла
σ_{max}	σ_{min}	σ_m	σ_a		
102	17,7	68,2	54	57,6	0,097

Таблица 2 Вероятность разрушения упрочненных и неупрочненных шатунов в зависимости от нагрузки и зазора в сопряжении.

Нагрузка Р кН	Зазор в сопряжении мм	σ_{a0} МПа	шатуны			
			без упрочнения	с упрочнением	с упрочнением	с упрочнением
300	0,05	63,0	1,33	-1,98	2,49	-5,55
	0,10	72,0	1,17	-1,08	2,18	-4,92
	0,15	78,5	1,07	-0,48	2,0	-4,47
250	0,05	53,3	1,58	-3,18	2,96	-6,27
	0,10	60,0	1,40	-2,33	2,63	-5,79
	0,15	66,5	1,26	-1,83	2,37	-5,33
180	0,05	40,0	2,10	-4,73	3,94	-7,20
	0,10	45,5	1,85	-4,19	3,47	-6,84
	0,15	50,7	1,66	-3,55	3,11	-6,46

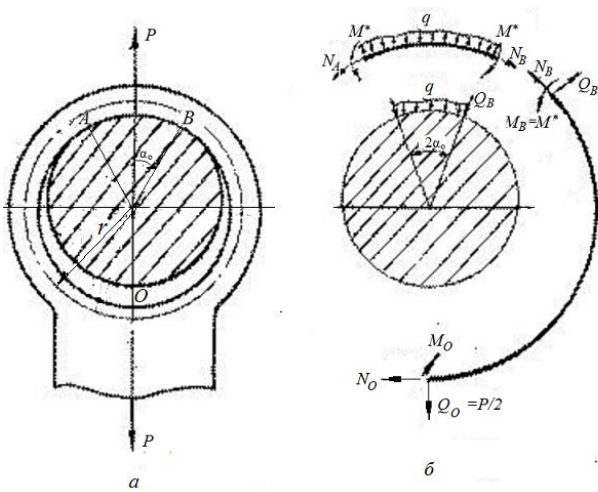
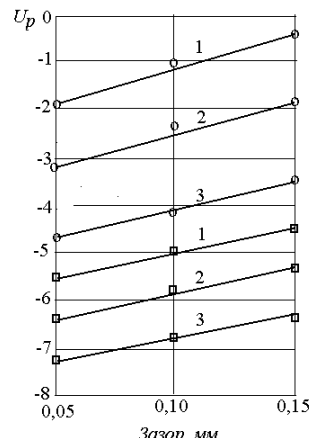


Рис. 1 Силы, действующие в кривокопфной головке шатуна



Значения поршневых сил 1-180кН; 2-250кН; 3- 300кН
 о - без упрочнения; □ - с упрочнением

Рис. 2 Вероятность разрушения упрочненных и неупрочненных шатунов в зависимости от нагрузки и зазора в сопряжении.

1. Феодосьев В.И. Сопротивление материалов. М.: Наука. 1970, 560с.
2. Гольбац-Кокин Э.М. Расчет поршневой головки шатуна с учетом ее жесткости и зазора посадки в ней пальца// Энергомашиностроение 1969, №8, с.39-41
3. Бояршинов С.В. Основы строительной механики машин. М.: Машиностроение, 1973, 456с.
4. Гусев Б.М., Несвижский Ф.А., Петрова И.М., Филимонов М.А. Повышение надежности оппозитных компрессоров. // Экспресс информация. Отечественный производственный опыт. Серия азотная промышленность Москва. НИИТхим, 1986. № 4, с.8-10
5. Когаев В.П. Расчеты на прочность при напряжениях, переменных во времени. М.:Машиностроение, 1993, 363с
6. ГОСТ «Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы расчета характеристик сопротивления усталости».

7. МУ Расчеты деталей машин на выносливость в вероятностном аспекте. Редакторы А.П.Гусенков, И.М.Петрова, И.В.Гадолина. Москва. ИМАШ РАН, МЦНТИ. 1991, 85с.
8. Большев Л.Н., Смирнов Н.В. Таблицы математической статистики. М.: Наука. 1965. 464с.
9. Гриб В.В., Петрова И.М., Романов А.Н. Оценка вероятности отказа механических систем моделированием технического состояния. //Проблемы машиностроения и надежности машин, №5, 2016, с. 55-60.

РАЗРАБОТКА ПОДХОДА К ОЦЕНКЕ КОНЦЕНТРАТОРОВ НАПРЯЖЕНИЙ В МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЯХ ЭКСКАВАТОРОВ В УСЛОВИЯХ ЭКСПЛУАТАЦИИ

П.А. Побегайло¹, Д.Ю. Крицкий²

¹Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия; petrp214@yandex.ru

²АО "СУЭК-КРАСНОЯРСК", Красноярск, Россия

В настоящей работе её авторами представлены первые полученные ими результаты по вопросу создания инженерного подхода, к оценке концентраторов напряжения в металлоконструкциях экскаваторов драглайнов, удобного для применения в системе экспресс - диагностики состояния таких машин в эксплуатационных условиях.

Введение

Принципиальной особенностью одноковшовых экскаваторов драглайнов и многоковшовых роторных комплексов непрерывного действия является наличие в их конструкции большего числа сварных металлоконструкций. Это обеспечивает наличие в них локальных участков с повышенной концентрацией напряжений, причём основным местом сосредоточений концентрации напряжений выступают именно сварные швы. Такие сварные швы, в условиях экскавации грунта, существенным образом подвергаются усталостным разрушениям.

В общем случае концентрация напряжения может быть охарактеризована, например, теоретическим коэффициентом концентрации (ТКК) [1 и др.].

Под ТКК - α_σ - понимают отношение максимального напряжения в зоне концентрации напряжений к номинальному напряжению детали при упругой деформации, при допущении, что материал отвечает условиям сплошной однородной среды [1 и многие др.].

Около ста лет назад появились первые работы по исследованию различных вопросов связанных с концентрацией напряжений. В число исследователей тогда и позднее входили и входят: Афанасьев Н.Н., Бакши О.А., Бельчук Г.А., Винокуров В.А., Данилов С.А., Зайцев Н.А., Карнахин В.А., Кархин В.В., Клыков В.А., Когаев В.П., Копельман Л.А., Лейкин А.С., Макаров И.И., Мухелишвили Н.Н., Навроцкий Д.И., Нейбер Г., Николаев Г.А., Одинг И.А., Окумура Т., Попкович П.Ф., Петерсон Р., Прокофьева-Михайловская Л.Э., Рыбин Ю.И., Савин Г.Н., Серенко А.Н., Солокиан А., Труфяков В.И., Турмов Г.П., Форрестер П., Харикава К., Шиманский Ю.А., Шнейдерович Р.М., Шрон Л.Б., Эндо Исира и др. В области строительных и дорожных машин определенный вклад в эти исследования внесены Ряхиным В.А. и его учениками [1 и др.].

Работы указанных авторов содержат, кроме всего прочего, различные выражения для определения ТКК напряжений. Все эти формулы носят приблизительный характер, содержат большое число различных допущений и применимы в достаточно узких пределах. При этом для одного и того же типа сварного шва имеется обычно несколько формул, и далеко не всегда ясно какой из них лучше пользоваться в конкретном случае.

Заметим при этом, что упование в наше время на метод конечных элементов, современные компьютеры и привлечение ученых академии наук для условий эксплуатирующей организации фантастичны и не выполнимы. Вопросы же оценки состояния несущих металлоконструкций экскаваторов - пусть даже и в несколько приближенном виде - требуют разрешения сейчас, на месте, быстро и собственными силами. Остро ощущается необходимость в автоматизированных методах экспресс - диагностики составленных с методами неразрушающего контроля (МНК).

Отсюда вытекает основная задача запланированной авторами работы - разобраться в каких условиях и границах применима та или иная формула оценки ТКК, какая формула эффективнее и точнее для горных машин, в частности для экскаваторов. Естественно, что это будет сопряжено с разработкой соответствующего программного обеспечения и синтезом научно обоснованной методологии выбора и применения МНК.

Теория

Данная работа посвящена освещению первых полученных её авторами результатов, и касаются они только стыковых соединений (без смещений кромок), которые, как считается [1 и мн. др.], представляют собой наиболее совершенную форму сварных соединений. В качестве образца для исследования авторами выбран экскаватор драглайн ЭШ-10/70А из-за их большего количества и распространенности в СССР и РФ, что позволило одному из авторов работы получить необходимые исходные данные для выполнения настоящей работы.

Заметим, что при формировании блока исходных данных нами рассматривались сварные швы металлоконструкции стрелы в которых наблюдалось появления трещин [2, 3]. Определение геометрических параметров сварных швов проводилось по стандартной методике [1 и др.].

Отметим, что нами, в настоящей работе, рассматриваются только три возможные формулы для оценки ТКК: формула Кархина - Копельмана (1), формула Турмова (2) и формула Навроцкого (3). Они имеют следующий вид (вспомогательные формулы нами не нумеруются):

$$\alpha_{\sigma} = \left[1 + \frac{1}{\sqrt{\rho \cdot \left(\frac{14}{l} + \frac{1,7}{h} + \frac{5}{\delta} \right)}} \right]^{1+0,58 \cdot \sqrt{\frac{l}{r}}}, \quad (1),$$

$$\alpha_{\sigma} = 1 + 1,1 \cdot h \cdot \frac{\left(\left(\frac{l}{\delta} \right)^2 + 1 \right)}{\delta} \cdot \sqrt{\frac{h}{\rho}}, \quad (2),$$

$$\alpha_{\sigma} = 1 + \frac{2}{\pi \cdot A} \times \left(R \cdot \ln \left(\frac{l + \rho}{\rho} \right) - R_0 + r_1 \cdot R_1 - r_1^2 \cdot R_2 + T_0 \right), \quad (3),$$

где для формулы (3) имеем:

$$A = \frac{a_1 \cdot (ch(a_1) - 1)}{K} + \frac{a_1^2}{2} \cdot r_1 \cdot sh(a_1),$$

$$R = a_1 + 0,167 \cdot a_1^3 + 0,008 \cdot a_1^5,$$

$$R_0 = a_1 + 0,305 \cdot a_1^3 + 0,019 \cdot a_1^5,$$

$$a_1 = a \cdot l, \quad R_1 = 0,33 \cdot a_1^2 + 0,033 \cdot a_1^5, \quad r_1 = \frac{\rho}{l},$$

$$R_2 = 0,167 \cdot a_1^3 + 0,038 \cdot a_1^5, \quad T_0 = sh(a_1),$$

$$a = \sqrt{\frac{K \cdot (\delta + 2 \cdot h)}{h \cdot l \cdot \delta}}, \quad K = 0,9 \cdot \left(\frac{\delta}{\delta + h} \right)^2,$$

где t и r - глубина и радиус сопряжения подреза; h - высота шва; δ - толщина свариваемого металла; l - ширина шва; ρ - радиус перехода.

Очевидно, что значения ТКК определяются для каждого сечения слепка, снятого с данного образца шва (ибо - каждый участок сварочного шва характеризуется своими геометрическими размерами). В результате мы имеем некоторое конечное множество случайных значений ТКК требующих статистической обработки. При этом объем выборки у нас малый ($N < 50$).

Опираясь на работы [4, 5 и мн. др.] мы сейчас определяем: выборочное среднее значение - $\bar{m}_{\alpha_{\sigma}}$; выборочную дисперсию - D^2 ; выборочное среднее квадратичное отклонение - D ; выборочный коэффициент вариации - V ; границы доверительного интервала; значения накопленной частности; параметры графика эмпирической функции распределения на нормальной вероятностной сетке; границы доверительных интервалов для квантилей; величины

ошибок, связанных с объемом имеющегося и по- требной выборки.

Отметим, что вычисление выборочных моментов третьего и четвертого порядка при нашем объеме выборки нецелесообразно [4, 5 и др.]. При этом, в предположении нормального закона распределения в нашей задаче, полученные нами оценки являются состоятельными, эффективными и несмещенными.

Пример

В качестве иллюстрации к исполненному нами исследованию мы сейчас остановимся лишь на одном кольцевом сварном шве на нижнем поясе стрелы выполненном автоматической сваркой (трещины возникают в этих местах через 1,5 - 3,5 года эксплуатации экскаватора). Объем выборки - двадцать семь сечений (малая выборка).

Итак. На рис. 1 представлен характер изменения ТКК вычисленных по формуле (1). Два остальных рисунка сейчас не приводим.

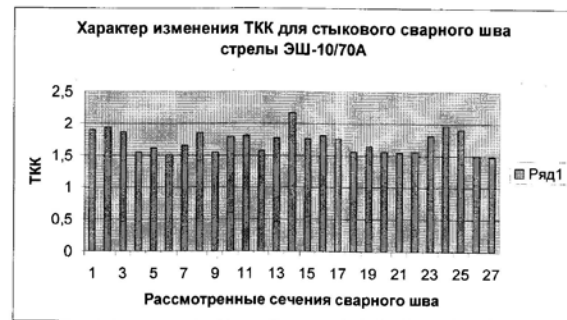


Рис. 1 Характер изменения ТКК полученных по формуле (1)

Необходимо отметить, что для рассматриваемого стыкового шва, который был получен автоматической сваркой, значения ТКК находятся в интервалах 1,492 - 2,171; 2,594 - 18,002 и 1,166 - 1,363 для формул (1 - 3) соответственно.

При этом ТКК характеризуются следующими статистическими оценками: $\bar{m}_{\alpha_{\sigma}} = 1,721$, $D^2 = 0,031$, $D = 0,178$, $V = 0,103$; $\bar{m}_{\alpha_{\sigma}} = 6,137$, $D^2 = 13,15$, $D = 3,659$, $V = 0,596$; $\bar{m}_{\alpha_{\sigma}} = 1,256$, $D^2 = 0,003$, $D = 0,057$, $V = 0,045$ для формул (1 - 3) соответственно.

90%-ый доверительный интервал для генерального среднего при неизвестной дисперсии при известных выборочных характеристиках для ряда данных, полученных по формулам (1 - 3), таков: $1,663 < a < 1,779$; $4,936 < a < 7,338$; $1,237 < a < 1,275$.

Функция распределения для значений ТКК, полученных по формуле (1), представлена на рисунке 2. Прочие подобные графики сейчас не приводятся.

Заметим, что качественно характер поведения

ТКК представленный выше следовало ожидать, т.к. на материале строительных и дорожных машин, представленных в монографии [1], наблюдается схожая картина.

Кроме этого, необходимо отметить, что из литературы известно, что, для рассмотренного нами типа шва, значения ТКК у различных авторов имеют разные значения (например, в монографии [6] ТКК существует в интервале 1,25 - 1,52, в диссертации [7] в интервале 1,23 - 1,93, а в расчётном документе [8] 1,05 - 2,5 и т.д.. Налицо определенные расхождения.

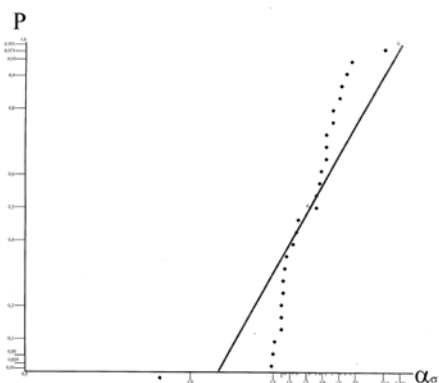


Рис. 2 Функции распределения ТКК стыкового кольцевого сварного шва (формула (1)) {доверительная область не показана}

Основываясь на нашем личном опыте, в рассмотренном нами сейчас случае, стоит ориентироваться на значения ТКК даваемые формулой (1). При этом из системы экспресс - диагностики формулы (2) и (3) исключать не рекомендуется, т.к. в ряде иных случаев именно они, по видимому, будут давать более точные результаты.

При этом, если стоит цель обеспечения наибольшего запаса прочности, имеет смысл ориентироваться на формулу (2), с пониманием того, что она может давать завышенные значения ТКК (иногда на порядок).

Последние два абзаца нашего текста несомненно будут корректироваться по мере развития наших исследований и носят, очевидно, сугубо предварительный характер.

В завершении раздела подчеркнем, что как отличия в значениях ТКК у разных авторов, так и некоторое отклонение от этих значений для металлоконструкций экскаваторов драглайнов дополнительно подчеркивает необходимость дальнейшего развития и углубления сформулированной в настоящей работе проблематики.

Заключение

Оценка значения ТКК для стыковых швов стрелы экскаватора драглайна в эксплуатационных условиях может быть произведена по различным формулам, например, по формулам Кархина - Копельмана, Турмова и Навроцкого.

При сегодняшнем уровне наших знаний, и с учётом того, что цикл наших исследований только начат, можно рекомендовать ориентироваться в си-

стеме экспресс - диагностики оценки состояния драглайнов на формулу Кархина - Копельмана (в первую очередь для стыковых швов в нижнем поясе стрелы экскаваторов драглайнов ЭШ-10/70А). При этом исключать из системы экспресс - диагностики формулы Турмова и Навроцкого нельзя.

В дальнейшем мы планируем дополнить настоящее исследование рассмотрением как иных формул, так и иных типов сварных швов и типов стрел (при существенном росте объема выборки и применении более точных методов оценивания, связывая их с оценкой ресурса (например, по Когаеву В.П. [9 и др.]), что несомненно скорректирует полученные сегодня результаты).

Также в дальнейшем мы планируем - при получении выборок большего объема - все основные соотношения геометрических размеров разбивать на группы, что связано с большим разбросом геометрических параметров сварного шва. Еще особого внимания в будущем заслуживает анализ влияния подреза.

В целом же, снижение ТКК для стыковых швов может быть получено за счёт увеличения радиуса перехода к основному металлу, т.е. за счёт обеспечения более плавного перехода к основному металлу, а также за счёт установления рациональных значений ширины и высоты шва, толщины свариваемых металлов. Подрезы при сварке также следует исключить.

Отметим, что настоящее исследование может быть полезным и для проектировщиков экскаваторов драглайнов (УЗТМ и пр.), т.к. ТКК существенно влияют на расчёты металлоконструкций различного назначения [1 - 3, 6 - 11 и многие др.].

1. Ряхин В.А., Мошкарёв Г.Н. Долговечность и устойчивость сварных конструкций строительных и дорожных машин. М.: Машиностроение, 1984. 232 с.
2. Обоснование выбора точек контроля металлоконструкций экскаваторов драглайнов / Побегайло П.А., Крицкий Д.Ю., Мутыгуллин А.В., Шигин А.О. // Уголь. 2018. №.6. с. 48—53. DOI: 10.18796/0041-5790-2018-6-48-52
3. Комплексный подход к безопасной эксплуатации элементов металлоконструкций карьерных экскаваторов / Крицкий Д.Ю., Шигин А.О., Бовин К.А., Побегайло П.А. // ГИАБ. 2017. S.32. с. 307—319. DOI: 10.25018/0236-1493-2017-12-38-307-319
4. Вентцель Е.С. Теория вероятностей. М.: Наука, 1969. 576 с.
5. Степнов М.Н. Вероятностные методы оценки характеристик механических свойств материалов и несущей способности элементов конструкций. Новосибирск: Наука, 2005. 342 с.
6. Бельчук Г.А. Сварные соединения в корпусных конструкциях. Л.: Судостроение, 1969. 210 с.
7. Касьянов А.Н. Оценка работоспособности околошовных зон кольцевых сварных соединений магистральных трубопроводов: Дисс. ... канд. техн. наук. М., 2012. 152 с.
8. РД 2201-3-79. Методические указания по расчёту сварных металлоконструкций экскаваторов на выносливость с учётом остаточных напряжений. М.: ВНИИСДМ, 1979. 47 с.
9. Когаев В.П. Расчёты на прочность при напряжениях, переменных во времени. М.: Машиностроение, 1977. 232 с.
10. Шнейдерович Р.М. Прочность при статическом и повторно-статическом нагружении. М.: Машиностроение, 1968. 343 с.
11. Лейкин А.С. Напряженность и выносливость деталей сложной конфигурации. М.: Машиностроение, 1968. 372 с.

КЕРАМИЧЕСКИЕ КОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ ОКСИДОВ АЛЮМИНИЯ И ЦИРКОНИЯ С ПОВЫШЕННОЙ УСТОЙЧИВОСТЬЮ К ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ

Подзорова Л. И.¹, Ильичева А. А.¹, Пенькова О. И.¹, Антонова О. С.^{1,2}, Байкин А.С.¹,
 Коновалов А. А.¹, Сиротинкин В. П.¹

¹Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия, ludpodzova@gmail.com

²Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия

В работе представлены результаты исследования исходных порошков и композитов на их основе, имеющих матрицей корунд (Al_2O_3) и диоксид циркония. Показано, влияние формирования «in situ» дисперсно-упрочняющей фазы гексаалюминатов магния и кальция на механические параметры композитов. Установлено, что фаза гексаалюмината кальция повышает устойчивость к хрупкому разрушению композитов.

Цель: выявить влияние дисперсно-упрочняющей фазы, сформированной «in situ», на устойчивость к хрупкому разрушению керамических композитов системы $Al_2O_3 - ZrO_2$, полученных на основе нанопорошков, синтезированных золь-гель методом.

Материалы и методы В работе исследованы порошки и композиты, имеющие матрицей как корунд (Al_2O_3), так и диоксид циркония, стабилизированный в тетрагональной форме катионами церия (Ce-TZP). Формирование дисперсно-упрочняющей фазы достигалось за счёт фазы гексаалюминатов магния или кальция, кристаллизующейся в процессе спекания нанопорошков, «in situ».

В докладе представлены результаты, полученные методами: ДСК, низко-температурной адсорбции азота, дифрактометрии, электронной сканирующей микроскопии и энергодисперсионной спектроскопии. Механические характеристики: прочность при изгибе и коэффициент трещиностойкости K_{Ic} , определены методом трехточечного изгиба на универсальной испытательной машине Instron 5581.

Результаты и их обсуждение Исходные порошки имели высокую дисперсность, и, соответственно, высокую активность к спеканию. Это позволило получить после спекания образцы композитов с высокой относительной плотностью 97–99% от теоретической плотности. В базовых композитах, как с матрицей T-ZrO₂, так и корунда, наблюдается двухзёрная микроструктура. Зерна корунда соотносятся с ромбоэдрическим морфологическим типом кристаллов, а зерна T-ZrO₂ имеют сглаженную глобулярную форму. Данный факт иллюстрирует рисунок 1. В составах, модифицированных катионами Mg⁺² и Ca⁺², дополнительно к названным фазам происходит формирование гексаалюминатов щелочноземельных элементов (Ca) или (Mg)Al₁₂O₁₉, которым отвечают длиннопризматические зёрна, что иллюстрируют рис. 2 и 3.

Величины механических параметров коррелируют с фазовым составом и относительной плотностью композитов, что отражено в таблице 1.

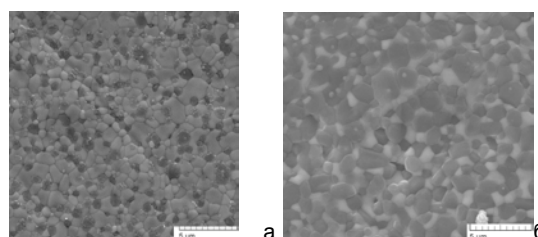


Рис.1. Микроструктура композитов с матрицей а) T- ZrO₂ б) корунда

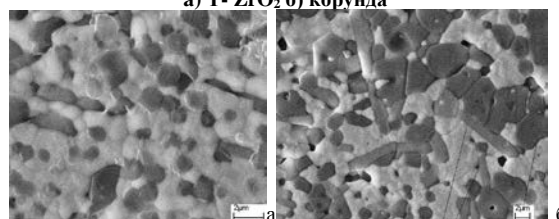


Рис.2. Микроструктура композитов, содержащих Mg⁺², с матрицей а) T- ZrO₂ б) корунда

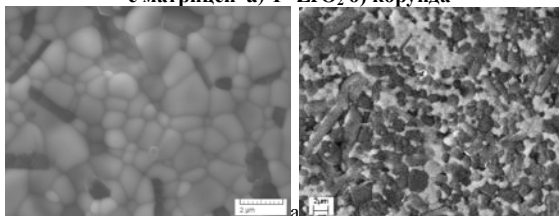


Рис.3. Микроструктура композитов, содержащих Ca⁺², с матрицей а) T- ZrO₂ б) корунда

Таблица 1. Механические характеристики композитов

Матрица	MeAl ₁₂ O ₁₉	ρ _{отн} , %	σ _{изг} , МПа	K _{Ic} , МПа·м ^{1/2}
Ce-TZP	0	99,0	800	10,0
Ce-TZP	Ca	99,3	950	12,0
Ce-TZP	Mg	97,0	550	-
Al ₂ O ₃	0	99,0	750	7,0 5
Al ₂ O ₃	Ca	99,5	950	11,0
Al ₂ O ₃	Mg	97,0	550	-

Установлено, что формирование в композите гексаалюмината кальция повышает устойчивость к хрупкому разрушению композитов за счёт эффекта дисперсионного упрочнения.

1. Л.И Подзорова., А.А Ильичёва и др. Дисперсное упрочнение композитов системы $Al_2O_3 - [T - ZrO_2]$ // Ж. Стекло и керамика . 2017. № 6. С.16-20

ОСОБЕННОСТИ РАСЧЕТА КОМПОЗИТНЫХ БАЛОК НА ИЗГИБ

А.Н. Полилов, Н.А. Татусь

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

Приведены простейшие аналитические расчеты композитных консольных балок прямоугольного сечения нагруженных сосредоточенной силой, распределенной нагрузкой или собственным весом. Из пяти требований: по жесткости (или по накопленной упругой энергии), по прочности, по равнопрочности, по связи размеров сечения и по сопротивлению перерезывающей силе (условие прочности при межслойном сдвиге) могут быть оптимально определены пять геометрических параметров проектирования. Проведен анализ линейной балочной теории, определены границы ее применимости, за пределами которых появляются некорректные результаты по прогибу равнопрочных балок при нагружении распределенными усилиями или собственным весом.

В статье рассматривается изгиб композитных балок при различных условиях нагружения. Приведены лишь наглядные оценки, основанные на упрощенной балочной модели.

Особенности расчета на прочность при заданном уровне накопленной упругой энергии

На рис. 1 показана схема половины малолистовой рессоры из n одинаковых листов, нагруженных концевой силой P . Термин «малолистовая» применяется к рессоре, составленной из листов одинаковой длины $2l$, равнопрочность которых обеспечивается профилированием, а не изменением длин листов по линейному закону, как в традиционных стальных многолистовых рессорах с постоянными размерами поперечных сечений листов (w – ширина, t – толщина).

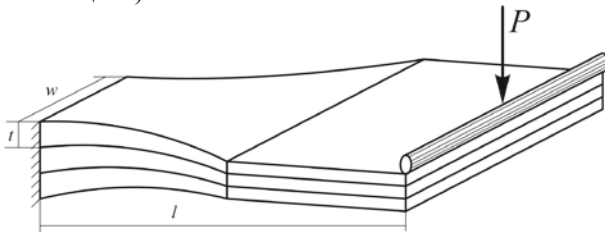


Рис. 1. Схема нагружения концевой силой половины малолистовой рессоры

К упругим элементам – накопителям энергии типа пружин, рессор, торсионов – предъявляются три основные противоречивые требования: по прочности, по накопленной энергии и по долговечности. Противоречивость этих требований состоит в том, что при заданной длине $2l$ для обеспечения требований по прочности и долговечности балка должна быть как можно толще t , а для обеспечения требования по накопленной энергии – как можно тоньше t . Для разрешения этого противоречия традиционно применяется увеличение числа листов n , но как будет показано далее, это не единственный и не лучший способ применительно к композитным материалам типа квази-однонаправленного стеклопластика. Требование по накопленной энергии должно выполняться точно, то есть рессора, нагруженная заданной статической концевой силой P_{st} , должна иметь заданный прогиб v_{st} , а требования по прочности и долговечности должны выполняться с запасом. Чем меньшие напряжения σ_{max} возникают при заданной

максимальной нагрузке P_{max} и чем большее число циклов N выдержит рессора при заданной амплитуде ΔP_c циклических нагрузок, тем лучше – тем больше будет безаварийный пробег, применительно к автомобилю.

В Техническом задании на проектный расчет рессоры обычно задают начальную стрелу и её изменение: статический v_{st} , максимальный v_{max} и циклический Δv_c прогибы. Через статический прогиб определяется жёсткость $C = P_{st}/v_{st}$, а через неё – максимальная и циклическая нагрузки:

$$P_{max} = k_d P_{st} \approx C v_{max}; \quad P_c = v_{st} \pm C \Delta v_c,$$

где k_d – коэффициент динамичности, зависящий от условий эксплуатации, например, легкового или грузового автомобиля. Для «паркетного» внедорожника $k_d = 1,4$, для карьерного самосвала $k_d = 2,7$. Таким образом, для модельной задачи, связанной с анализом влияния профилирования, достаточно задать требования по несущей способности (максимальной нагрузке P_{max}) и по накопленной энергии U_{max} (или жесткости C). Оценка циклических напряжений в балочном приближении проводится по тем же формулам с заменой P_{max} на P_c .

Для обобщения задачи примем, что консольная балка нагружена изгибающим моментом, изменяющимся вдоль координаты x по степенному закону (рис. 2):

$$M(\bar{x}) = M(1)\bar{x}^\gamma; \quad \bar{x} = \frac{x}{l} \in [0; 1]. \quad (1)$$

Перерезывающая сила выражается производной от момента, а распределенная нагрузка – производной от перерезывающей силы:

$$P(x) = \frac{dM}{dx}; \quad p(x) = \frac{dP}{dx},$$

Поэтому нагружение концевой силой соответствует $\gamma=1$, равномерная нагрузка – $\gamma=2$, линейно меняющаяся распределенная нагрузка – $\gamma=3$ и т.д.

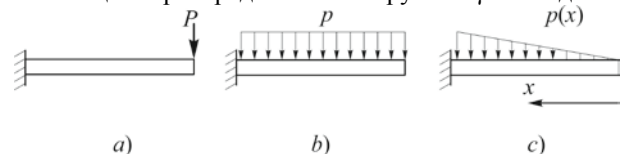


Рис. 2. Виды нагружения при степенном изменении момента: а) $\gamma = 1$; б) $\gamma = 2$; в) $\gamma = 3$.

В соответствии с соотношением (1) для обеспечения равнонапряженности («равнопрочности») момент сопротивления сечений балки также должен меняться по степенному закону. Примем, что толщина t и ширина w прямоугольных сечений изменяются по степенным законам:

$$w(\bar{x}) = w(1)\bar{x}^\alpha; \quad t(\bar{x}) = t(1)\bar{x}^\beta; \quad \bar{x} \in [\bar{a}; 1]. \quad (2)$$

Условие равнопрочности из выражений (1) и (2) примет вид:

$$\frac{6M(1)\bar{x}^\gamma}{nw(\bar{x})t^2(\bar{x})} = \frac{6M(1)}{nw(1)t^2(1)} \Rightarrow \alpha + 2\beta = \gamma. \quad (3)$$

Требование по прочности для нагружения концевой силой выражается в виде:

$$\frac{6M(1)}{nw(1)t^2(1)} = \frac{6P_{\max}l}{nw(1)t^2(1)} = \sigma_{\max} \leq \sigma_*, \quad (4)$$

Требование по максимальной запасенной упругой энергии U_{\max} можно выразить по теореме Кастильяно:

$$\begin{aligned} U_{\max} &= \frac{6ln}{E} \int_0^1 \frac{[M(\bar{x})/n]^2}{w(\bar{x})t^3(\bar{x})} d\bar{x} = \\ &= \frac{6M^2(1)l}{Enw(1)t^3(1)} \int_0^1 \frac{\bar{x}^{2\gamma}}{\bar{x}^{\alpha+3\beta}} d\bar{x} = U_0 \delta_U, \quad (5) \\ \delta_U &= \frac{1+2\gamma}{1+2\gamma-\alpha-3\beta}, \end{aligned}$$

где U_0 – энергия, запасаемая при том же моменте в n одинаковых прямоугольных листах с теми же постоянными размерами корневого сечения $w(1)$, $t(1)$; $\delta_U = U_{\max}/U_0 = v_{\max}/v_0$ – коэффициент формы по энергии, равный в случае концевой силы отношению прогиба на конце профилированной балки к прогибу на конце прямоугольной балки.

Из точного выполнения требования (5) по энергии находится необходимая толщина корневого сечения (в случае нагружения концевой силой):

$$t^3(1) = \frac{6M^2(1)l}{Enw(1)U_{\max}} \delta_U = \frac{6P_{\max}^2 l^3}{Enw(1)U_{\max}} \delta_U,$$

и из точного выполнения условия (4) по прочности – требуемое число листов:

$$n = \frac{6P_{\max} E^2 U_{\max}^2}{\sigma_*^3 w(1) l^3 \delta_U^2}. \quad (6)$$

Соотношение (6) показывает, что даже считая прочность однонаправленного стеклопластика равной прочности стали (хотя она может быть выше), и не учитывая полезную роль профилирования (рост δ_U), только за счет снижения модуля упругости (210 ГПа у стали, 45 ГПа у стеклопластика) можно снизить число листов в 20 раз. То есть практически любую стальную многолистовую рессору можно заменить однолистовой стеклопластиковой, как и будет учитываться далее, полагая $n=1$.

Обоснование возможности приближенных оценок

Поясним возможность пренебрежения влиянием низкого модуля межслойного сдвига и низкой сдвиговой прочностью для достаточно длинных балок из стеклопластика. Наличие касательных напряжений приводит к дополнительному прогибу v_2 , который можно вычислить, считая, что работа силы на этом прогибе расходуется на упругую энергию деформации сдвига:

$$\frac{1}{2} P v_2 = \frac{1}{2} \int_0^l \int_0^w \int_{-t/2}^{t/2} \frac{\tau_{xz}^2(z)}{G_{xz}} dx dy dz = \frac{1}{2} \frac{\alpha_0 P^2 l}{4 G_{xz} w t},$$

где $\alpha_0 = 6/5$ для поперечного изгиба балки с прямоугольным сечением.

Распределение касательных напряжений по высоте балки предполагается параболическим:

$$\tau_{xz} = \frac{3P}{th^3} \left(\frac{h^2}{4} - z^2 \right)$$

и независимым от длины балки и от координаты вдоль оси x . По ширине, вдоль оси y , распределение касательных напряжений предполагается в первом приближении равномерным. Численный анализ методом конечных элементов (МКЭ) показал, что для балок с отношением длины пролета к высоте больше пяти, гипотеза о таком виде эпюры касательных напряжений вносит погрешность не более 3%.

Таким образом, общий прогиб можно представить в виде

$$v = v_1 + v_2 = \frac{Pl^3}{4E_x w t^3} + \frac{\alpha_0 Pl}{4G_{xz} w t} = v_1 \left(1 + \alpha_0 \frac{E_x}{G_{xz}} \frac{h^2}{l^2} \right).$$

При отношении продольного модуля Юнга E_x к модулю межслойного сдвига G_{xz} стеклопластика порядка пяти поправка к прогибу не превышает 1% для достаточно длинных балок $l/t > 20$. Поэтому при дальнейших расчетах накопленной упругой энергии ограничились учетом лишь прогибов от нормальных напряжений, то есть сохранением гипотезы плоских сечений.

При изгибе коротких композитных балок возможно разрушение в виде расслоения под действием комбинации нормальных и касательных напряжений:

$$\sigma_x + m\tau_{xz} = c,$$

где m , c – экспериментально определяемые параметры материала.

При этом условная сдвиговая прочность становится зависящей от отношения пролета к толщине балки

$$\tau_0 = cm(m^2 + l^2/t^2)^{-1}.$$

Однако аналитические оценки и эксперименты показывают, что расслоения возникают в стеклопластике лишь при $l/t \leq 12$, а для достаточно длинных балок $l/t > 20$ влиянием касательных напряжений на прочность можно пренебречь, что и учитывается в настоящей статье.

Эффекты применения стеклопластика в рессоре

Проанализируем, как снижение модуля позволяет повысить циклическую долговечность для выполнения одного из требований. Для заданных циклической нагрузки и запасенной энергии удовлетворение условий по прочности и по накопленной энергии приводит из соотношения (6) к следующему выражению для амплитуды циклических напряжений:

$$\sigma_c = \frac{1}{l} \left(\frac{6P_c E^2 U_{max}^2}{nw(1)\delta_U^2} \right)^{1/3}. \quad (7)$$

Формула (7) отражает основные особенности расчета на прочность при заданной упругой энергии. Например, для данной максимальной нагрузки P_{max} (или P_c) длинная (!) балка оказывается менее напряженной, чем короткая. Для повышения долговечности необходимо для заданной циклической нагрузки P_c снизить максимальное напряжение в цикле σ_c . Согласно выражению (7), этого можно добиться пятью способами:

- 1) увеличением числа листов n (традиционный подход);
- 2) увеличением ширины $w(1)$ (вот почему эффективны широкие поперечные рессоры);
- 3) ростом длины l (вспомним старинные экипажи с рессорой, выходящей за габариты кареты);
- 4) увеличением коэффициента формы δ_U с помощью равнопрочного профилирования;
- 5) использованием стеклопластика с более низким, чем у стали, модулем упругости E .

Кривые Вёлера, описывающие циклическую долговечность, часто полагают прямыми линиями в полулогарифмических координатах:

$$\sigma_c = \sigma_* (1 - k_c \lg N), \quad \text{откуда}$$

$$\lg N = (1 - \sigma_c / \sigma_*) / k_c. \quad (8)$$

Для примера, положим, $k_c = 0,1$, что примерно соответствует наклону кривых Вёлера для однонаправленных композитов и для ряда сталей. Пусть циклическое напряжение составляет 40% от статической прочности: $\sigma_c / \sigma_* = 0,4$ – отечественная норма, принятая для композитных авиационных конструкций, так сказать «коэффициент незнания». Тогда, из соотношений (8) критическое число циклов $N = 10^6$. Снижение модуля упругости в 4 раза при прочих равных условиях приведет, согласно (7), к снижению циклических напряжений в 2,5 раза, что из выражения (8) эквивалентно росту долговечности более чем в 100 раз:

$$\lg N = \left(1 - \frac{0,4}{2,5} \right) / 0,1 \approx 8,4.$$

Этот вывод основан на близких к реальности данных и приведен лишь для иллюстрации, поэтому его нельзя рекомендовать к использованию в качестве строгого результата.

Для однолиствого варианта из соотношений (3), (4) и (5) можно указать размеры корневого сече-

ния при строгом удовлетворении условий по прочности и накопленной энергии:

$$t(1) = \frac{\sigma_* M(1) l}{U_* E (1 + 2\gamma - \alpha - 3\beta)} = t_0 \delta_U; \quad (9)$$

$$w(1) = \frac{6U_{max}^2 E^2 (1 + 2\gamma - \alpha - 3\beta)^2}{\sigma_*^3 M(1) l^2} = w_0 \delta_U^2.$$

где t_0, w_0 – размеры корневого сечения прямоугольной балки, удовлетворяющей тем же условиям (4)-(5).

Объем профилированной балки, согласно соотношению (2), определяется интегрированием:

$$V = l \int_0^1 w(\bar{x}) t(\bar{x}) d\bar{x} = \\ = lw(1)t(1) \int_0^1 \bar{x}^{-\alpha+\beta} d\bar{x} = V_0 \delta_V; \quad (10)$$

$$\delta_V = \frac{1}{1 + \alpha + \beta},$$

где δ_V – коэффициент формы по объему, равный отношению объемов профилированной и прямоугольной балок с одинаковыми размерами корневого сечения. Теперь из выражений (9) и (10) можно через плотность ρ оценить необходимую массу листа рессоры:

$$m = \rho w(1) t(1) l \delta_V = \\ = \rho w_0 t_0 l \delta_V / \delta_U = m_0 \delta_S; \quad (11)$$

$$\delta_S = \delta_V / \delta_U,$$

где δ_S – суммарный коэффициент снижения массы; m_0 – масса прямоугольного листа, удовлетворяющего тем же условиям по прочности и энергии; размеры его сечения отличаются от $w(1), t(1)$. Из соотношений (11) следует, что за счет низкой плотности (2500 кг/м³ у стеклопластика; 7800 кг/м³ у стали) и намного меньшего модуля упругости масса стеклопластиковой рессоры (в идеальном случае) может быть в 15 раз меньше, чем стальной с теми же служебными свойствами. В этом проявляется прямой эффект. Конструкционный эффект следует из соотношений (6) и показывает возможность снижения числа листов в 20 раз. Наконец, технологический эффект состоит в возможности профилирования композитных балок и, как следует из формул (5), (10) и (11), при выполнении условия равнопрочности (3) $\alpha = \gamma - 2\beta$:

$$\delta_S = \frac{\delta_V}{\delta_U} = \frac{1 + 2\gamma - \alpha - 3\beta}{(1 + \alpha + \beta)} = \frac{1 + \gamma - \beta}{(1 + \gamma - \beta)(1 + 2\gamma)} = \frac{1}{1 + 2\gamma}. \quad (12)$$

Таким образом, согласно соотношению (12), эффективность равнопрочного профилирования зависит от скорости изменения изгибающего момента (1): при нагружении концевой силой любая «идеальная» равнопрочная балка в 3 раза легче прямоугольной, при равномерной нагрузке – в 5, при линейной нагрузке (см. рис. 2, с) – в 7 раз.

Реальная балка не может иметь на конце ни нулевых, ни бесконечных размеров, поэтому из условий сопротивления перерезывающей силе необходимо оставлять концевой участок некоторой длины a с постоянными размерами (рис. 3).

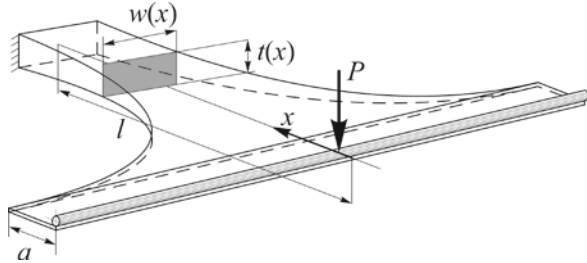


Рис. 3. Балка констрэра (constant-area) с постоянной площадью поперечного сечения и концевым участком с постоянными размерами сечений

При вычислении энергии (5) и объёма (10) нужно интегрировать по двум участкам: с переменными и постоянными размерами сечений, и в результате, выражения для коэффициентов формы примут следующий вид:

$$\begin{aligned} \delta_U^* &= \delta_U + (1 - \delta_U) \bar{a}^{3/\delta_U}; \\ \delta_V^* &= \delta_V + (1 - \delta_V) \bar{a}^{1/\delta_V}; \quad \bar{a} = a/l. \end{aligned} \quad (13)$$

Формулы (13) следует использовать для расчета необходимых размеров сечения (9) и массы (11), но результат уже не будет таким однозначным как (12).

Четыре параметра проектирования α , β , $w(1)$, $t(1)$ не могут быть однозначно найдены из трех условий: прочности (4), равнопрочности (3) и накопленной энергии (5). Поэтому необходимо ещё одно соотношение, связывающее размеры сечения. На рис. 4 приведены самые распространенные типы равнопрочных балок для наиболее важного случая нагружения концевой силой. Это – либо треугольная балка постоянной толщины: $\alpha = 1, \beta = 0, t(\bar{x}) = const$, либо параболическая балка постоянной ширины: $\alpha = 0, \beta = 1/2, w(\bar{x}) = const$, либо балка констрэра с постоянной площадью поперечного сечения:

$$\begin{aligned} w(\bar{x}) \times t(\bar{x}) &= const \Rightarrow \\ \Rightarrow \alpha + \beta &= 0 \Rightarrow \text{из (3)} \quad \alpha = -1, \beta = 1. \end{aligned} \quad (14)$$

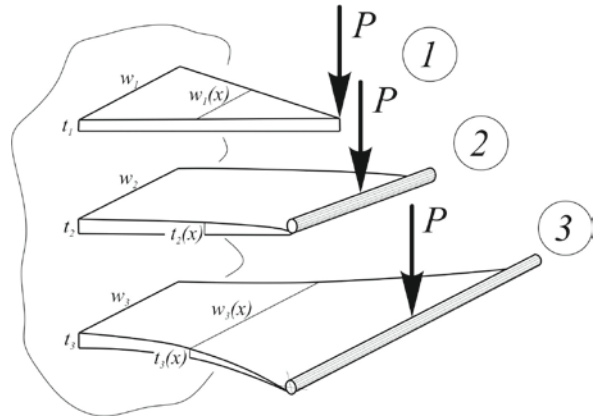


Рис. 4. Равнопрочные балки для случая нагружения концевой силой: 1 – треугольная балка постоянной толщины; 2 – параболическая балка постоянной ширины; 3 – балка констрэра с постоянной площадью поперечного сечения

Последний тип балки наиболее важен для композитов, так как позволяет сохранить начальное число неперерезанных волокон, что принципиально для реализации прочности. Правда, при этом ширина балки неограниченно растет и происходит существенная разориентация волокон, поэтому есть смысл обратиться за опытом к природе и посмотреть, как крона дерева повышает свою податливость, чтобы сопротивляться ветровым нагрузкам.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы.

1. Полилов А.Н. Этюды по механике композитов. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2015. - 320 С.
2. Полилов А.Н., Татусь Н.А. Биомеханика прочности волокнистых композитов. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2018. - 328 С.
3. Полилов А.Н., Татусь Н.А. Проектирование разветвляющихся или профилированных композитных элементов по аналогии со структурой кроны дерева // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2017. № 6. С. 76 - 84.
4. Полилов А.Н., Татусь Н.А., Плитов И.С. Оценка влияния разориентации волокон на жесткость и прочность профилированных композитных элементов // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2013. № 5. С. 58 - 67.
5. Malakhov A.V., Polilov A.N. Design of composite structures reinforced curvilinear fibres // Composites: Part A. 2016. Vol. 87. P. 23-28.
6. Полилов А.Н., Татусь Н.А. Экспериментальное обоснование критериев прочности волокнистых композитов, проявляющих направленный характер разрушения // Вестник ПНИПУ (Пермский национальный исследовательский политехнический университет). "Механика". 2012. № 2. С. 140-166.

ПОВЫШЕНИЕ НЕСУЩЕЙ СПОСОБНОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ОПОР СКОЛЬЖЕНИЯ ФОРМИРОВАНИЕМ СВОЙСТВ ИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ С ПОМОЩЬЮ ПЛЕНКООБРАЗУЮЩИХ СМАЗОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

С.А. Поляков^{1,2}, Е.М. Кулешова¹, И.А. Хренникова², Л.И. Куксенова²

¹Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана, Москва, Россия;
kuleshova.em@mail.ru

² Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия

Рассмотрены методические основы формирования несущей способности поверхностей в опорах скольжения при использовании нанодисперсных добавок к смазочному материалу, которые позволяют расширить область допустимых эксплуатационных воздействий на эти узлы, повысив их триботехническую работоспособность. Даны примеры повышения параметров технического состояния исследуемых объектов.

Введение

Известно, что одним из основных критериев работоспособности опор скольжения (ОС) является минимально допустимая толщина смазочной пленки [1,2], разделяющей трущиеся поверхности. Однако в реальных условиях работы механическое воздействие на поверхность конструкционного материала ОС происходит в условиях, когда смазочная пленка не может разделить контактирующие детали.

Традиционные пути увеличения несущей способности ОС - подбор вязкостных свойств смазочного материала и конструкции узла трения, сегодня, в основном, исчерпали себя. Поэтому актуальной задачей является выбор новых способов повышения работоспособности ОС.

Целью данной работы является оценка влияния пленкообразующих смазочных материалов на основе нанодисперсного полититаната калия на адаптационные свойства конструкционных материалов опор скольжения, позволяющие расширить область допустимых эксплуатационных воздействий на эти узлы, повысить их триботехническую работоспособность.

Методические основы исследования

В данной работе исследовалось масло М8 с добавкой нанодисперсного коллоидного раствора частиц полититаната калия (ПТК) в олеиновой кислоте с добавкой солей жирных кислот (СЖК), которое в таблице обозначено как (М8+ПТК+СЖК). Эта композиция сравнивалась с чистым маслом М8, а также индустриальным маслом (И20А) и таким же маслом с добавкой нанодисперсной суспензии серпентина в растворе солей жирных кислот, в таблице - (И20+СС+СЖК).

Процесс получения пленки происходил в ходе использования описанных выше смазочных композиций для смазывания пар трения типа «диск — три пальца» (диск — сталь, пальцы — латунь) в ходе триботехнических испытаний по ГОСТ 23.224-86. Испытания состояли в проведении приработки в режиме «на грани заедания», что позволяло оценить максимальную несущую способность испытываемого

сопряжения, а также скорость роста этой нагрузочной способности в процессе приработки.

Таблица 1. Основные показатели прирабатываемости и нагрузочной способности сопряжений для рассматриваемых смазочных композиций

Состав смазочного материала	Максимальная нагрузка не приработанного сопряжения Р _{мн} , МПа	Максимальная нагрузка приработанного сопряжения Р _{мп} , МПа	Показатели прирабатываемости П и (в скобках) скорости роста нагрузочной способности, Р _{мп} /b, МПа·с ⁻¹	Нагрузка, соответствующая минимуму коэффициента трения Р _{оп} , МПа
И20+СС+СЖК	10	30	0,66 (0,15)	18
М8+ПТК+СЖК	10	30	0,66 (0,125)	20
М8	12	20	0,4 (0,062)	12
И20А	6	9	0,33 (0,05)	6

Результаты исследования и их обсуждение

Качественное улучшение процесса пленкообразования позволило наблюдать новые синергетические эффекты при проведении триботехнических испытаний. Это, в первую очередь, выразилось в том, что при измерении износа методом профилографирования по ГОСТ 23.224-86 (прецизионный метод, обеспечивающий погрешность измерения износа не более 0,001 мкм) было обнаружено не уменьшение размера изнашиваемой детали, как это всегда наблюдается при испытаниях на износ, а наоборот – наращивание материала, то есть пленкообразование. Этот эффект иллюстрируют профилограммы, полученные до и после процесса пленкообразования и совмещенные с помощью компьютерной обработки. Они показаны на рис. 1.

Числа у профилограмм (19.03) и (22.04) указывают даты, в которые они были сняты (в промежутке между этими датами происходило испытание образца). По краям профилограмм расположены метки, размеры которых существенно превышают высоту шероховатости, в результате чего поверхности меток представлены, практически, вертикальными линиями

МИ.

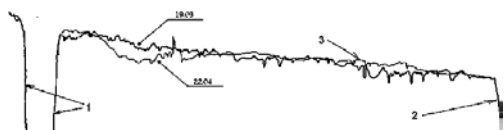


Рис. 1. Профилограммы, полученные до испытаний (19.03) и после испытаний на трение с процессом пленкообразования (22.04), совмещенные с помощью компьютерной обработки и снятые по коллинеарным меткам по ГОСТ 23.224-86. 1,2 – метки на трассе профилографирования, нанесенные микро-твердомером, 3 – пленка на поверхности трения.

На рис. 2 и 3 показан анализ полученной пленки с помощью сканирующего туннельного микроскопа. Он позволил выявить два дополнительных эффекта. Первый – высокая степень выглаживания поверхности трения, что показано на рис. 2. В левой части рисунка представлен скан поверхности трения, в котором высота рельефа показана цветом (основной вариант программы), а в правой части то же самое изображение представлено в объемном виде. При этом по всем трем осям (X, Y, Z) дана масштабная сетка, которая позволяет оценить как размер отсканированной площадки ($1,24 \times 1,24 \text{ мкм}^2$), так и изменения высоты рельефа, составляющие сотые доли мкм. Эффект выглаживания подтверждается также профилографированием, рис. 1.

Второй эффект — наличие на поверхности трения вещества, механизм электрической проводимости которого отличен от механизма проводимости основного материала поверхности трения (стали) [3, 4]. Это наглядно видно из сопоставления двух вольт-амперных характеристик поверхности — до трения (линейный, рис. 3а), и после трения (нелинейный, с возможностью оценить критическое значение напряжения, при котором возникает проводимость, рис. 3б). Изменение вида вольт-амперной характеристики прохождения тока через область контакта микрозонда с поверхностью образца указывает на возникновение в ряде областей трения при смазывании композицией с нанодисперсным составом пленки, механизм проводимости которой отличен от металлического, так как требует для проводимости определенного порога напряжения. Таким образом, экспериментально подтвержден синергетический эффект, получаемый в результате использования предложенного состава. Он проявляется в формировании пленки, возникающей в процессе трения, из составляющих смазочной композиции и позволяющей компенсировать износ пары трения и существенно повысить ее несущую способность, что было подтверждено триботехническими испытаниями.

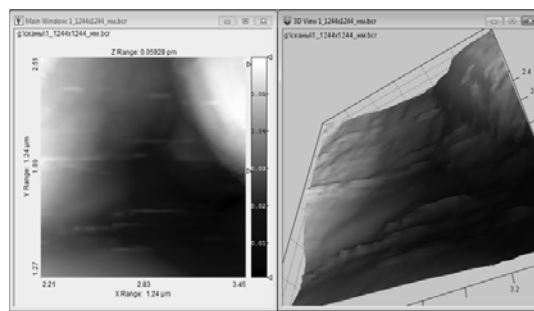


Рис. 2. Фотографическое изображение монитора компьютера сканирующего туннельного микроскопа со сканами поверхности трения.

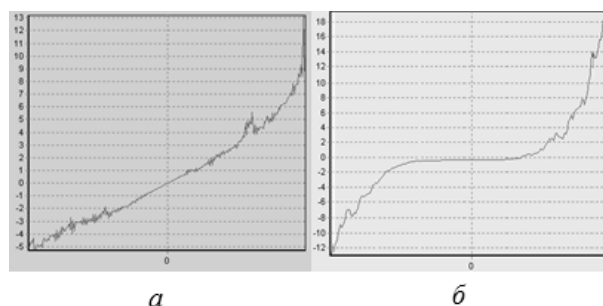


Рис. 3. Фотографическое изображение монитора компьютера сканирующего туннельного микроскопа с вольт-амперными характеристиками прохождения тока через область контакта микрозонда с поверхностью образца: а — до трения (линейная характеристика), б — после трения при смазывании нанодисперсным составом.

Результаты триботехнических испытаний и оценки триботехнических показателей представлены в таблице и на рис. 4.

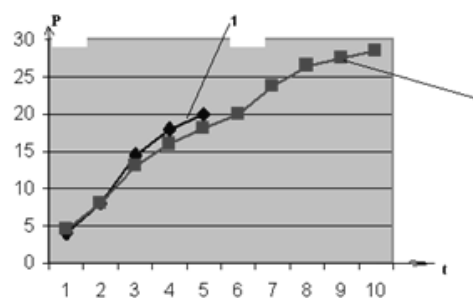


Рис. 4. График роста несущей способности сопряжений P (МПа) в зависимости от времени приработки (масштаб оси времени $t = 50$ с): ряд 1 — чистое моторное масло М8; ряд 2 — моторное масло М8 с суспензией ПТК и солями жирных кислот, в таблице (М8+ПТК+СЖК).

В таблице даны значения максимальной нагрузки для приработанного и неприработанного сопряжений $P_{\text{мн}}$ и $P_{\text{мп}}$. Кроме того, рассчитан показатель приработываемости Π

$$\Pi = \frac{P_{мп} - P_{ми}}{P_{ми}},$$

а также показатель скорости роста несущей способности $\frac{P_{мп}}{b}$, где b — временная характеристика кривой роста нагрузочной способности. В последнем столбце приводятся значения нагрузки, соответствующей критическому числу Зоммерфельда, минимально допустимой толщине смазочной пленки и минимуму коэффициента трения, обозначенной $P_{мп}$. Кинетика роста несущей способности сопряжений P [МПа] в зависимости от времени приработки (масштаб оси времени: 1 = 50 с) показана на рис. 4 и получена по описанной выше методике.

Как видно из таблицы, рассмотренные показатели существенно возрастают после введения в смазочный материал модифицирующих добавок.

Важным показателем долговечности является нагрузка $P_{оп}$, соответствующая критическому числу Зоммерфельда. Дело в том, что при использовании пленкообразующих материалов величина $P_{оп}$, как это показано выше, существенно возрастает. Это приводит к смещению области критического перехода от гидродинамической к смешанной смазке в сторону большей грузоподъемности.

Кроме того, проводились испытания на двигателях внутреннего сгорания, в частности, двигателях типа ВАЗ. Основными результатами являются: повышение компрессии в цилиндрах двигателей, что указывает на процесс пленкообразования, экономия топлива и снижение вредных выбросов (СО).

Таким образом, разработка пленкообразующих смазочных материалов сегодня — эффективное направление повышения работоспособности материалов опор скольжения, позволяющее существенно повысить ресурс многих машиностроительных конструкций [5, 6, 3].

Выводы

1. Получены подтверждения процесса пленкообразования на поверхностях трения в лабораторных триботехнических испытаниях благодаря использованию добавки к смазочному маслу коллоидного раствора полититаната калия.
2. Результаты лабораторных испытаний подтверждаются результатами эксплуатационных испытаний на двигателе внутреннего сгорания.
3. Полученные результаты показывают, что процесс пленкообразования позволяет реализовать в сопряжениях свойство адаптивности к внешним воздействиям, что выражается в повышении прирабатываемости сопряжений и компенсации процесса изнашивания, в том числе при эксплуатационных испытаниях — в повышении компрессии и улучшении процесса сгорания при работе двигателя.

1. Дьяков В.А., Воскресенский В.И. Расчет и проектирование опор скольжения (жидкостная смазка). М.: Машиностроение, 1980. 224 с.
2. Дьяков А.К. Гидродинамические подшипники. В кн. Трение, изнашивание и смазка / Справочник. В 2х книгах. Кн. 2. Под ред. И.В. Крагельского и В.В. Алипина. М.: Машиностроение, 1979. С. 90–112.
3. Поляков С.А., Хазов С.П., Соколов И.В., Зайцева К.В. Разработка нанодисперсных противозносных составов для повышения динамической адаптации и эксплуатационных показателей дизель-генераторных установок // Нанотехника. 2008. № 4(16). С. 50–56.
4. Поляков С.А., Черторыйский И.С., Куксенова Л.И. Влияние модифицирования смазочных материалов на триботехнические характеристики сопряжений // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2012. №6. С. 41–46.
5. Поляков С.А., Куксенова Л.И., Лычагин В.В., Гончаров С.Ю., Черторыйский И.С. Критерии работоспособности и выбор материалов для опор скольжения с учетом свойств смазочных материалов // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2013. № 5. С.81–89.
6. Поляков С.А., Куксенова Л.И. Проблемы динамической адаптации трибосистем к условиям эксплуатации на основе их наноструктурной самоорганизации // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2008. № 5. С.80–90.

ВОПРОСЫ ТОЧНОСТИ СТАТИСТИЧЕСКОЙ ОЦЕНКИ ВИБРАЦИОННЫХ СИГНАЛОВ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ ЭРГОДИЧЕСКОЙ ТЕОРИИ

Е.А. Правоторова¹, О.Б. Скворцов^{1,2}

¹Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия; pravotorova@bk.ru

²Научно-технический центр «Завод балансировочных машин», Москва, Россия

Эффективность оценки характеристик временных рядов на ограниченных по длительности реализациях повышается в случае их соответствия критерию эргодичности. Такую эффективность можно оценивать по критериям погрешности оценок. Проведен анализ возможных погрешностей средних и экстремальных оценок параметров виброакустических процессов.

Введение

Случайные вибрационные сигналы распространены в практике проведения виброизмерений [1-6]. В качестве практического примера можно рассмотреть вибрационные процессы, связанные с пропуском импульсного тока через металлические образцы, что вызывает в них возбуждение виброакустических колебаний [7-11]. Происходящие при этом процессы могут рассматриваться как эргодические, поскольку они характеризуются постоянными первым и вторым моментами и сходимостью функции автокорреляции к нулевому значению. Для исследования таких многомерных случайных процессов приходится использовать многокомпонентные датчики вибрации и магнитного поля, а также учитывать особенности использования таких датчиков. Детальный анализ вибрационных процессов предполагает работу непосредственно с временными рядами, представляющими вибрационные сигналы, а также с экстремальными и средними оценками их параметров. Поскольку не только сами вибрационные сигналы могут классифицироваться как эргодические, но и их скользящие временные усредненные оценки, например средние квадратичные значения, можно рассматривать как случайные процессы, удовлетворяющие критериям эргодичности, на них можно распространить действие теоремы Биркгофа — Хинчина [12]. Рассмотрена зависимость оценок размаха и среднеквадратичных значений (СКЗ) ускорения, а также пик-фактора от длительности импульса тока при постоянной амплитуде тока 1000 А для полосы медного проводника размером 0,5x3x30 мм. Полученные зависимости оценок вибрации от амплитуды тока также могут быть как близкими к линейным, так и существенно нелинейными в зависимости от выбираемого параметра (размаха или СКЗ). Поскольку для контроля тока через образцы удобно использовать бесконтактные датчики магнитного поля (датчики Холла), аналогичные зависимости могут быть получены и в виде функции от величины магнитной индукции. Величину индукции также можно оценивать по различным средним или экстремальным параметрам (амплитуда или размах). Сравнение результатов показывает, что при исследовании таких эргодических процессов как вибрационный отклик металла на

пропускание электрического импульса более адекватно применять оценки по размаху контролируемой величины, которые также существенно менее чувствительны к присутствию случайных помех в измерительных сигналах. Эргодичность, как следствие уменьшения значений автокорреляционной функции до значений близких к нулевому, позволяет реализовать «повторные» испытания на одиночных образцах, что является следствием из теоремы Биркгофа — Хинчина [12].

Выбор «правильных» параметров оценки исследуемых процессов дает возможность адекватно оценивать процессы и выявлять в них существенные закономерности, например, обнаружить возможность существенного увеличения амплитуды колебаний образца (и соответствующих деформаций материала) при относительно коротких длительностях импульса, что невозможно зафиксировать при использовании СКЗ оценок вибрации.

При исследовании вибрационных процессов импульсных токов методами эргодической теории производится их анализ в следующей последовательности:

Анализ стационарности процессов.

Стационарным в широком смысле называется процесс для которого математическое ожидание и дисперсия постоянны, а корреляционная функция зависит только от разности $\tau=t_1-t_2$ [13, 14]:

$$m_x(t)=m_x=const; (1)$$

$$D_x(t)=D_x=const; (2)$$

$$K_x(t_1, t_2)=K_x(t_1-t_2)=K_x(\tau). (3)$$

Анализ эргодичности процессов.

Стационарная случайная функция обладает эргодическим свойством, если ее характеристики (математическое ожидание m_x , дисперсия D_x и корреляционная функция $K_x(\tau)$), полученные на совокупности реализаций, рассчитаны как соответствующие средние по времени по одной реализации той или иной продолжительности.

Продолжительность реализации определяется требуемым уровнем точности получаемых результатов измерения вибрации.

При достаточно большом T математическое ожидание стационарного эргодического процесса:

$$m_x = \frac{1}{T} \int_0^T x(t) dt; \quad (4)$$

дисперсия:

$$D_x = \frac{1}{T} \int_0^T [x(t) - m_x]^2 dt; \quad (5)$$

корреляционная функция:

$$K_x(\tau) = \frac{1}{T-\tau} \int_0^{T-\tau} [x(\tau) - m_x][x(t+\tau) - m_x] dt. \quad (6)$$

Для математического ожидания состоятельной, несмещенной и эффективной оценкой является среднее арифметическое значений n :

$$m_x = \frac{\sum_{i=1}^n x(t_i)}{n} \quad (7).$$

Для дисперсии D_x оценкой, обладающей указанными свойствами, является величина:

$$D_x = \frac{\sum_{i=1}^n [x(t_i) - m_x]^2}{n-1}. \quad (8)$$

Аналогично можно вычислить корреляционную функцию:

$$K_x\left(\frac{pT}{m}\right) = \frac{1}{m-p} \sum_{i=1}^{m-p} x(t_i - m_x) \cdot x(t_{m-p} - m_x), \quad (9)$$

где m – количество точек t_1, t_2, \dots, t_m ; p – меняющееся значение параметра ($p=1, \dots, m$).

Количество точек рассматриваемой реализации эргодического процесса, определяющее ее продолжительность, находится аналогично вычислению количества реализаций случайного процесса в зависимости от необходимого уровня точности получаемых результатов.

Оценим количество точек, необходимых для оценки среднего значения, определяемого по формуле (7). В силу центральной предельной теоремы при достаточно больших значениях n среднее арифметическое будет иметь распределение близкое к нормальному, с математическим ожиданием a и дисперсией σ^2/n . Поэтому получаем:

$$P\left(\frac{m_x - Mm_x}{\frac{\sigma}{\sqrt{n}}} < \varepsilon \frac{\sqrt{n}}{\sigma}\right) \approx \Phi\left(\varepsilon \frac{\sqrt{n}}{\sigma}\right), \quad (10)$$

где $\Phi(x) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^x e^{-z^2} dz$ – функция Лапласа, ε –

точность неравенства.

Задаваясь определенной вероятностью P можно найти по таблицам нормального распределения t_p , удовлетворяющее уравнению $\Phi(t)=P$, где

$$t_p = \frac{\varepsilon}{D - \frac{\sigma}{\sqrt{n}}}. \quad (11)$$

Отсюда доверительная оценка m_x примет вид

$$P(|m_x - Mm_x| < \varepsilon) = t_p \frac{\sigma}{\sqrt{n}}. \quad (12)$$

Поэтому точность

$$\varepsilon = t_p \frac{\sigma}{\sqrt{n}}. \quad (13)$$

Решая (13) относительно n получаем

$$n = \frac{t_p^2 \sigma^2}{\varepsilon^2}. \quad (14)$$

При $P=0,997$ формулы (13) и (14) примут вид

$$\varepsilon = \frac{3\sigma}{\sqrt{n}}; \quad (15)$$

$$n = \frac{9\sigma^2}{\varepsilon^2}. \quad (16)$$

Аналогично может быть построен доверительный интервал для дисперсии и корреляционной функции и таким образом можно оценить необходимое количество продолжительности реализации.

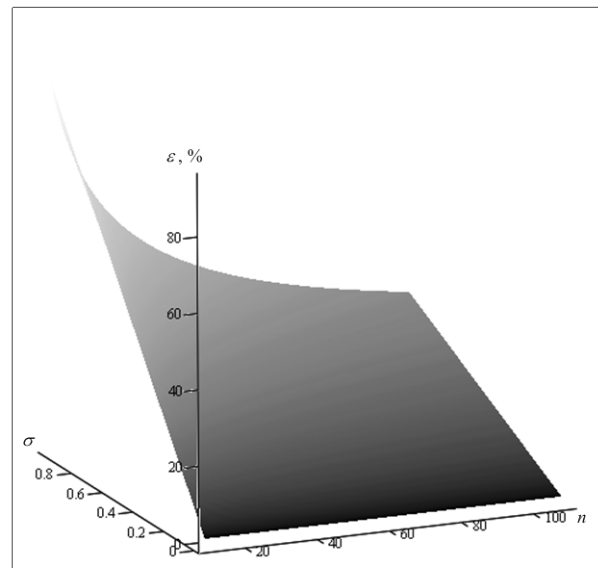


Рис. 1. Зависимость относительной погрешности от числа выборочных оценок и среднего квадратичного отклонения.

В качестве примера вибрационного сигнала, соответствующего критериям эргодичности, можно рассмотреть узкополосный случайный вибрационный сигнал:

$$x(t_i) = A(t_i) \sin\left(2\pi \frac{f(t_i)}{fk} i + \varphi(t_i)\right) + n_i, \quad (17)$$

где $A(t_i)$, $f(t_i)$, $\varphi(t_i)$ и n_i случайные значения амплитуды, частоты, фазы и аддитивного шума, имеющие нормальное распределение. Амплитуда, частота и фаза формируются из случайных реализаций сгла-

живанием выборочных случайных значений.

Используя алгоритм дискретного преобразования Фурье (ДПФ), можно получить оценки случайной амплитуды такого процесса для последовательных реализаций, каждая из которых имеет длительность, равную $1/Mf$, где Mf – математическое ожидание случайной частоты вибрационного сигнала. Для вибрации роторного механизма эта величина определяется средним значением оборотной частоты вращения. На рис. 2 представлены результаты таких оценок частоты для 64 последовательных реализаций, каждая которых состоит из 64 выборок узкополосного случайного вибрационного сигнала. Сигнал содержит случайный аддитивный шум с нормальным распределением при отношении сигнал/шум (SNR) равном единице. На рисунке также приведена зависимость задаваемой случайной амплитуды сигнала от времени (сплошная линия).

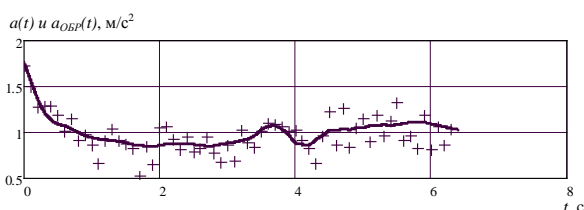


Рис. 2. Зависимость изменения случайной амплитуды узкополосного случайного сигнала и выборочных оценок амплитуды, полученных с использованием ДПФ. $Ma=1$ м/с², $\sigma a=0,5$ м/с², $Mf=10$ Гц, $\sigma f=3$ Гц, $M\varphi=0$, $\sigma\varphi=5^\circ$, $\sigma n=0,718$ ($SNR=1$).

Полученные результаты показывают, что удовлетворительная точность оценок может быть получена для эргодических случайных вибрационных процессов при относительно коротких реализациях. Получение таких «быстрых» оценок имеет важное значение при решении ряда современных задач метрологии и измерительной техники [15].

Выводы

Получены соотношения, позволяющие оценить возможные погрешности оценки параметров эргодических процессов и необходимое количество выборочных значений.

Анализ возможных погрешностей при оценке эргодических вибрационных процессов с использованием математического моделирования показывает возможность получения удовлетворительной точности при формировании оценок на сравнительно коротких, как по времени, так и по числу выборок, реализациях эргодического случайного процесса.

1. Правоторова Е.А., Скворцов О.Б. Статистические оценки вибрационных сигналов // Международная конференция "Живучесть и конструкционное материаловедение" (Живком-2016), М.: Изд-во: Имаш, 2016. – С.44.
2. Правоторова Е.А., Скворцов О.Б. Резервированный режим работы трехкомпонентного датчика вибрации // Динамика и прочность конструкций аэрогидроупругих систем. Труды четвертой Всероссийской научно-технической конференции, М.: Изд-во: Имаш РАН. 2017. – С.50–51.
3. Правоторова Е.А., Скворцов О.Б. Контроль трехмерной виб-

рации в системах противоаварийной защиты. // Состояние и проблемы измерений. Сборник материалов XIV Всероссийской научно-технической конференции. НУК ИУ МГТУ им. Н.Э.Баумана. М.: 2017. – С.102–105.

4. Правоторова Е.А., Скворцов О.Б. Обработка сигналов векторных датчиков физических величин // Сборник научных трудов: материалы Международной научно-технической конференции «Информатика и технологии. Инновационные технологии в промышленности и информатике»; МТУ ФТИ. Выпуск 23 (XXIII) – М.: 2017. – С.124–126.
5. Правоторова Е.А., Скворцов О.Б. Статистические оценки вибрационных сигналов // Международная конференция «Живучесть и конструкционное материаловедение» (Живком - 2016): Труды конференции (Москва, 26-28 октября 2016 года) / М.: Изд-во: Имаш РАН. 2016. – С.141–144.
6. Pravotorova E.A., Skvortsov O.B. Modelling of vibration tests of winding elements of power electric equipment // Journal of machinery manufacture and reliability, v.44, № 5, 2015. – P.479–484.
7. Троицкий О.А., Скворцов О.Б., Правоторова Е.А. Оценка однократных вибрационных реакций проводников на действие импульса тока // Колебания и волны в механических системах. Материалы международной научной конференции. Под ред. Р.Ф. Ганиева. 2017. – С.133–135.
8. Троицкий О.А., Правоторова Е.А., Скворцов О.Б. Статистические методы анализа виброакустических процессов в металлических образцах при пропускании импульсных токов. // Перспективные технологии консолидации материалов с применением электромагнитных полей. 6-ой научный семинар. Тезисы докладов. 24-26 октября 2017 г., М.: 2017. – С.51–52.
9. Троицкий О.А., Правоторова Е.А., Скворцов О.Б. Статистические методы анализа виброакустических процессов в металлических образцах при пропускании импульсных токов // Перспективные технологии консолидации материалов с применением электромагнитных полей. 6-й научный семинар. // Тезисы докладов. Пансионат РАН "Звенигородский", Московская обл., 01-03 июня 2017 г. М.: НИЯУ МИФИ. 2017. – С.59–62.
10. Правоторова Е.А., Скворцов О.Б. Статистические оценки вибрационных сигналов // Международная конференция «Живучесть и конструкционное материаловедение» (Живком - 2016): Труды конференции (Москва, 26-28 октября 2016 года) / М.: Изд-во: Имаш РАН. 2016. – С.141–144.
11. Правоторова Е.А., Скворцов О.Б. Оценка статистических характеристик механического действия импульсного тока на модели элементов мощного электрооборудования. // Динамика и прочность конструкций аэрогидроупругих систем. Численные методы. Третья научно-техническая конференция, 21 - 23 октября 2015 года, Имаш РАН. 2015. – С.39–40.
12. Гниденко Б.В. Курс теории вероятности, 8-издание, М.: Едиториал УРСС. 2005. – 448 с.
13. Проблемы машиноведения: точность, трение и износ, надежность, перспективные технологии // СПб.: Наука. 2005. – 740 с.
14. Ефремов А.К. Об эквивалентности испытаний на воздействие случайной вибрации // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. "Машиностроение". № 2. 2012. – С.22–38.
15. Мироновский Л.А., Слаев В.А. Алгоритмы оценивания результатов трех измерений // СПб.: «Профессионал». 2010. – 192 с.

МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ НАПРЯЖЁННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ (к 80-летию ИМАШ РАН)

И.А.Разумовский, И.Н.Одинцев, А.С.Чернятин

Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия; murza45@gmail.com

В докладе содержится изложение результатов научно-методических разработок и практического применения экспериментальных (экспериментально-расчётных) методов анализа НДС элементов конструкций, включая этапы создания методов, выполненные специалистами в ИМАШ РАН в последние годы, и указаны перспективы их развития.

Неотъемлемой составляющей комплексного исследования, связанного с оценкой прочности, надёжности и остаточного ресурса конструкций, является экспериментальный анализ напряжённо-деформированного состояния (НДС) наиболее нагруженных элементов и узлов машин.

Вместе с тем, в связи с постоянно растущими требованиями к повышению прочности и надёжности машин и конструкций активно развиваются технологии, обеспечивающие регистрацию состояния технических объектов на всех стадиях жизненного цикла. В соответствии с указанными тенденциями, проводятся разработки, связанные с созданием систем мониторинга, обеспечивающего возможность регистрации силовой и тепловой нагруженности конструкций, возникновения дефектов и установления зоны их локализации. Это обусловило необходимость разработки новых и дальнейшее развитие «классических» методов экспериментального анализа напряжённого состояния. Принципиальную роль в этих разработках играют компьютерные технологии, которые позволили вывести эксперимент на новый качественный уровень, как при регистрации экспериментальной информации, так и в области интерпретации её результатов.

Со времени организации Института машиноведения РАН) фундаментальные разработки специалистов института в рассматриваемой области всегда были непосредственно связаны с развитием методов и средств экспериментального анализа напряжённо-деформированного состояния машин и конструкций на стадии их проектирования и эксплуатации. Это направление неразрывно связано с именем заслуженного деятеля науки и техники РФ профессора Н.И.Пригоровского, который работал в институте с 1940 по 1988 г. Специалистами созданной им школы были, с одной стороны, разработаны теоретические основы моделирования и измерений параметров НДС, методов обработки и анализа экспериментальных данных, оценки точности получаемых результатов, с другой – созданы методики, материалы, приборы и оборудование для проведения измерений в лабораторных и натуральных условиях [1-4]. Параллельно, в лаборатории ИМАШ РАН, возглавляемой академиком С.В.Серенсенем успешно развивались и использовались для анализа процессов пластического деформирования, накопления и раз-

вития повреждений в металлах методы оптически-чувствительных покрытий, муара и сеток [5].

На рис. 1 представлена схема, где указаны методы экспериментального анализа НДС, активно разрабатываемые специалистами ИМАШ РАН в первые 60 лет его работы и успешно применяемые в практике проектирования важнейших объектов народного хозяйства страны.

Методы исследования НДС натуральных конструкций. Важнейшей составляющей комплекса методов исследования были методические и аппаратные разработки в области натурной тензометрии, позволившие проводить тензометрические и термометрические исследования в широком диапазоне температур, а также в условиях нейтронного и магнитного излучений [3,5], которые до настоящего времени активно используются на практике. Современные исследования в этой области экспериментальной механики, прежде всего, связаны с совершенствованием подходов к интерпретации результатов натуральных измерений, основанные на методах решения обратных задач механики [6]. Прямое тензо-термометрирование внутренних поверхностей патрубков корпусов реакторов и парогенераторов, являющихся наиболее нагруженными элементами конструкций ЯЭУ в условиях нестационарных температурных воздействий в натуральных условиях, практически не может быть реализовано. В связи с этим специалистами института были разработаны методы решения обратных задач теплопроводности и термоупругости, предполагающих восстановление нестационарных граничных условий на внутренней поверхности конструкции по данным распределения температур и теплового потока (или напряжений) на наружной поверхности. Для численной реализации методики разработан программный комплекс «Inverse», предназначенный для определения нестационарных граничных температурных условий на внутренней поверхности типовых элементов конструкций по известному распределению температуры на наружной поверхности в условиях ее теплоизоляции [6,7]. Эффективность методики для использования в комплексе сбора, обработки и анализа показаний датчиков и оценки НДС была продемонстрирована в процессе физического пуска 1 блока АЭС «Тяньвань» (Китай).



Рис. 1. Методы экспериментального анализа НДС, активно разрабатываемые специалистами ИМАШ РАН до 90-х годов 20-го столетия

Последние два десятилетия характеризуются развитием методов экспериментального анализа НДС на базе новых подходов, базирующихся на сочетании бесконтактных оптико-интерференционных способов получения первичной экспериментальной информации практически неограниченного объема с компьютерными технологиями. К ним, в первую очередь относятся, электронная цифровая спекл-интерферометрия (ЭЦСИ), метод корреляции цифровых изображений (КЦИ) и цифровая голография (ЦГ), позволяющие осуществлять регистрацию полей перемещений в реальном режиме времени [8].

Развитие оптических методов исследования полей перемещений и деформаций. Одним из чрезвычайно востребованных приложений ЭЦСИ в настоящее время является ее использование в качестве максимально информативного датчика деформационного отклика, возникающего при исследованиях ОН путем высверловки малоразмерных отверстий-индикаторов [8]. В ИМАШ РАН проводятся комплексные разработки в данном направлении: от создания оптических систем и конструкций специализированных ЭЦСИ-интерферометров, до методик и программ для интерпретации получаемых интерференционных картин в терминах ОН. К настоящему времени создана серия автономных интерферометров для исследований ОН в натуральных объектах на различных стадиях их изготовления, длительной эксплуатации или ремонтных работ [9 и др.].

Самостоятельным направлением в развитии средств измерений на основе ЭЦСИ применительно к исследованию механических свойств материалов состоит в создании специализированных малогаба-

ритных интерферометров для регистрации полей перемещений в образцах при их испытаниях (квазистатических, циклических) на стандартных испытательных машинах. С этой целью в ИМАШ РАН разработан портативный спекл-интерферометр на базе малогабаритных комплектующих для его применения в составе измерительной системы экспериментальной электросервогидравлической установки INOVA ИК-6033 [10]. Оптическая схема прибора обеспечивает независимую регистрацию интерферограмм полей перемещений в плоскости образца в направлении его продольной (вертикальной) и поперечной (горизонтальной) осей с чувствительностью $\sim 0,1$ мкм/пол (полосу).

Методы оценки параметров механики разрушения. Одним из наиболее перспективных направлений развития механики разрушения является использование двухпараметрических моделей и критериев, в которых дополнительно к сингулярным составляющим поля напряжений у вершины трещины (коэффициентам интенсивности напряжений) вводят в рассмотрение также и несингулярные T -напряжения [11]. Результаты исследований трещиностойкости конструкционных материалов свидетельствуют о значительном влиянии геометрии, размеров и схем нагружения образцов на характеристики трещиностойкости, что позволяет сделать вывод о существенном влиянии параметров локального стеснения деформаций (то есть несингулярных составляющих поля напряжений).

В работах [8,12-14] изложены методика и программа для определения сингулярных и несингулярных членов асимптотического представления для напряжений в зоне вершины трещины на основе

математической обработки полей тангенциальных перемещений, полученных методами ЭЦСИ и КЦИ.

Методы математической обработки экспериментальной информации открывают возможность решения задачи об оценке размеров так называемой «зоны повреждения», под которой понимается область, где НДС вследствие возникновения пластических деформаций или накопления повреждения отлично от упругого. Очевидно, что в этом случае НДС в окрестности вершины трещины зоны не может быть описано известным асимптотическим решением Вильямса; соответственно, при возникновении в этой области пластических деформаций и других «повреждений» эта процедура станет неустойчивой. Это обстоятельство использовано при разработке методики и программы для оценки размера «поврежденной» зоны, изложенной в работе [12].

При практическом применении методов ЭЦСИ и КЦИ возникает необходимость корректировки результатов регистрации полученных полей перемещений, связанных со смещениями исследуемого объекта как жесткого. Методика математической обработки, алгоритм и программа для численной корректировки экспериментальных полей перемещений, позволяющие исключить влияние указанных факторов на точность результатов, а также пример практической реализации подхода в сочетании с методом КЦИ, содержатся в работе [13].

Общий экспериментально-расчётный метод определения параметров НДС и дефектности натуральных конструкций. Как правило, методы определения параметров, необходимых для оценки нагруженности, остаточных (или начальных) напряжений, зон локализации и размеров дефектов, деградации свойств материалов базируются на методических подходах, основанных на априори известных зависимостях между искомыми параметрами и результатами экспериментальных исследований. Они имеют ограниченную область применения и могут содержать погрешности построения модели при решении конкретных задач, особенно в случае исследования натуральных элементов конструкций.

В связи с этим, в работах предложен новый подход [15,16], который в отличие от традиционных не имеет принципиальных ограничений на типы искоемых параметров задачи. В основе метода определения нагрузок, напряжений, размеров дефектов и других характеристик (параметров P_i) лежит решение задачи минимизации целевой функции I , которая комплексно отражает расхождение между зарегистрированным экспериментально массивом деформационных откликов – e_i^* (во множестве точек измерений i) и массивом e_i^* , получаемым на основе решения с использованием МКЭ соответствующей модельной краевой задачи при текущих значениях параметров P_i . Необходимым условием практической реализации такого подхода, является использование значительных объёмов экспериментальной информации в виде полей перемещений или деформаций на поверхности исследуемой области

объекта. Деформационные отклики, используемые для обработки, могут регистрироваться как при непосредственном нагружении (догружении) исследуемого объекта, так и дополнительного воздействия: удаление материала, нагрев и т.п.

Метод реализован в «гибком» вычислительном комплексе (ВК), в который входят серия управляющих программ с графическим интерфейсом, реализованные в ПК MATLAB [15,16]: от программы формирования массива экспериментальных данных e_i^* до программы, позволяющей оценивать влияние погрешностей эксперимента на получаемые результаты, а также устойчивости решения – при варьировании количества и зон локализации точек измерений. Таким образом, ВК охватывает все этапы решения реальных прикладных задач с высокой степенью автоматизации этапов, которая обеспечивается во многом благодаря разработанному алгоритму непрерывного обмена данными между программными средами ANSYS и MATLAB.

В работах [15-19] представлены результаты применения методики для оценки:

- нагруженности тонкостенных конструкций с привлечением метода отверстия [16];

- комплексного анализа элементов конструкций с поверхностными трещинами, заключающегося в одновременном определении глубины трещины b и приложенных нагрузок σ_x, σ_y , на основе обработки полей перемещений, возникающих при высверливании малого отверстия в зоне выхода трещины на поверхность ([16]);

- распределения по глубине пространственной детали неоднородных полей ОН способом последовательно углубляемого дискового разреза ([17]);

- распределения по глубине 3Ддетали существенно неоднородных ОН (включая скачкообразное поле ОН в биметалле) способом сверления последовательно углубляемого отверстия ([18]);

- оценки размеров a, b полуэллиптической трещины на внутренней поверхности детали на основе обработки экспериментальных данных, зарегистрированных на наружной (доступной) поверхности исследуемого объекта и обусловленных изменением внешних нагрузок (например, - давления в трубопроводе ([16]);

- определения нагруженности детали (активных или остаточных напряжений на поверхности), предела текучести материала, а также одновременного определения предела текучести материала и нагруженности на основе обработки полей остаточных перемещений, обусловленных индентированием поверхности сферическим индентором ([19]).

Заметим, что в предыдущие годы специалистами ИМАШ РАН были разработаны способы исследования высокоградиентных полей ОН в плоских деталях, основанные не методах решения обратных задач механики [8]. В развитие этого направления экспериментальной механики в работах [17,18] показаны возможности исследования высокоградиентных полей ОН в 3D объектах.

Предложенный в работах [14,15] методический подход, в сочетании с разработками специалистов ИМАШ РАН в области развития экспериментальных методов и создания специализированной аппаратуры для регистрации полей перемещений в лабораторных и натуральных условиях открывает новые возможности решения задач оценке прочности живучести и остаточного ресурса элементов машин конструкций.

Пример такого комплексного подхода рассмотрен в работе [20], где с учётом результатов оценки исходных размеров подповерхностной трещины, а также неоднородного по глубине распределения ОН, выполнен расчёт процесса развития пространственной трещины в зоне сварного соединения в типовом магистральном трубопроводе Ду-850. При этом расчёта конфигурации фронта трещины разработана специализированная программа в среде ANSYS.

Методы оценки повреждений элементов конструкций из композиционных материалов в процессе эксплуатации. Одним из перспективных направлений практического применения изложенного в предыдущем разделе подхода представляется решение задачи оценки деградации свойств и регистрации процессов возникновения, развития и накопления повреждений в элементах конструкции из композитных материалов (КМ). Для получения исходной информации для расчёта повреждённости конструкции используются сетки волоконно-оптические датчики деформаций (ВОД), встроенные в материал конструкции в процессе изготовления [21].

В рамках решения этой проблемы в ИМАШ РАН была разработана серия методик и программ [22], включающих определение оптимальной топологии сетки расположения ВОД в тонкостенных объектах из слоистых КМ, а также модернизацию методического подхода и ПК [15,16] применительно решению задач анализа процесса возникновения и развития повреждений в элементах конструкций из КМ, на основе обработки результатов измерений деформаций в узлах сетки ВОД.

Заключение. Дальнейшее развитие рассмотренных методов можно сформулировать следующим образом:

- повышение точности экспериментальной информации на базе совершенствования методов и аппаратуры для измерений в натуральных условиях;
- совершенствование методов обработки результатов экспериментов, обеспечивающих представления полученной информации в реальном режиме времени (включая быстропротекающие процессы);
- совершенствование методов расчёта параметров нагруженности и дефектности на основе математической обработки результатов экспериментов (в соответствии с программным обеспечением).

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 16-58-48008 ИНД_оми

1. Пригоровский Н.И. и др. Напряжения и деформации в деталях и узлах машин. М.: Машгиз. 1961. 564 с.
2. Пригоровский Н.И., Панских В.К. Метод хрупких тен-

зочувствительных покрытий. М.: Наука. 1978. 184 с.

3. Дайчик М.Л., Пригоровский Н.И., Хуршудов Г.Х. Методы и средства натурной тензометрии. М.: Машгиз. 1989. 240 с.

4. Шнейдерович Р.М., Левин О.А. Измерение полей пластических деформаций методом муара. М.: Машгиз. 1972. 152 с.

5. Махутов Н.А., Фролов К.В. и др. Модельные исследования и натурная тензометрия энергетических реакторов. М.: Наука. 2001. 293 с.

6. Козлов В.А., Мазья В.Г., Фомин А.В. Единственность решения обратной задачи термоупругости// Журнал выч. мат. и мат. физики. 2009. 49. № 3. С.542-548.

7. Михалев Ю.К., Фомин А.В., Маслов С.В. Натурные тензотермометрические исследования напряженно-деформированных состояний оборудования АЭС// Проблемы машиностроения и надежности машин. 2008. № 5. С.121-126.

8. Rasmusovsky I.A. Interference-optical Methods of Solid Mechanics/Series: Foundations of Engng Mechs. Springer. 2011. 270 p.

9. Луценко А.Н., Одинцев И.Н., Гриневич А.В., Северов П.Б., Плугатарь Т.П. Исследование процесса деформации материал опико-корреляционными методами//Авиационные материалы и технологии. 2014. №4. С.70-86.

10. Одинцев И.Н., Апальков А.А., Плугатарь Т.П., Усов С.М. Автономный спекл-интерферометр для определения остаточных напряжений и его апробация в натуральных экспериментах/ Труды Международной конференции "Живучесть и конструкционное материаловедение. (ЖИВКОМ-2016). М.: 2016. С. 136-140.

11. Матвиенко Ю.Г. Модели и критерии хрупкого разрушения. М.: Физматлит. 2006. 328 с.

12. Чернятин А.С., Разумовский И.А., Матвиенко Ю.Г. Оценка размеров зоны неупругого деформирования у вершины трещины на основе анализа полей перемещений//Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2016. Т. 82. № 12. С. 45-51.

13. Чернятин А.С., Матвиенко Ю.Г., Lopez-Crespo P. Определение параметров двухпараметрической механики разрушения вдоль фронта трещины по данным метода корреляции цифровых изображений// Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2016. Т. 82. № 11. С. 46-53.

14. Chernyatin A.S., Matvienko Y.G., Razumovsky I.A. Combining experimental and numerical analysis to estimate stress fields along the surface crack front//Frattura ed Integrita Strutturale. 2013. V.7. № 25. P. 15-19.

15. Разумовский И. А., Чернятин А.С. Методология и программа для исследования НДС с использованием интерференционно-оптических и численных методов // Машиностроение и инженерное образование. 2009. № 4. С. 42 – 51.

16. Chernyatin A.S., Razumovskii I.A. Methodology and software package for assessment of SSS parameters of full-scale structures and its application to a study of loading level, defect rate and residual stress level in elements of NPP equipment. Strength of Materials. 2013. V. 45. №4. P. 506–511.

17. Чернятин А.С., Разумовский И.А. Последовательно углубляемый дисковый разрез – индикатор остаточных напряжений в пространственных телах//Проблемы машиностроения и надёжности машин. 2015. №5. С. 93-102.

18. Разумовский И.А. Чернятин А.С. Экспериментально-расчётный метод исследования остаточных напряжений в двухслойных элементах конструкций способом сверления отверстия// Пробл. машиностр. и надёжн. машин. 2011. № 4. С. 101–109.

19. Чернятин А.С., Разумовский И.А. Метод индентирования как способ оценки нагруженности и деградации механических характеристик материала//Проблемы машиностроения и надёжности машин. 2015. №4. С. 40-48.

20. Чернятин А.С., Разумовский И.А., Матвиенко Ю.Г. Кинетика краевой трещины в поле остаточных напряжений//Проблемы машиностроения и надёжности машин. 2016. № 6. С. 25-34.

21. Каблов Е.Н., Сиваков Д.В. и др. Применение оптического волокна в качестве датчиков деформации в полимерных композиционных материалах. Все материалы. Энциклопедический справочник». №3. 2010. С. 10-15.

22. Урнев А.С., Чернятин А.С., Матвиенко Ю.Г., Разумовский И.А. Экспериментально-численное определение размеров дефектов типа расслоения в слоистых композитных материалах//Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2018. №10.

МНОГОУРОВНЕВЫЙ ПОДХОД К ОЦЕНКЕ ПРОЧНОСТНОЙ ЖИВУЧЕСТИ СЛОЖНЫХ ТЕХНИЧЕСКИХ СИСТЕМ

Д.О. Резников

Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия. imashreznikoff@yandex.ru

В докладе представлен подход к оценке прочностной живучести сложных технических систем, который основан на учете процессов накопления повреждений и разрушения, протекающих на различных масштабно-структурных уровнях

Под прочностной живучестью принято понимать свойство технической системы сохранять в течение определённого промежутка времени остаточную прочность при наличии повреждений, которые могут возникать на различных масштабно-структурных уровнях. Сложные технические системы (СТС), обладающие высокой живучестью, разрушаются постепенно, сохраняя при этом огра-

ниченную работоспособность [1, 2]. Системы с малой живучестью разрушаются резко и катастрофически, что сопровождается значительными вторичными и каскадными разрушениями, которые являются несоразмерными (непропорциональными) инициирующим воздействиям и вызванными ими первичным повреждениям.

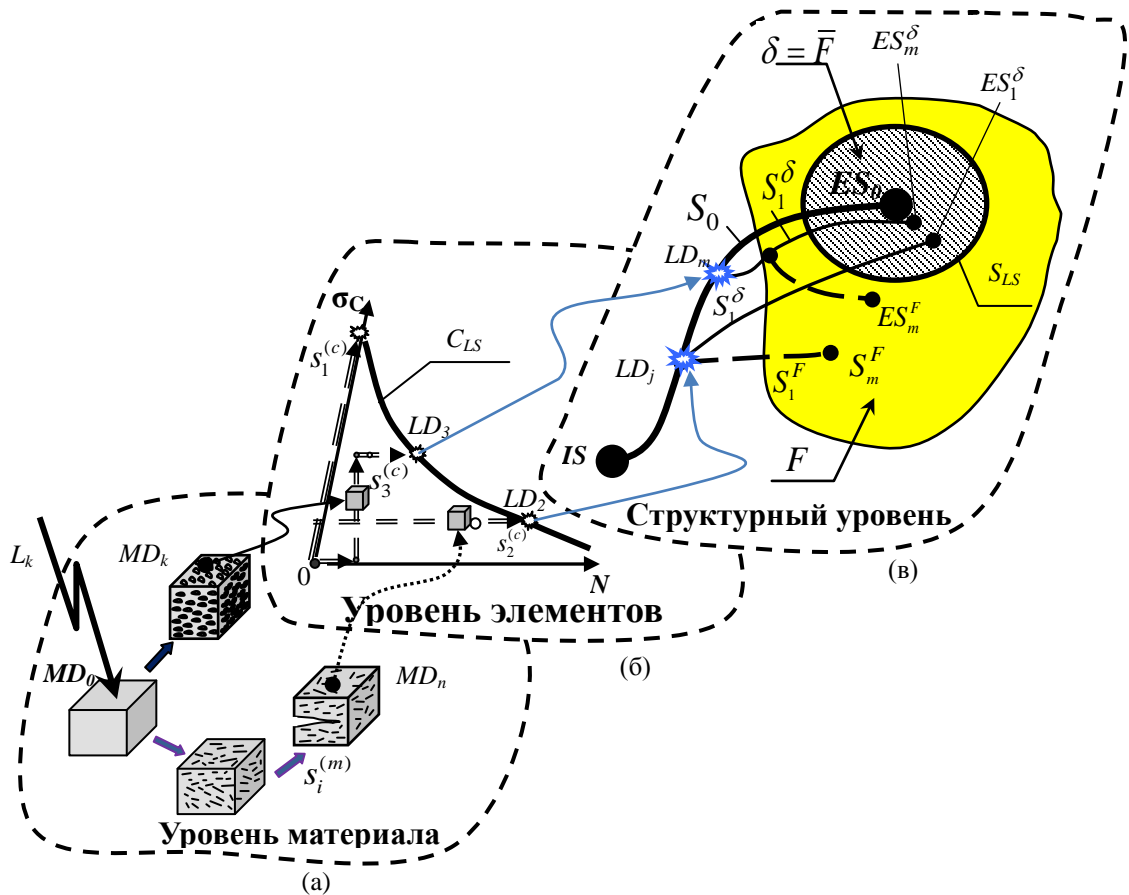


Рисунок. Многоуровневое сценарное дерево:

L_k – режим нагружения, MD_i i -ое поврежденное состояние мезообъема конструкционного материала, $s_i^{(m)}$ – сценарий накопления повреждений конструкционного материала, $s_i^{(c)}$ – сценарий разрушения конструктивного элемента, C_{LS} – функция предельных состояний конструктивного элемента, LD_j – локальное предельное состояние, F – области поврежденных состояний системы, $\delta = \bar{F}$ – область неповрежденных состояний, S_{LS} – функция предельных состояний системы в целом, IS – исходное неповрежденное состояние системы, ES_0 – предписанное конечное состояние системы, ES_1 – конечное состояние разрушения, $ES_1^{(\delta)}$ – конечное состояние неразрушения, находящееся в области δ , $S_1^{(\delta)}$ – макросценарий неразрушения, $S_1^{(F)}$ – макросценарий разрушения

Накопление повреждений и разрушение СТС представляет собой иерархически организованный процесс, который развивается по всей иерархии

масштабов, начиная от наномасштабов, соизмеримых с межатомными расстояниями, вплоть до макроскопического масштаба, определяемого структурой си-

стемы в целом. На основании моделей и методов, разработанных в рамках таких дисциплин как физика прочности, физическая мезомеханика, механика накопления повреждений, механика разрушения, теория надежности, теория систем, механика катастроф и с учетом возможностей современных методов технической диагностики (металлография, дефектоскопия, дефектометрия) было показано, что для обеспечения адекватных результатов моделирования процессов накопления повреждений и разрушения, учет всего множества масштабов является избыточным и для описания указанных процессов вполне достаточно трех масштабно-структурных уровней:

1) Мезоуровня, который интегрально учитывает более мелкие масштабы и характеризует физико-механические свойства конструкционного материала, накопление рассеянных повреждений в материале и разрушение мезообъемов. При этом процессы, протекающие на нано-, микро- и мезоуровне, учитываются через механические характеристики конструкционных материалов (уровень конструкционного материала).

2) Локального (элементного) макроуровня, описывающего процессы накопления повреждений, развитие макродефектов и разрушение отдельных конструктивных элементов (элементный уровень).

(3) Структурного макроуровня, характеризующего последовательность разрушения в сопряженных элементах и системе в целом (системный уровень).

В соответствии с выделенными масштабно-структурными уровнями могут быть сформированы и три уровня оценки живучести: (а) живучесть (стойкость) конструкционного материала, (б) живу-

честь конструктивных элементов системы и (в) структурная живучесть системы в целом.

В настоящее время была разработана совокупность индексов живучести, которая основана на детерминистических и вероятностных оценках прочности системы в поврежденном состоянии, а также на интегральных подходах, базирующихся на проведении риск-анализа системы, заключающемся в проведении качественного и количественного исследования структуры сценариев эскалации аварии [3, 4]. Использование индекса живучести, базирующегося на проведении риск-анализа рассматриваемой сложной технической системы, позволяет в наиболее полной мере учесть многовариантность сценариев разрушения. Проведение многоуровневого сценарного анализа позволяет сформировать поверхность живучести системы, которая определяет зависимость вероятности ее неразрушения от поврежденности материала, размеров макродефектов и структурной избыточности топологии системы.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №14-19-00776-П).

1. Н.А.Махутов, В.П.Петров, Д.О.Резников. Оценка живучести сложных технических систем//Проблемы безопасности и чрезвычайных ситуаций. 2009. № 3. с. 47-66.

2. Н.А.Махутов, Д.О.Резников. Многоуровневая оценка живучести сложных технических систем с учетом масштабно-структурной иерархии процессов накопления повреждений и разрушения//Безопасность в техносфере. 2016. т. 5. № 4. с. 3-17.

3. U.Starossek, M.Haberland. Disproportionate Collapse: Terminology and Procedures. Journal of Performance of Constructed Facilities. 2010. 24(6), pp.519-528.

4. J.W.Baker, M.Schubert, M.H.Faber. On the Assessment of Robustness, Journal of Structural Safety. 2008.vol. 30, pp. 253-267

НАКОПЛЕНИЕ ПОВРЕЖДЕНИЙ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Романов А.Н.

Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия; alrom37@mail.ru

Проведено экспериментальное обоснование деформационно-кинетического критерия усталостного разрушения конструкционных материалов во всем диапазоне долговечностей (малоцикловая и многоцикловая усталость).

Расчет предельных состояний (образование трещины) элементов конструкций осуществляется на основе использования экспериментальных данных о сопротивлении материалов циклическому деформированию и разрушению. Для описания условий разрушения разрабатываются критерии разрушения, описывающие общие закономерности разрушения.

Для малоциклового нагружения на основе представлений о разрушении как предельной работе микронапряжений на пути пластической деформации автором получены зависимости, определяющие накопление повреждений с ростом числа циклов нагружения:

при жестком нагружении (нагружение с заданным размахом упругопластической деформации в цикле) в виде:

$$\eta = \int_0^N \frac{\varepsilon_p^2}{\varepsilon^2} dN, \quad (1)$$

при мягком нагружении (нагружение с заданной амплитудой и асимметрией нагрузки в цикле)

$$\eta = \int_0^N \frac{\varepsilon_p^2}{\varepsilon^2} dN + \int_0^N \frac{\Delta\varepsilon}{\varepsilon} dN. \quad (2)$$

Первый член в зависимостях (2) определяет уровень накопленного повреждения от действия циклической пластической деформации, второй член - повреждение от односторонне накопленной пластической деформации за рассматриваемое число циклов нагружения. Зависимости (1) и (2) позволяют определять уровень накопленного повреждения за любое интересующее нас число циклов нагружения, в том числе и программного.

В предельном случае, когда наступает разрушение (образование трещины), зависимости (1) и (2) преобразуются в критерии соответственно для жесткого и мягкого нагружения в виде:

$$\int_0^{N_f} \frac{\varepsilon_p^2}{\varepsilon^2} dN = 1, \quad (3)$$

$$\int_0^{N_f} \frac{\varepsilon_p^2}{\varepsilon^2} dN + \int_0^{N_f} \frac{\Delta\varepsilon}{\varepsilon} dN = 1, \quad (4)$$

где ε_p - пластическая деформация (ширина петли гистерезиса) в полупереме растяжения, $\varepsilon_p - \varepsilon_p = \Delta\varepsilon$ - односторонне накопленная пластическая деформация в полупереме растяжения, ε_p - пластическая деформация в полупереме сжатия, ε - предельная деформация при статическом разрыве образца, соответствующая деформации перед потерей устойчивости пластической деформации, N и N_f - текущее и разрушающее число циклов соответственно.

При нагружении с заданным размахом упругопластической деформации (жесткое нагружение), когда размах пластической деформации в цикле (ширина петли гистерезиса) изменяется незначительно, в области малого числа циклов разрушения ($N_f \leq 10^3$ циклов) с достаточной для практики точностью справедлива зависимость:

$$\varepsilon_p^2 N_f = \varepsilon^2 \quad \text{или} \quad N_f = \frac{\varepsilon^2}{\varepsilon_p^2}, \quad (5)$$

из которой следует, что все металлические материалы в указанном интервале долговечностей имеют единую кривую зависимости $\varepsilon_p/\varepsilon$ от N_f .

Критерии (3 - 5) удовлетворительно описывают разрушение лишь при малом числе циклов нагружения (число циклов до разрушения составляет несколько тысяч циклов), когда повреждающая роль упругой деформации не велика по сравнению с ролью пластической деформации. С увеличением числа циклов до разрушения все большую долю повреждений вносит упругая составляющая действующих напряжений.

Было принято [1-5], что микронапряжения являются повреждающими и на пути упругой деформации. В результате были получены кинетические критерии, позволяющие описать уровни накопленных повреждений на любой стадии циклического нагружения, причем как в области малоциклового, так и многоциклового усталости, т.е. во всем диапазоне чисел циклов разрушения:

при жестком нагружении

$$\eta = \int_0^N \frac{\varepsilon_p e_{ep}}{\varepsilon^2} dN, \quad (6)$$

при мягком нагружении

$$\eta = \int_0^N \frac{\varepsilon_p \varepsilon_{ep}}{\varepsilon^2} dN + \int_0^N \frac{\Delta \varepsilon}{\varepsilon} dN. \quad (7)$$

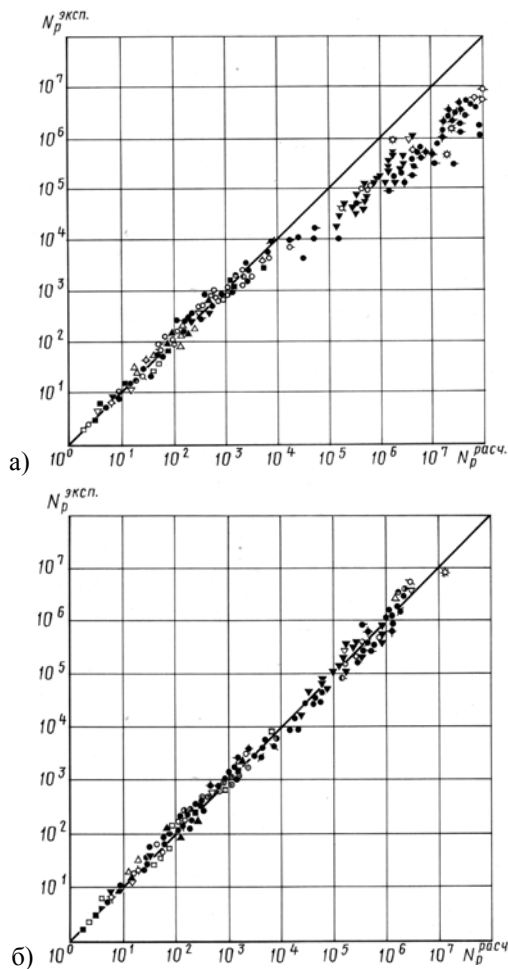


Рис.1. Сопоставление долговечностей, рассчитанных по уравнениям (4) и (9) с экспериментальными данными (соответственно а и б), полученными при мягком нагружении.

В предельном случае, когда наступает разрушение (образование трещины) соответственно

$$\int_0^{N_f} \frac{\varepsilon_p \varepsilon_{ep}}{\varepsilon^2} dN = 1, \quad (8)$$

$$\int_0^{N_f} \frac{\varepsilon_p \varepsilon_{ep}}{\varepsilon^2} dN + \int_0^{N_f} \frac{\Delta \varepsilon}{\varepsilon} dN = 1, \quad (9)$$

где ε_{ep} – упругопластическая деформация в цикле: $\varepsilon_{ep} = \varepsilon_p + \varepsilon_e$, ε_e – упругая деформация в полцикле растяжения: $\varepsilon_e = \sigma/E$.

При $\varepsilon_e = \text{const}$ и $\varepsilon_p = \text{const}$ (например, для циклически стабильного материала или когда изменением ширины петли гистерезиса в процессе нагружения можно пренебречь) зависимость (8) можно записать в виде:

$$\frac{\varepsilon_p \varepsilon_{ep}}{\varepsilon^2} N_f = 1 \quad \text{или} \quad N_f = \frac{\varepsilon^2}{\varepsilon_p \varepsilon_{ep}}. \quad (10)$$

Проверка критериев (8) и (9) показала их хорошее соответствие эксперименту во всем диапазоне чисел циклов до разрушения, т.е. как в малоцикловой, так и в многоцикловой области (рис.1). Причем в малоцикловой области роль упругой невелика и тогда зависимости (3)-(10) дают практически одинаковые результаты (рис.1,а).

Вклад в повреждение пластической и упругой деформации может быть оценен в соответствии с зависимостью (9) в виде:

$$\int_0^{N_f} \frac{\delta^2}{\varepsilon^2} dN + \int_0^{N_f} \frac{\Delta \varepsilon}{\varepsilon} dN + \int_0^{N_f} \frac{e_y \delta}{\varepsilon^2} dN = 1, \quad (11)$$

в котором накопленное при циклическом нагружении повреждение суммируется из усталостного повреждения η_1 , определяемого как

$$\eta_1 = \int_0^{N_f} \frac{\delta^2}{\varepsilon^2} dN, \quad \text{квазистатического повреждения}$$

η_2 , определяемого как $\eta_2 = \int_0^{N_f} \frac{\Delta \varepsilon}{\varepsilon} dN$, а также

повреждения от остаточных микронапряжений как

$$\eta_3 = \int_0^{N_f} \frac{e_y \delta}{\varepsilon^2} dN.$$

Обработка экспериментальных данных в соответствии с зависимостью (11) показала, что вклад каждой из составляющих зависит от уровня нагрузки (долговечности): при малом числе циклов до разрушения повреждающей является преимущественно квазистатическая составляющая, при больших долговечностях – упругая (рис.2).

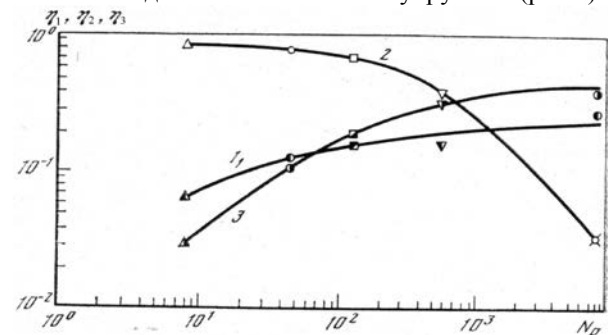


Рис.2. Зависимость предельно накопленных повреждений η_1 (1), η_2 (2) и η_3 (3) от долговечности стали ТС.

Исследованиями показано, что существует единое правило суммирования повреждений при циклическом нагружении. При этом условия нагружения влияют на характеристики сопротивления деформированию, входящие в зависимости (1) - (11), но не изменяют правило (закон) суммирования повреждений в соответствии с этими критериями, в том числе и при программном нагружении (двухчастотное, ступенчатое, с перегрузками, с временными выдержками в полциклах нагружения и т.д.).

Статья подготовлена при поддержке РФФИ №16-58-48008.

ЛОКАЛЬНОЕ ПОВРЕЖДЕНИЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ И РАССРЕДОТОЧЕННОЕ ТРЕЩИНООБРАЗОВАНИЕ ПРИ УСТАЛОСТИ

Романов А.Н., Филимонова Н.И.

Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия; alrom37@mail.ru

Показаны условия образования микротрещин, плотность их распределения в зоне окончательного разрушения в зависимости от уровня и характера нагрузки при малоцикловом нагружении.

Стадии образования магистральной трещины предшествует стадия рассредоточенного трещинообразования, связанная с неоднородностью развития деформаций в отдельных объемах упругопластически деформируемого металла. Деформационная неоднородность обусловлена структурной неоднородностью конструкционных металлических материалов. Деформационная неоднородность приводит к неоднородности накопления повреждений в локальных зонах деформируемого металлического конструкционного материала с образованием в них микротрещин (рис.1).

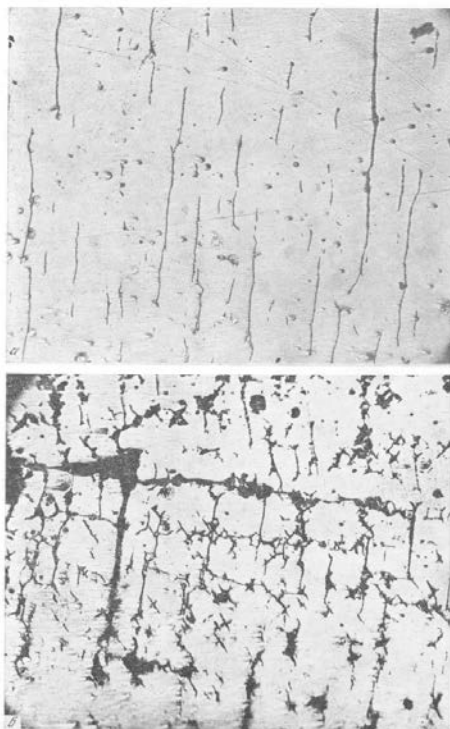


Рис.1. Характер образования микротрещин на поверхности образцов при циклическом растяжении-сжатии (а) и кручении (б).

Накопление повреждений и предельное состояние (образование микротрещины) описывается деформационно-кинетическим критерием в виде:

$$\int_0^{N_p} \frac{(K_{\mu\delta}\delta)^2}{\varepsilon^2} dN + \int_0^{N_p} \frac{K_{\mu\varepsilon}\Delta\varepsilon}{\varepsilon} dN = 1, \quad (1)$$

где δ - ширина петли гистерезиса в полцикле растяжения, $\Delta\varepsilon$ - односторонне накопленная пластическая деформация в полцикле растяжения,

ε - предельная деформация при статическом разрыве образца (соответствующая сопротивлению отрыва в точке S на кривых растяжения), $K_{\mu\delta}$ и $K_{\mu\varepsilon}$ - коэффициенты неоднородности циклической и односторонне накопленной деформаций соответственно.

Наибольшая плотность микротрещин наблюдается в зонах, прилегающих к месту разрушения (рис.2). Количество и размер микротрещин определяются условиями нагружения. Так, для стали X18H10T, испытанной при 650°C в условиях моногармонического циклического нагружения и с заданной амплитудой нагрузки максимальное количество микротрещин имело место в интервале долговечностей 300-400 циклов. Нагружение той же стали при указанной температуре с 5-минутными выдержками на экстремумах нагрузки сдвигает этот интервал влево и составляет 90-120 циклов до окончательного разрушения, а при двухчастотном нагружении (амплитуда высокой частоты составляла 65 МПа, соотношение частот 1:80) максимум микротрещин наблюдается при долговечностях 200-300 циклов.

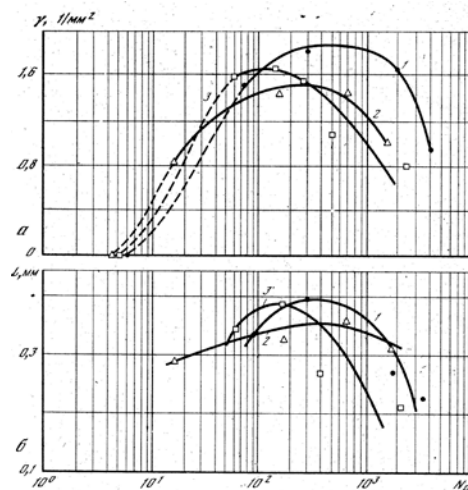


Рис. 2. Плотность микротрещин (а) в зоне разрушения и их среднестатистический размер (б) в зависимости от вида нагружения и числа циклов до разрушения:

1 - одночастотное нагружение, 2 - двухчастотное, 3 - нагружение с выдержками.

В указанных интервалах долговечностей имел место смешанный тип разрушения (квазистатический: со значительным накоплением пластических деформаций к моменту разрушения). Для меньших

долговечностей доля квазистатического повреждения растет и количество трещин уменьшается, и при долговечностях до 5-6 циклов видимые трещины (размером более 0,1 мм) практически не наблюдаются. При долговечностях, превышающих отмеченные выше интервалы, количество микротрещин также уменьшается, но имеющиеся отдельные микротрещины к моменту разрушения, как правило, имеют большие размеры. Размер микротрещин также зависит от условий нагружения, и для указанных видов нагружения максимальный среднестатистический размер микротрещин соответствовал интервалам долговечностей с максимальным количеством микротрещин. Наибольшая плотность трещин и их размер имели место для моногармонического циклического нагружения в малоциклового области и наименьшие – при двухчастотном нагружении. Это означает, что дополнительное наложение высокочастотной нагрузки, также как и выдержка при экстремуме нагрузки, в большей мере способствует закреплению очагов разрушения в местах максимальной деформации, определившихся при исходном нагружении.

С ростом числа циклов нагружения процесс перераспределения деформации по базе, и к моменту разрушения в зоне развития магистральной трещины наблюдаются наибольшие значения деформаций и количество микротрещин (рис.3).

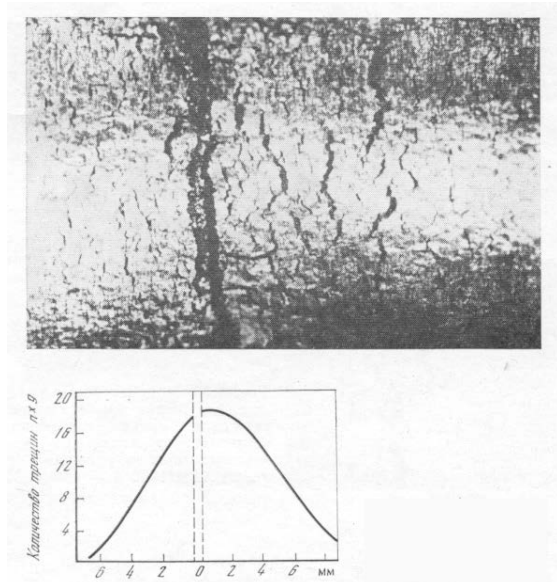


Рис. 3. Распределение количества микротрещин у зоны разрушения образца.

Кроме структурной неоднородности поликристалла, обусловленной различной ориентацией зерен к направлению действующей нагрузки и их различными прочностными свойствами, зависящими от распределения легирующих элементов и примесей, в ряде случаев может наблюдаться структурная неоднородность в виде макроучастков значительных размеров (особенно после техно-

логической обработки: прокатка, штамповка, ковка) с повышенным и пониженным содержанием легирующих элементов. Эти участки по-разному сопротивляются малоциклового деформированию и разрушению вследствие их различных исходных прочностных свойств.

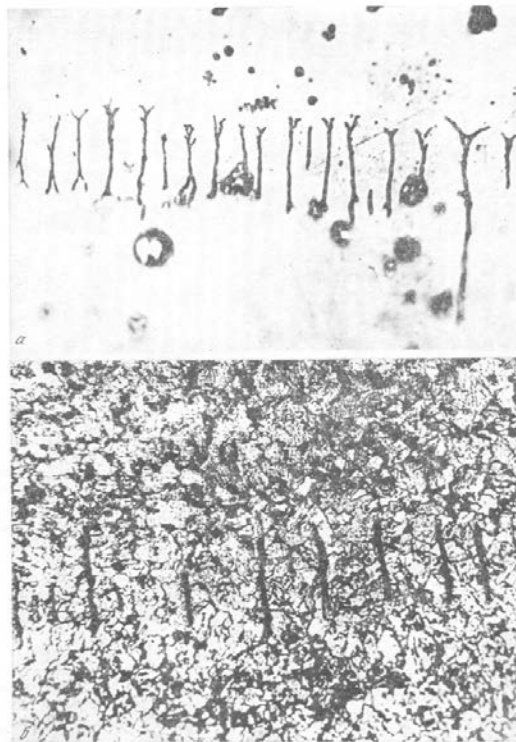


Рис.4. Особенности образования микротрещин малоциклового усталости стали при циклическом кручении при температуре 450° С.

Для двухфазных и многофазных сталей и сплавов деформационные процессы активизируются в наименее прочных фазах.

Деформационная неоднородность (в отличие от структурной неоднородности, оцениваемой аналогичным образом по параметрам рассеяния показателей микротвердости) может быть оценена коэффициентами неоднородности от пластической деформации $K_{\mu\delta}$ и односторонне накопленной пластической деформации $K_{\mu\varepsilon}$, определяемых в виде:

$$K_{\mu\delta} = \delta_i / \delta_{\text{ср}} \quad \text{и} \quad K_{\mu\varepsilon} = \varepsilon_i / \varepsilon_{\text{ср}}, \quad (2)$$

где δ_i – местная пластическая деформация в цикле; $\delta_{\text{ср}} = \delta_k$ – средняя величина ширины петли гистерезиса в цикле, измеренная на всей рабочей базе; ε_i – местная односторонне накопленная деформация в рассматриваемом цикле нагружения; $\varepsilon_{\text{ср}} = \varepsilon_k$ – средняя односторонне накопленная деформация на большой базе измерения.

Статья подготовлена при поддержке РФФИ №16-58-48008.

ФРИКЦИОННЫЕ СВОЙСТВА УУКМ И ПУТИ ИХ УЛУЧШЕНИЯ

Рощин М.Н

Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия., roschin50@yandex.ru

Работа посвящена высокотемпературным лабораторным трибологическим испытаниям углерод-углеродного композиционного материала и его модификации. Рассмотрены варианты модификации поверхности трения для уменьшения коэффициента трения при высоких температурах.

Введение

Проблемы надежности узлов трения механических систем существуют с момента их создания. С развитием техники и ужесточение требований к ее эксплуатации (нагрузки, температуры и др.) требует создание новых конструктивных решений и новых материалов, обеспечивающих работоспособность узлов и агрегатов в экстремальных условиях. Обеспечения работоспособности узлов трения в условиях высоких температур очень актуальна практически во всем машиностроительном комплексе и обусловлена низкой надежностью и большими затратами на восстановительный ремонт высокотемпературных узлов трения, для которых невозможно применения смазочных масел.

Это узлы трения, работающие при температуре больше 300 °С, особенно это двигателестроение, а конкретнее авиадвигатели. Большой интерес при создании узлов трения представляют углерод-углеродные композиционные материалы (УУКМ), содержащие углеродный армирующий элемент в виде дискретных волокон. Достоинствами УУКМ являются малая плотность (1,3 – 2,1 т/м³); высокие теплоемкость, сопротивление тепловому удару, эрозии и облучению; низкие коэффициенты трения и линейного расширения; высокая коррозионная стойкость; широкий диапазон электрических свойств (от проводников до полупроводников); высокие прочность и жесткость. Уникальной особенностью УУКМ является увеличение прочности в 1,5-2,0 раза и модуля упругости при повышении температуры [1].

Трение реальных графитовых материалов утрачивает способность смазывать в осушенных газах в вакууме и на воздухе при температуре выше 200-250°С. А медь вообще не обладает смазочной способностью [2].

Применение УУКМ в узлах трения, по сравнению с графитовыми материалами, является перспективной задачей, поскольку в условиях пуска и останова оборудования, когда возможен значительный перепад температуры в зоне трения, углеродные материалы не склоны к термоагрегированию. Однако широкое применение УУКМ в узлах трения при высоких

температурах сдерживается в связи с тем, коэффициент трения имеет высокое значение.

Цель работы

Модификация поверхности трения УУКМ с целью уменьшения коэффициента трения для работы в диапазоне температур (0...800 °С).

Для решения поставленной задачи по модификации поверхности трения УУКМ рассматривалось несколько вариантов. Одним из которых является гальваническое покрытие из меди. Нанесенное покрытие из меди разделяет при трении поверхность УУКМ и контртела – сталь. Вторым вариантом являлось покрытие из высокотемпературного герметика Makroflex, работоспособного до температуры 1200 °С. На поверхность трения 10x10 мм гальваническим способом наносился слой меди толщиной 5...10 мкм. Аналогично на поверхность трения наносилась паста герметика Makroflex толщиной 100...200 мкм. Затем образцы подвергались сушке при температуре до 95°С. Испытаниям были подвергнуты 3 вида образцов: УУКМ, УУКМ с гальваническим покрытием меди и УУКМ с покрытием герметиком Makroflex.

Для проведения триботехнических испытаний был использован высокотемпературный стенд ВТМТ-1000, разработанный в ИМАШ РАН, обеспечивающий режим трения образцов по пальчиковой схеме в интервале температур 0...1000 °С в условиях диапазона нормальных нагрузок 50 – 500 Н. Нагрев поверхности трения возможен до температуры 1000 °С.

В процессе испытаний осуществлялся контроль нагрузки на испытываемые образцы, скорость вращения шпинделя установки, время испытаний и температура. Регистрация момента трения и осуществляется с использованием тензометрических датчиков ZET 7111 Tensometer CAN. Данные передаются в цифровом виде по интерфейсу CAN 2.0, используя протокол Modbus. Измерение температуры нижнего стального образца (нагреваемого до заданной температуры), осуществлялся термопарой хромель-алюмель с регистрацией на приборе с использованием датчиков температуры ZET 7120 ThermoTC-CAN.

Диапазон контроля при использовании на входе датчика ТХА 1200 °С.

Для испытаний использовался объемно-армированные УУКМ, производства ОАО «Композит».

Испытания проводились на образцах 10x10x8 мм, изготовленных из УУКМ, в паре трения со сталью 40Х13. Площадь контакта составляла 300 мм², средний диаметр расположения образцов – 66 мм, линейная скорость – 0,162 м/с, осевая нагрузка: 9; 15; 20; 30 кг. Измерение момента трения осуществлялось от температуры 20°С до 800°С с шагом 100° [3].

В результате испытаний было установлено, что с ростом температуры от 400°С до 700°С коэффициент трения при нагрузке 1,0 МПа в паре трения УУКМ-40Х13 растет с 0,31 до 0,47, рис. 1. Пара трения УУКМ с покрытием гальванической меди и 40Х13 при температуре от 400°С до 600°С значение коэффициента трения оставалось неизменным и составляло 0,375. С дальнейшим повышением температуры до 800°С коэффициент трения вырос до 0,447. В диапазоне температур 600...700°С коэффициент трения УУКМ с покрытием меди меньше примерно на 22%, чем у УУКМ. Коэффициент трения модифицированной поверхности трения УУКМ с покрытием герметиком Makroflex во всем диапазоне температур от 400°С до 800°С монотонно падал и при температуре 800°С составил 0,102.

1. Новые материалы. Колл. авторов. / Под ред. Ю.С. Карабасова. – М: МИСИС. – 2002 – 736 с.
2. Васильев Ю.Н. Трение твердых смазочных материалов // Трение и смазка в машинах и механизмах. 2012, №9, С. 28-33.
3. Рошин М.Н. Исследование фрикционных свойств материалов при высоких температурах // Современные проблемы теории машин: Материалы VI международной научно-практической конференции. – Новокузнецк: НИЦ МС, 2018, №6, С.7-9.

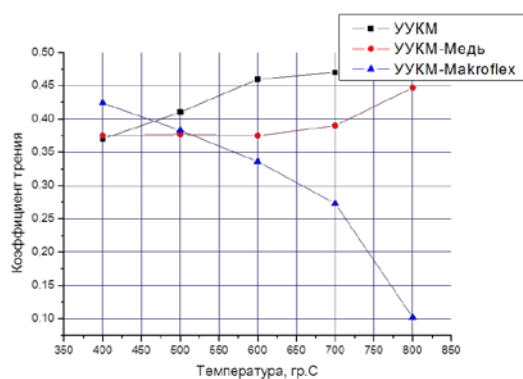


Рис. 1. Зависимость коэффициента трения от температуры при нагрузке 1 МПа.

Выводы.

Проведенные исследования показали, что в интервале температуре 500...800°С модифицированная поверхность УУКМ герметиком Makroflex при нагрузке 1,0 МПа имеет меньший коэффициент трения, а при температуре 800°С он составил 0,102.

ГИСТЕРЕЗИСНЫЕ ПОТЕРИ ПРИ ЛОКАЛЬНО КОНТАКТНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ АЛЮМИНИЯ В УСЛОВИЯХ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧНОСТИ

В.С. Савенко¹, О. А Троицкий²

¹ МГПУ им И.П. Шамякина, Беларусь; savenko-vl@rambler.ru

² ИМАШ РАН им. А.А.Благодирова, Москва, Россия; otroitsky@mail.ru

В работе рассмотрены структурные характеристики гистерезисных потерь при локально-контактном деформировании материалов. Показано, что под действием сосредоточенной нагрузки при контактном деформировании происходит незначительное обратимое смещение атомов, что соответствует поверхностному деформационному наклёпу при электропластическом деформировании волочением.

Наиболее распространенным случаем силового взаимодействия деталей машин, конструкций, узлов, является контактное нагружение, возникающее в сопряжённых элементах в процессе эксплуатации. Одним из факторов, которые определяют условия трения и износа деталей машин, является сопротивление материала упругопластической контактной деформации. Величина возникающих в деформированном металле гистерезисных потерь, является одним из параметров, которые определяют величину деформационной составляющей внешнего трения [2].

В работе представлены результаты исследования структурных характеристик гистерезисных потерь при локально-контактном деформировании материалов.

Деформированию подвергались образцы диаметром от 2,48 – 5 мм из электротехнической алюминиевой проволоки, один из которых проходил волочение без воздействия тока, а второй подвергался волочению в условиях многопереходной прокатки при реализации электропластической деформации симпульсным током плотностью 10^3 – 10^4 А/мм² и длительностью 10^{-5} с в зоне деформации.

Наряду с упругой деформацией при контактном деформировании сосредоточенной нагрузкой в виде алмазного индентора с углом в вершине 136° , существует также обратимая неупругая (релаксационная) деформация при повторных нагружениях в отпечатке ϵ_δ , которая является параметром материала, характеризующим его структуру, стойкость к усталостному разрушению и гистерезисные потери в материале при локальном контактном нагружении [1].

Исследования проводились на микротвердомере Buehler Micromet 5114, с помощью программного обеспечения Atami Studio 3.4, по методу невосстановленного отпечатка с использованием четырехгранной пирамиды с квадратным основанием (пирамиды Виккерса). Используют специальную методику индентирования [2], получены результаты исследований по данным проекций отпечатков и усилий деформации, с различным временем

индентирования (5 – 20 с.), с построением графиков в программе Matchcad обратимой неупругой (релаксационной) и упругой деформации.

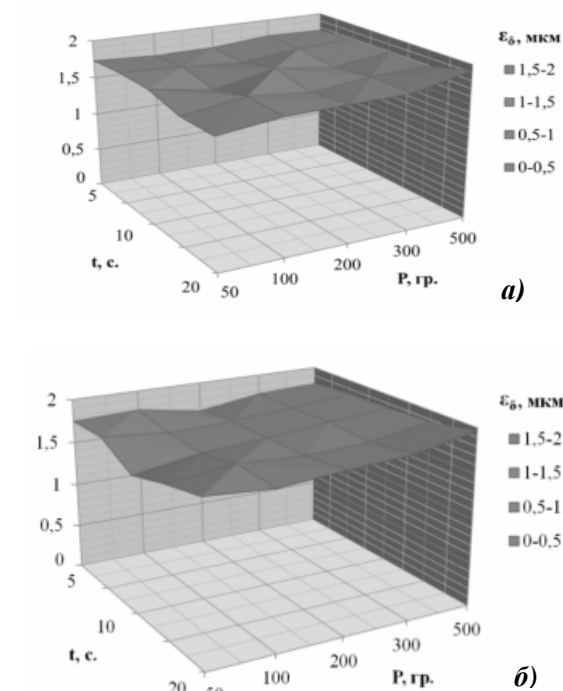


Рис. 1. Обратимая неупругая деформация на образцах: а) без тока; б) с током

Из рис. 1,2 видно, что в образце с током величина обратимой неупругой (релаксационной) деформации в целом увеличивается, что приводит к увеличению пластичности образца. В образцах с током и без тока упругая деформация остаётся постоянной, что свидетельствует о крайне малом восстановлении отпечатка под влиянием упругих сил. Таким образом, под действием сосредоточенной нагрузки при контактном деформировании происходит незначительное обратимое смещение атомов, что соответствует поверхност-

ному деформационному наклёпу при электропластическом деформировании волочением.

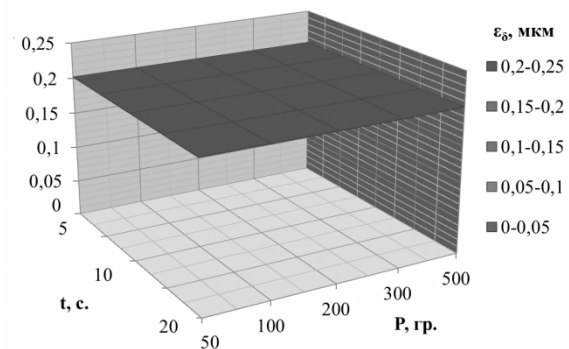


Рис. 2. Упругая деформация на образцах без тока и с током

1. Троицкий, О.А. Физические и технологические основы электропластической деформации металлов: монография / О.А. Троицкий, В.С. Савенко. – Мозырь: МГПУ им. И.П. Шамякина, 2016. – 208 с.

2. Кошкин, В.И. Оценка структуры и механических свойств материалов по статистическим характеристикам микротвёрдости / В.И. Кошкин. – М.: МГИУ, 2001. – 62 с.

МОРФОЛОГИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ АЛЮМИНИЯ В УСЛОВИЯХ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧНОСТИ

В.С. Савенко¹, О. А Троицкий²

¹МГПУ им. И.П. Шамякина, Мозырь, Беларусь; savenko-vl@rambler.ru

²ИМАШ РАН им. А.А.Благоднарова, Москва, Россия; otroitsky@mail.ru

При электропластическом волочении с пропусканием импульсов электрического тока большой плотности через зону деформации, в образце алюминия изменяется кинетика пластической деформации и соответственно, физико-механические характеристики алюминиевой проволоки. Микроструктура деформированного алюминия становится более мелкозернистой с появлением зон рекристаллизации с увеличением количества субзёрен

Одной из важнейших задач современного физического материаловедения является получение материалов с высокими эксплуатационными свойствами улучшенными физико-механическими характеристиками. Электропластическая деформация, основанная на дополнительном воздействии на металл короткими импульсами электрического тока во время деформирования, является одним из способов улучшения служебных характеристик металла, позволяет интенсифицировать технологический процесс.

В работе представлены результаты морфологического анализа микроструктурных исследований образцов электротехнической алюминиевой проволоки АКЛП-5ПТ, диаметром от 2,48 – 5 мм деформированной многоходовой прокаткой волочением в условиях электропластической деформации с импульсным током большой плотности 10^3-10^4 А/мм² и длительностью 10^{-4} с, второй образец проходил прокатку без тока.

Исследования проводились на приборе «Постмикромониторинг МК-3» с использованием растрового микроскопа MICROVert Planar, для определения микроструктуры образцов деформационного алюминия. При помощи компьютерной программы Autoscan Objects, проводился морфологический анализ изображения микроструктуры, с выделением гистограмм по классам (рис. 1).

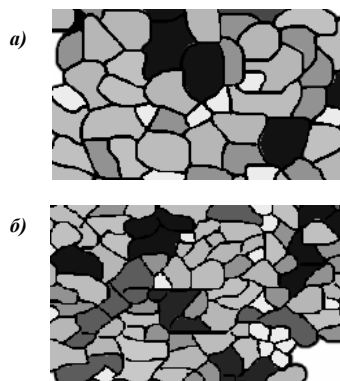


Рис. 1. Морфология образцов алюминиевой проволоки: без тока (а) и с током (б) (1500x)

Анализ расчетов по периметру зёрен (рис. 2) показал существенное влияние импульсов тока на деформационные процессы в алюминии и создание мелкозернистой микроструктуры в образцах, прошедших деформирование в условиях электропластичности.

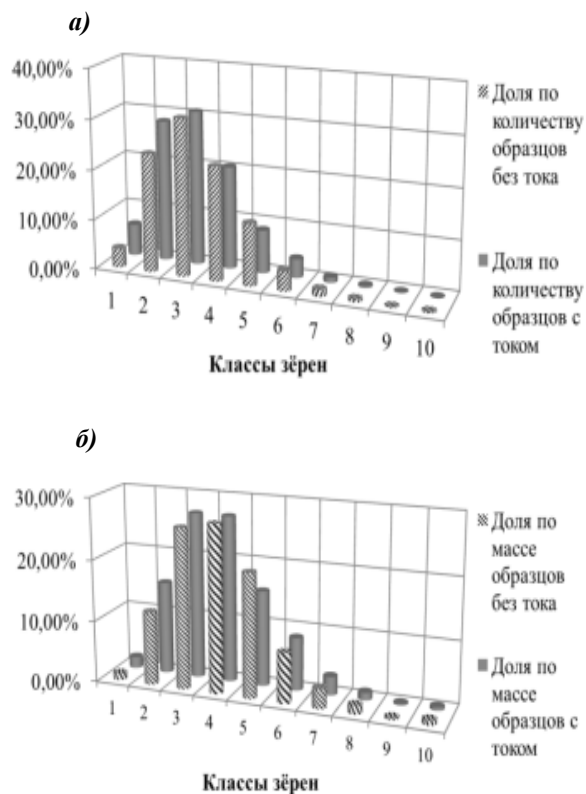


Рис. 2. Распределение периметра зёрен: а) по количеству; б) по массе

На рисунке 2(а) максимальное количество зёрен в образце без тока относится к классам, находящимся на интервале от 2 до 4 (3,38 – 5,61 мкм), а на образце, прошедшем электропластическое деформирование с током (2,47 – 4,13 мкм.).

На рисунке 2(б) максимальное количество зёрен на образце без тока принадлежит классам, лежащим на интервале от 2 до 5 (3,38 – 6,73 мкм.), а

на образце с током принадлежит классам, в интервале от 2 до 5 (2,47 – 4,96 мкм.).

Во всех исследуемых образцах с током количество и масса зёрен 2-го и 3-го классов (мелкие по периметру) значительно больше, чем у образцов деформировавшихся без тока, что свидетельствует об уменьшении периметра зёрен и создании мелкозернистой структуры под воздействием электропластического деформирования.

Таким образом, при электропластическом волочении с пропусканием импульсов электрического тока большой плотности через зону деформации, в образце алюминия изменяется кинетика пластической деформации соответственно, физико-механические характеристики алюминиевой проволоки. Микроструктура деформированного алюминия становится более мелкозернистой с появлением зон рекристаллизации с увеличением количества субзёрен [1].

Уменьшение размера зерна приводит к улучшению прочностных свойств материала (повышение пластичности, пределов текучести и прочности). Повышение пластичности алюминиевой проволоки при волочении в условиях воздействия электрического тока большой плотности в зоне деформации улучшает ее обрабатываемость, снижает усилия деформации, энергопотребление, улучшает служебные, электротехнические и механические характеристики, что даёт возможность получать остаточное изменение формы и размеров без нарушения сплошности [2].

1. Троицкий, О.А. Фундаментальные и прикладные исследования электропластической деформации металлов / О.А. Троицкий, В.С. Савенко. – Минск: ИВЦ Минфина, 2013. – 375 с.

2. Физические теории пластичности: учеб. пособие/ П.В. Трусов, П.С. Волегов, Н.С. Кондратьев. – Пермь: Изд-во Перм. нац. исслед. политехн. ун-та, 2013. – 244 с.

ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТОВ В ОПОРНОЙ НОГЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ БАШНИ ВЫСОТОЙ 72 МЕТРА НА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ ЕЕ КОНСТРУКЦИИ

И.А. Самохвалов^{1,2}, В.И. Ерофеев^{2,3}

¹Нижегородский архитектурно-строительный университет, Нижний Новгород, Россия; vantys1994@yandex.ru

²Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,
Нижний Новгород, Россия

³ Институт проблем машиностроения РАН Нижний Новгород, Россия

Объектом исследования в данной работе является металлическая башня с наличием дефекта. Недостаточная надежность работы опорных узлов башен обусловлена совокупностью ряда факторов. Повреждение, о котором идет речь, представляет собой скол элемента металлической трубы в нижней секции башни. Для моделирования отказа части конструкции применялся метод поэтапного снижения жесткости отказавшей части.

Объектом исследования в данной работе является металлическая башня для установки антенно-фидерного оборудования с наличием дефекта в ноге первой секции.

Актуальность темы исследования заключается в недостаточной изученности несущей способности опор при наличии дефектов, а так же в недостаточной изученности влияния атмосферных воздействий и осадков на целостность опорных элементов башни.

Основными задачами работы являются:

1) Моделирование повреждения опорной ноги башни;

2) Численный расчет башни с дефектом;

3) Проверка правильности расчета, путем сравнения полученных перемещений узлов в модели и реальных отклонений конструкции, полученных при проведении мониторинга геодезических измерений вертикальности башни.

Недостаточная надежность работы опорных узлов башен обусловлена совокупностью ряда факторов. Выявить истинные причины отказов опор и наметить пути их совершенствования можно только на основании статистических данных о повреждаемости элементов этих опор. Отсутствие отказов являются единственным критерием проверки правильности практических решений и теоретических предпосылок.

Основная масса высотных башен подобного типа была построена в на рубеже XX и XXI веков. Срок службы данных конструкций составляет 40 лет. На основе этого они проектировались на нормативные нагрузки с повторяемостью 10-15 лет (расчетные 25-50 лет) [1]. Необходимо отметить, что для множества опор эти сроки подходят к концу.

Недостаточная надежность работы опорных узлов башен обусловлена совокупностью ряда факторов. Чаще всего такие объекты сооружаются на открытой местности и основной причиной разрушения опор является ветровая нагрузка. Именно направление и скорость ветровой нагрузки принимаются в качестве исходных данных при определении расчетных горизонтальных нагрузок. Ветровое давление может вызвать поломку и

падение опор. Поэтому при расчете опор необходимо учитывать ураганный ветер, действующий на опору. При расчете этих конструкций, необходимо учитывать наличие следующих дополнительных факторов: коррозия, износ от знакопеременных нагрузок, старение материалов.

Металлические опоры выполняют из прокатных или холодногнутых профилей, имеющих форму уголков, швеллеров, двутавров, круглой стали или трубчатых сечений. В высотных сооружениях формообразование и применение соответствующих профилей связаны с величиной нагрузки от ветра, а часто и от гололеда. Если сделать конструкцию обтекаемой, уменьшается влияние ветровой нагрузки, что приведет к уменьшению веса опоры.

Рассматриваемая башня представляет собой стержневую конструкцию, из круглых труб различного диаметра.

Повреждение, о котором идет речь, представляет собой скол элемента металлической трубы в нижней секции башни (рис.1).

В первоначальной постановке определялись усилия в КЭМ башни до наличия повреждения и после. Модель была выполнена в стержневых элементах, для определения максимальных значений сжатия и растяжения в поясах. Были получены также значения перемещений узлов башни, которые в итоге сравнивались.

Для моделирования отказа части конструкции применялся метод поэтапного снижения жесткости отказавшей части [2,3]. Жесткость участка с повреждением уменьшалась в два раза (за счет изменения характеристик трубы). В результате расчета было получено, что перемещение верхней точки конструкции при наличии дефекта возрастают с 292 мм до 320 мм, что частично совпадает с натурными измерениями вертикальности до и после повреждения.

Затем рассматривалось конкретное повреждение опорной ноги с моделированием частичного скола металла. Так как пластинчатые элементы не конструируются, определять несущую способность необходимо по напряжениям. Определялись и сравнивались эквивалентные напряжения (T/m^2), приве-

денные к эквивалентному сжатию по одной из четырех теорий прочности. Расчет выполнялся по 4 теории прочности - энергетической теории Губера-Мизеса-Хенки. При анализе расчета по этой теории нет необходимости смотреть на вектора выравнивания напряжений, результаты выводятся по модулю. Сравнив полученные значения напряжений в трех слоях (внутренний, средний и наружный слой пластинчатых элементов) с пределом текучести стали в ПК SCAD, мы можем сделать вывод о несущей способности опорной ноги.

На рис. 2 приведены значения напряжений для неповрежденной конструкции.

Таким образом, в зоне дефекта ноги наблюдается концентрация и рост напряжений в три раза превышающий предел текучести, а значения напряжений в теле ноги возрастают от 8000 до 280000 Т/м². Для стали 20, из которой изготовлена опорная нога, предел текучести составляет 22500 Т/м². На основании этого можно сделать вывод о том, что отказ части опорной ноги привел к перераспределению усилий в других несущих элементах конструкции, которые были запроектированы с большим запасом прочности и смогли предотвратить разрушение башни.



Рис. 1 Повреждение опорной ноги башни

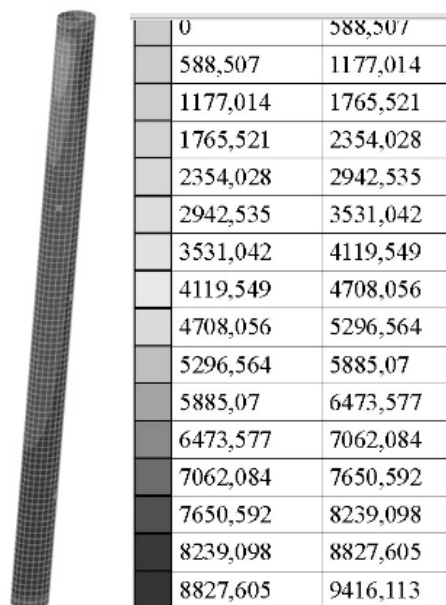


Рис. 2 Напряжения в неповрежденной опорной ноге, Т/м²

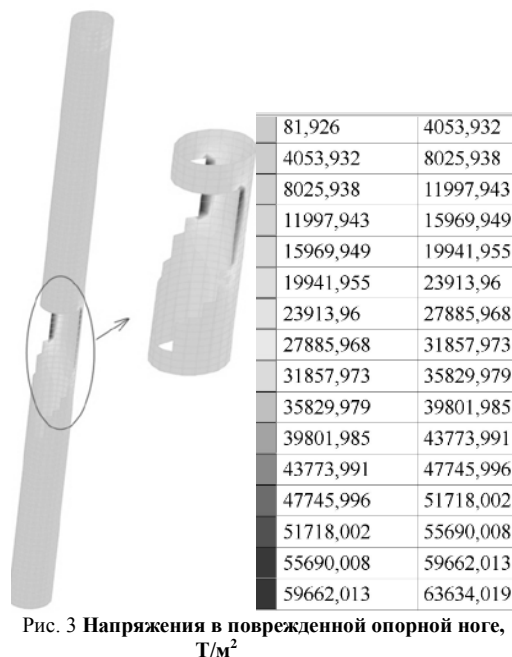


Рис. 3 Напряжения в поврежденной опорной ноге, Т/м²

- 1 Крюков, К. П. Конструкции и расчет опор линий электропередачи / под общ. ред. К. П. Крюкова. – Москва ; Ленинград : Энергия, 1964. – 586 с. : ил.
- 2 Алмазов В.О., Белов С.А., Набатников А.М. Предотвращение прогрессирующего разрушения // Городской строительный комплекс и безопасность жизнеобеспечения граждан (научно-практическая конференция). – М.: МГСУ. – 2004. – 11 с.
- 3 Кулябко В.В. Моделирование динамических процессов прогрессирующего разрушения сооружений // Особенности проектирования и расчета пространственных конструкций на прочность устойчивость и прогрессирующее обрушение. Тезисы докладов. – М. – 2009. – С. 50 - 51.

ЛАЗЕРНО-УДАРНО-ВОЛНОВАЯ ОБРАБОТКА КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Г.Ж. Сахвадзе

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

Лазерно-ударно-волновая обработка (ЛУВО) материалов является эффективной современной технологией обработки металлических материалов, при которой в приповерхностной области генерируются значительные сжимающие остаточные напряжения (СОН), которые способствуют повышению их прочностных, трибологических и эксплуатационных характеристик. В настоящей работе проведено конечноэлементное моделирование технологии многократной лазерно-ударно-волновой обработки (МЛУВО) с использованием метода собственных деформаций (МСД).

Введение

Общая методология технологии лазерно-ударно-волновой обработки (ЛУВО) материалов заключается в следующем: обрабатываемую поверхность (рис. 1а, позиция 5) покрывают непрозрачным для лазерного излучения слоем с низкой температурой испарения: черной краской, металлической фольгой или лентой (3). Сверху находится прозрачный слой (2), роль которого наиболее часто выполняет вода. Энергия лазерного импульса (1) 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 и быстро распространяется в материал в виде ударной волны (4), которая способствует появлению в материале сжимающих остаточных напряжений.

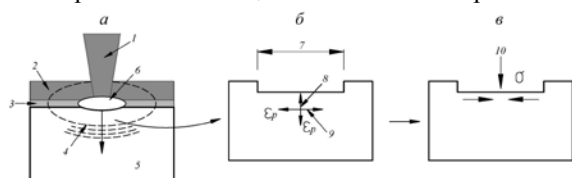


Рис. 1. Схематическое представление протекающих в материале процессов при применении технологии ЛУВО и механизма возникновения остаточных напряжений: а) принципиальная схема технологии ЛУВО; б) возникновение пластических деформаций в приповерхностной области во время действия лазерного излучения – явная динамическая задача - моделируется в конечноэлементном пакете LS-DYNA; в) возникновение остаточных напряжений после окончания лазерного воздействия – неявная статическая задача, как упругий отклик на введенные в систему собственные деформаций - моделируется в конечноэлементном пакете ANSYS: 1 – лазерный импульс; 2- прозрачный слой; 3 – непрозрачный слой; 4 – ударная волна; 5 – исследуемый материал; 6- плазма; 7 – область воздействия лазерного импульса; 8 - сжатый в вертикальной плоскости материал (сжимающие пластические деформации); 9 - растянутый в горизонтальной плоскости материал (растягивающие пластические деформации); 10 – релаксация деформируемого материала, вызывающей создание поля сжимающих остаточных напряжений в поверхностном слое

В настоящей работе численно исследуется плоский образец из ВТ-6 при его обработке по тех-

нологии многократной лазерно-ударно-волновой обработки (технология МЛУВО), т.е. при применении классической технологии ЛУВО на одном и том же месте несколько раз. Заметим, что технология МЛУВО может быть успешно применена и для обработки больших и криволинейных поверхностей. Отметим, что если для таких поверхностей использовать классическую модель ЛУВО [1], то возникают значительные вычислительные трудности, но, используя метод собственных деформаций (МСД), описанный ниже, их можно избегать.

Концепция метода собственных деформаций

В работе представлена практическая реализация в конечноэлементных пакетах LS-DYNA и ANSYS сравнительно нового подхода для решения задач определения остаточных напряжений при ЛУВО. Данный подход основан на концепции собственных деформаций. Термин «собственные деформации» впервые ввел Рейснер (Reissner) в 1931 году [2]. Под этим термином он понимал неупругие деформации, соответствующие самоуравновешенным остаточным напряжениям. В 1991 году Мура (Mura) [3] предложил более общее определение собственной деформации (eigenstrain), принятое в современной научной литературе. В рамках геометрически линейной теории это могут быть неупругие деформации любой природы (температурные, пьезоэлектрические, пластические, ростовые, фазовые и др.). Использование термина собственной деформации позволяет исследователю абстрагироваться от природы возникновения той или иной пластической деформации [4].

Стратегия численного моделирования

Предложенная стратегия реализации технологии ЛУВО в конечноэлементной модели, как было сказано выше, состоит из двух шагов: 1) вычисляются собственные деформации, вызванные с применением технологии ЛУВО путем решения явной задачу динамического анализа посредством МКЭ-пакета LS-DYNA (номер лицензии 10312012); 2) далее решается неявная задача ANSYS (номер лицензии 660578), где полученные на шаге 1 соб-

ственные деформации вводятся в качестве входных данных, и проводится упругое моделирование задачи для определения полных остаточных напряжений, вызванных технологией ЛУВО (рис. 2).

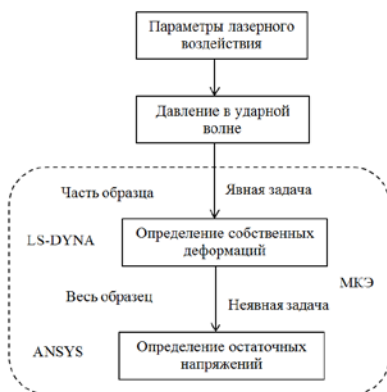


Рис. 2. Стратегия численного моделирования

Конечноэлементное моделирование. Вычисление собственных деформаций, вызванных с применением технологии МЛУВО (явная задача). В качестве исследуемого материала выбран титановый сплав ВТ6. Считаем, что лазерный импульс падает на поверхность, покрывая квадратный участок с размером 3х3мм. Для вычисления собственных деформаций, вызванных с применением технологии ЛУВО, сначала решается явная задача в LS-DYNA по распространению ударной волны в твердом материале со специфическим рассмотрением упруго-пластического поведения материала. При ЛУВО из-за воздействия большого по величине и кратковременного по времени давления скорости деформации в исследуемом материале достигают величин 10^6 с^{-1} и более, поэтому при расчетах напряженно-деформированного состояния в качестве определяющего соотношения используется модель пластического деформирования материала Джонсона-Кука [5]:

$$\sigma = (A + B\bar{\epsilon}^n) (1 + C\dot{\bar{\epsilon}}^m) [1 - (T^*)^m],$$

где σ – эквивалентное напряжение по Мизесу, $\bar{\epsilon}$ – эквивалентная пластическая деформация, $\dot{\bar{\epsilon}}^* = \dot{\bar{\epsilon}}/\dot{\bar{\epsilon}}_0$ – безразмерная эквивалентная скорость деформации ($\dot{\bar{\epsilon}}_0 = 1.0 \text{ с}^{-1}$), T^* – гомологическая температура.

Упругое моделирование (неявная задача). После определения собственных деформаций, вызванных с использованием технологии ЛУВО (шаг 1), они используются в качестве входа для упругого моделирования (шаг 2), что позволяет определять полные остаточные напряжения, вызванные ЛУВО для всего исследуемого образца, а не только для его участка с простой геометрией (как в нашем случае). Полученные собственные деформации вводятся в соответствующей подпрограмме ANSYS как анизотропные коэффициенты теплового расширения α_{ij} [6]:

$$\alpha_{ij} = \epsilon_{ЛУВО,ij}^*$$

Т.к. α_{ij} включает в себя 6 независимых компонен-

тов, процедура счета позволяет описать любые возможные сочетания собственных деформаций. После этого запускается неявный решатель ANSYS с температурной вариацией $\Delta T = 1$ и решается прямая термоупругая задача. Исследуемый образец упруго деформируется:

$$\epsilon_{упр,ij} = \alpha_{ij} \Delta T,$$

и, путем перерасчета по закону Гука, получаем распределение остаточных напряжений ($\sigma_{ЛУВО}$) для всего образца на каждом шаге. В конечноэлементном анализе используются тетраэдральный элемент С3D4Т (с линейным изменением смещения и температуры в узлах, которых вводятся температурные деформации). Как было отмечено выше, собственные деформации – это смесь всех неупругих деформации различного происхождения без возможности их разделения на компоненты. Поэтому их моделирование в виде термических деформаций вполне корректно и дает те же результаты.

Обсуждение результатов

На рис. 3а показано распределение пластических деформации ($\epsilon_{ЛУВО,xxx}^*$) в центре импульса ($x = y = 0$) после одного, двух, трех и четырех импульсов. Как видно, для первого импульса, изменение пластической деформации по глубине практически не происходит вплоть до глубины примерно 0,86 мм. Характер распределения $\epsilon_{ЛУВО,xxx}^*$ по глубине после последующих импульсов является более сложным, и они уже не содержат областей с постоянной пластической деформацией. Как и следовало ожидать, как пластические деформации (на заданной глубине), так и сама глубина пластической зоны увеличиваются с каждым последующим импульсом. При этом следует заметить, что увеличение пластической деформации после каждого импульса наиболее заметно в приповерхностной области (ближе к поверхности). Наблюдается такая интересная закономерность, что увеличение пластических деформаций между вторым и третьим импульсами ниже, чем между первым и вторым импульсами. Это, по-видимому, связано с тем, что уже сформированное после первого импульса поле сжимающих остаточных напряжений (СОН) демпфирует эффект возникновения дополнительных полей СОН от последующих импульсов. Следует также иметь в виду, что модель материала, рассматриваемого в настоящей работе, не учитывает эффект наклепа, так что приведенные здесь результаты могут оказаться ненамного ниже в случае использования модели материала, учитывающей эффект деформационного упрочнения [7-10].

На рис. 3б показаны распределения остаточных напряжений $\sigma_{ЛУВО,xxx}$ в центре импульса по глубине Z при разных количествах импульсов. Они получены по распределениям пластических деформаций ($\epsilon_{ЛУВО,xxx}^*$), показанных на рис. 4а. Видно, что характер изменений остаточных напряжений качественно

аналогичен характерам изменений пластических деформаций. Хотя следует отметить важную количественную особенность: сжимающие остаточные напряжения (СОН) на поверхности заметно возрастают (от 510 МПа до 830 МПа) с увеличением количества импульсов. Кроме того, глубина зоны сжатия увеличивается от 1,26 мм до 1,60 мм при увеличении количества импульсов от 1 до 4. Естественно, для того, чтобы компенсировать увеличение поверхностных СОН, происходит и увеличение пиковых растягивающих остаточных напряжений (РОН), поднявшись от 180 до 275 МПа между первым и четвертым импульсами. Глубина расположения этого пика также увеличивается от 2 до 2,6 мм (при увеличении количества импульсов от 1 до 4).

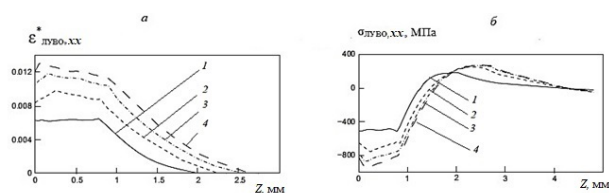


Рис. 3 Отклик материала на применение технологии МЛУВО: а) распределение собственных деформаций ($\epsilon_{ЛУВО,xx}^*$); б) распределения остаточных напряжений $\sigma_{ЛУВО,xx}$ в центре лазерного импульса ($x=y=0$) по глубине материала z . 1 – 1 импульс; 2 – 2 импульса; 3 – 3 импульса; 4 – 4 импульсов

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.

21.0191 от 26.09.2017 г., проект RFMEFI60717X0191.

1. Peyre P., Berthe L., Vignal V., Popa I., Baudin T. Analysis of laser shock waves and resulting surface deformations in an Al–Cu–Li aluminum alloy // *J. Phys. D Appl. Phys.* 2012. V.45. P. 35-42.
2. Reissner H. Eigenspannungen und Eigenspannungsquellen // *Z. Angew. Math. Mech.* 1931. V. 11. P. 1–8.
3. Mura T. *Micromechanics of Defects in Solids* / 2nd ed. Dordrecht: Kluwer Academic Publisher. 1991. P. 587.
4. Jun T.S., Korsunsky A.M. Evaluation of residual stresses and strains using the eigenstrain reconstruction method // *Int. J. Solids Struct.* 2010. V.47 (13). P 1678–1686.
5. DeWald A.T., Hill M.R. Eigenstrain-based model for prediction of laser peening residual stresses in arbitrary three-dimensional bodies Part 1: model description // *J. Strain Anal. Eng. Des.* 2009. V. 44. P. 1–11.
6. Sakhvadze G.Zh. Features of Finite Element Modeling of Residual Stresses Arising in Material under Laser Shock-Wave Processing Using the Intrinsic Deformations Method // *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*, 2018, Vol. 47, No. 4, pp. 373–379. DOI: 10.3103/S105261881804012X.
7. Сахвадзе Г.Ж., Кавтарадзе Р.З., Никабадзе М.У. Использование метода собственных деформаций при моделировании технологий однократной и многократной лазерно-ударно-волновой обработки материалов // *Вестник машиностроения*. 2018. № 7. С. 41-46.
8. Сахвадзе Г.Ж., Гаврилина Л.В. Лазерно-ударно-волновая обработка материалов при однократных и многократных импульсных воздействиях // *Проблемы машиностроения и надежности машин*. 2015. № 6. С. 75-80.
9. Сахвадзе Г.Ж., Гаврилина Л.В., Киквидзе О.Г. Влияние эффекта перекрытия лазерных пятен на остаточные напряжения при лазерно-ударно-волновой обработке материалов // *Проблемы машиностроения и надежности машин*. 2016. № 3. С. 77-84.
10. Попович В.А., Сахвадзе Г.Ж. Комбинированная лазерно-водородная технология упрочнения поверхностей деталей из металлов и сплавов // Патент РФ на изобретение № 2660485. Опубликовано: 06.07.2018. Бюл. № 19. Заявка № 2016150665 от 22.12.2016. Патентообладатель: ИМАШ РАН.

ЛАЗЕРНО-УДАРНО-ВОЛНОВАЯ ОБРАБОТКА ИМПЛАНТАТОВ ТАЗОБЕДРЕННОГО СУСТАВА ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ВТ-6

Г.Ж. Сахвадзе¹, Г.Г. Сахвадзе¹, О.Г. Киквидзе², К. Цхакая²

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

²Государственный университет им. Ак. Церетели Кутаиси, Грузия

Лазерно-ударно-волновая обработка (ЛУВО) материалов является эффективной современной технологией обработки металлических материалов с целью их упрочнения. В последнее время данная технология начинает успешно применяться для имплантатов тазобедренного сустава из титановых сплавов ВТ-6. В настоящей работе проводится его конечноэлементное моделирование с использованием метода собственных деформаций.

Введение

Лазерно-ударно-волновая обработка (ЛУВО) материалов является эффективной инновационной технологией обработки металлических материалов с целью их упрочнения. Общая методология технологии ЛУВО состоит в следующем: обрабатываемую поверхность (рис. 1а, позиция 5) покрывают непрозрачным для лазерного излучения слоем с низкой температурой испарения: черной краской, металлической фольгой или лентой (3). Сверху находится прозрачный слой (2), роль которого наиболее часто выполняет вода. Энергия лазерного импульса (1) 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 и быстро распространяется в материал в виде ударной волны (4), которая способствует появлению в материале сжимающих остаточных напряжений. Если эти напряжения превосходят упругий предел Гюгонио, то материал деформируется пластически [1]. Параметры процесса, необходимые для реализации технологии ЛУВО, таковы: нужен короткий (в диапазоне 3-30 нс) и интенсивный ($> 1 \text{ ГВт/см}^2$) лазерный импульс, перпендикулярно направленный на поверхность исследуемого материала. Поверхностный слой при этом мгновенно испаряется (явление абляции) и образуется приповерхностная плазма (6) с высокими температурой (приблизительно 10000 К) и давлением ($> 2 \text{ ГПа}$). Плазма при расширении в результате быстротекущих физико-химических процессов и фазовых превращении излучает ударные волны (4), и механические импульсы распространяются как в среде, так и в твердом теле.

Титановые сплавы ВТ-6 хорошо известны за их превосходные механические свойства и за их хорошую биологическую совместимость, делаю их привлекательными в качестве имплантатов [2]. Протезы из ВТ-6 тазобедренного сустава успешно применяются в последнее время. В основном, цель хирургического введения искусственного тазобедренного сустава состоит в том, чтобы максимально восста-

новить кинематику опорно-двигательной системы пациента, выдерживая при этом естественные физиологические нагрузки, минимизировав износ и трение в суставе, избегая вредные реакции со стороны организма.

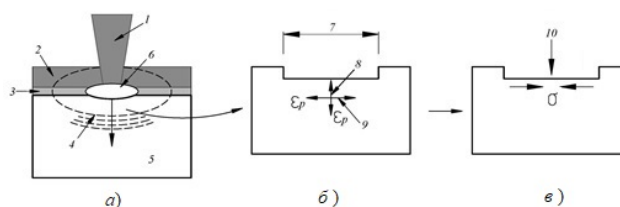


Рис.1. Схематическое представление технологии ЛУВО и механизма возникновения остаточных напряжений: а) принципиальная схема технологии ЛУВО; б) возникновение пластических деформаций в приповерхностной области; в) возникновение остаточных напряжений:

1 – лазерный импульс; 2 – прозрачный слой; 3 – непрозрачный слой; 4 – ударная волна; 5 – исследуемый материал; 6 – плазма; 7 – область воздействия лазерного импульса; 8 – сжатый в вертикальной плоскости материал (отрицательные пластические деформации); 9 – растянутый в горизонтальной плоскости материал (положительные пластические деформации); 10 – релаксация деформируемого материала, вызывающей создание поля сжимающих остаточных напряжений в поверхностном слое

Материал и геометрические особенности тазобедренного сустава

Выбранный материал для численного анализа в настоящих исследованиях – известный биосовместимый материал – титановый сплав ВТ-6. Выбранная форма тазобедренного сустава – стандартный протез Чарнли (Charnley), геометрические особенности которого представлены на рис. 2 [2]. Геометрия протеза сильно влияет на его биомеханические характеристики, а также и на биосовместимость.

Форма протеза Чарнли с гладкими поверхностями уменьшают концентрации напряжения и увеличивают долговечность протеза. Сложность геометрии протеза Чарнли требует тщательной предварительной подготовки его макета в САЕ-системе в виде IGES-файла прежде, чем импортировать его для проведения прочностных расчетов в конечноэлементных пакетах LS-DYNA и ANSYS.

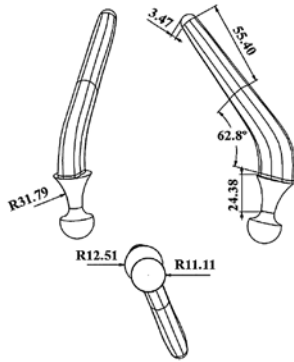


Рис.2. Геометрические особенности протеза тазобедренного сустава Чарли (Charnley). Размеры показаны в мм.

Стратегия численного моделирования

Предложенная стратегия реализации технологии ЛУВО в конечноэлементной модели, как было сказано выше, состоит из двух шагов [3-4]: 1) вычисляются собственные деформации, вызванные с применением технологии ЛУВО путем решения явной задачи динамического анализа посредством МКЭ-пакета LS-DYNA (номер лицензии 10312012); 2) далее решается неявная задача ANSYS (номер лицензии 660578), где полученные на шаге 1 собственные деформации вводятся в качестве входных данных, и проводится упругое моделирование задачи для определения полных остаточных напряжений, вызванных технологией ЛУВО (рис. 3).

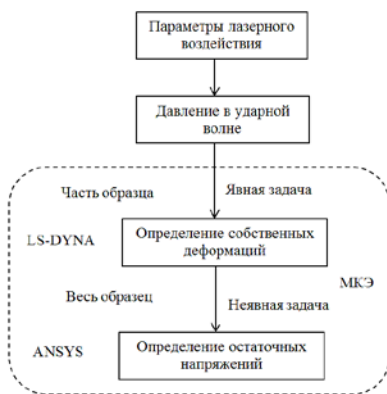


Рис. 3. Стратегия численного моделирования

Конечноэлементное моделирование. Вычисление собственных деформаций, вызванных с применением технологии МЛУВО (явная задача). В качестве исследуемого материала выбран титановый сплав ВТ6. Считаем, что лазерный импульс падает на поверхность, покрывая квадратный участок с размером 3х3мм. Для вычисления собственных деформаций, вызванных с применением технологии ЛУВО, сначала решается явная задача в LS-DYNA по распространению ударной волны в твердом материале со специфическим рассмотрением упруго-пластического поведения материала. При ЛУВО из-за воздействия большого по величине и кратковременного по времени давления скорости деформации в исследуемом материале достигают величин

10^6 с^{-1} и более, поэтому при расчетах напряженно-деформированного состояния в качестве определяющего соотношения используется модель пластического деформирования материала Джонсона-Кука [5]:

$$\sigma = (A + B\bar{\epsilon}^n) (1 + C\dot{\bar{\epsilon}}^m) [1 - (T^*)^m],$$

где σ – эквивалентное напряжение по Мизесу, $\bar{\epsilon}$ – эквивалентная пластическая деформация, $\dot{\bar{\epsilon}} = \dot{\bar{\epsilon}}/\dot{\bar{\epsilon}}_0$ – безразмерная эквивалентная скорость деформации ($\dot{\bar{\epsilon}}_0 = 1.0 \text{ с}^{-1}$), T^* – гомологическая температура.

Упругое моделирование (неявная задача).

После определения собственных деформаций, вызванных с использованием технологии ЛУВО (шаг 1), они используются в качестве входа для упругого моделирования (шаг 2), что позволяет определять полные остаточные напряжения, вызванные ЛУВО для всего исследуемого образца, а не только для его участка с простой геометрией (как в нашем случае). Полученные собственные деформации вводятся в соответствующей подпрограмме ANSYS как анизотропные коэффициенты теплового расширения α_{ij} [6]:

$$\alpha_{ij} = \epsilon_{\text{ЛУВО},ij}^*.$$

Т.к. α_{ij} включает в себя 6 независимых компонентов, процедура счета позволяет описать любые возможные сочетания собственных деформаций. После этого запускается неявный решатель ANSYS с температурной вариацией $\Delta T = 1$ и решается прямая термоупругая задача. Исследуемый образец упруго деформируется:

$$\epsilon_{\text{упр. } ij} = \alpha_{ij} \Delta T,$$

и, путем перерасчета по закону Гука, получаем распределение остаточных напряжений ($\sigma_{\text{ЛУВО}}$) для всего образца на каждом шаге. В конечноэлементном анализе используются тетраэдральный элемент С3Д4Т (с линейным изменением смещения и температуры в узлах, которых вводятся температурные деформации). Как было отмечено выше, собственные деформации – это смесь всех неупругих деформации различного происхождения без возможности их разделения на компоненты. Поэтому их моделирование в виде термических деформаций вполне корректно и дает те же результаты.

Обсуждение результатов

На рис. 4 показаны распределения внутренних остаточных напряжений два различных сечений вдоль осей x и y.

На рис. 5 показано сравнение между моделируемыми в настоящей работе остаточными напряжениями (по оси x), генерируемыми при ЛУВО, и экспериментальными остаточными напряжениями, наведенными при использовании традиционной дробеструйной обработкой, широко используемой в настоящее время для обработки протезов тазобедренного сустава. Как видно, глубина СОН, созданные при использовании технологии ЛУВО, более чем в

четыре раза больше чем при дробеструйной обработке. Это лишний раз доказывает, что технология ЛУВО создает гораздо более глубокие СОН, чем другие альтернативные технологий [8-10].

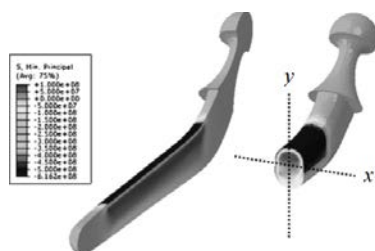


Рис.4. Внутренние остаточные напряжения в конечноэлементном макете тазобедренного сустава, вызванные технологией ЛУВО

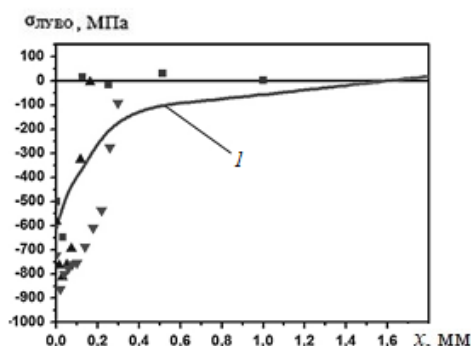


Рис.5. Сравнение между распределениями остаточных напряжений по глубине: созданными по технологии ЛУВО (линия 1) и различными экспериментальными данными (показаны треугольниками и квадратиками), полученными методом дробеструйной обработки (экспериментальные результаты взяты из [7])

Выводы

Разработана численная конечноэлементная модель расчета полей остаточных напряжений, вызванных технологией лазерно-ударно-волновой обработки (ЛУВО) в тазобедренном суставе из титанового сплава ВТ-6. Модель реализует все основные физические процессы, протекающие при прохождении ударной волны в реальных трехмерных криволинейных объектах. Вычислительные трудности, возникающие в аналогичных задачах, были преодолены путем использования метода собственных деформаций (МСД). Были вычислены сжимающие остаточные напряжения (СОН), возникающие при ЛУВО в протезе тазобедренного сустава из титанового сплава ВТ-6. Полученные результаты показали, что технология ЛУВО в протезах тазобедренного сустава может сгенерировать СОН, больше 600 МПа, при этом глубина залегания СОН – более 1,60 мм, что более чем в 4 раза больше, чем применяющейся в настоящее время с целью их упрочнения технология дробеструйной обработки. Полученные результаты, подтвержденные доступными в литературе экспериментальными результатами, показывают, что технология ЛУВО может быть успешно применена для упрочнения протезов тазобедренных суставов с це-

лью создания в них глубоких СОН, существенно повышая их прочность, долговечность, а также износ- и коррозионостойкость.

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 №14.607.21.0166 от 26.09.2017 г., проект RFMEFI60717X0166.

1. Analysis of laser shock waves and resulting surface deformations in an Al–Cu–Li aluminum alloy / P. Peyre, L. Berthe, V. Vignal et al. // J. Phys. D Appl. Phys. 2012. V.45. P. 303-335.
2. Hip prosthesis computational modeling: FEM simulations integrated with fatigue mechanical tests, Biomechanics imaging and computational modeling in biomechanics / I. Campioni, G. Notarangelo, U. Andreass et al. // Lecture notes in computational vision and biomechanics. 2013. V. 4. P. 81–109.
3. Reissner H. Eigenspannungen und Eigenspannungsquellen // Z. Angew. Math. Mech. 1931. V. 11. P. 1–8.
4. Mura T. Micromechanics of Defects in Solids. – 2nd ed. Dordrecht: Kluwer Academic Publisher. 1991. P. 587.
5. Korsunsky A.M. Residual elastic strain due to laser shock peening: modelling by eigenstrain distribution // J. Strain Anal. Eng. Des. 2006. V. 41 (3). P. 195–204.
6. DeWald A.T., Hill M.R. Eigenstrain-based model for prediction of laser peening residual stresses in arbitrary three-dimensional bodies Part 1: model description // J. Strain Anal. Eng. Des. 2009. V.44. P. 1–11.
7. Investigation on experiments and numerical modelling of the residual stress distribution in deformed surface layer of Ti-6Al-4V after shot peening / L. Xie, J. Zhang, C. Xiong et al. // Mater. Des. 2012. V. 41. P. 314-318.
8. Сахвадзе Г.Ж., Гаврилина Л.В. Лазерно-ударно-волновая обработка материалов при однократных и многократных импульсных воздействиях // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2015. № 6. С. 75-80.
9. Сахвадзе Г.Ж., Пугачев М.С., Киквидзе О.Г. Особенности упрочнения материалов технологией лазерно-ударно-волновой обработки // Упрочняющие технологии и покрытия. 2016. № 9(141). С. 20-25.
10. Сахвадзе Г.Ж., Пугачев М.С., Киквидзе О.Г. Технология двухсторонней лазерно-ударно-волновой обработки материалов // Вестник машиностроения. 2016. № 10. С. 71-76.

РАССЕЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ ЭНЕРГИИ И НАКОПЛЕНИЕ ЭНЕРГИИ АКУСТИКО-ЭМИССИОННЫХ ИМПУЛЬСОВ ПРИ ДЕСТРУКЦИИ СЛОИСТЫХ УГЛЕПЛАСТИКОВ

П.Б. Северов

¹Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия; alpinprom@yandex.ru

Рассматриваются вопросы накопления повреждений и разрушения образцов из однонаправленного слоистого углепластика при квазистатическом растяжении с позиции оценки механического состояния материала посредством накопления энергии импульсов акустической эмиссии. Детально представлены синхронные процедуры измерения механических и акустико-эмиссионных характеристик композитного материала от начала нагружения до полной потери несущей способности. На основании синхронности в качественном поведении рассеяния механической энергии и накопления энергии акустико-эмиссионных импульсов показана возможность оценки степени целостности слоистых углепластиков по акустико-эмиссионному отображению процессов их неупругого деформирования и разрушения.

В процессе эксплуатации конструкции одной из наиболее важных задач является оценка состояния материала, из которого изготовлены ее высоконагруженные элементы, с точки зрения определения накопленной поврежденности и принятия решения о допустимой доле новых повреждений, которые с неизбежностью последуют при продлении ресурса. В докладе рассматривается экспериментальное обоснование возможности применения метода акустической эмиссии в определении степени целостности слоистых углепластиков в зависимости от уровня приложенных нагрузок. Сопоставление рассеяния механической энергии во времени нагружения образца с накоплением энергии акустико-эмиссионных (АЭ) импульсов и выявление синхронности в их качественном поведении является целью данной работы.

Квазистатическое растяжение образца из од-нонаправленного многослойного углепластика (на-правление вырезки 0°) проводилось с постоянной скоростью перемещения активного захвата испытательной машины. Его рабочая зона формировалась корсетной с целью локализации в ней процессов неупругого деформирования и разрушения. Накопление повреждений во времени и их распределение по объему образца отождествляется с накоплением и распределением АЭ импульсов, возникающих в результате деструкции материала. Диаграмма деформирования образца показана на рис. 1.

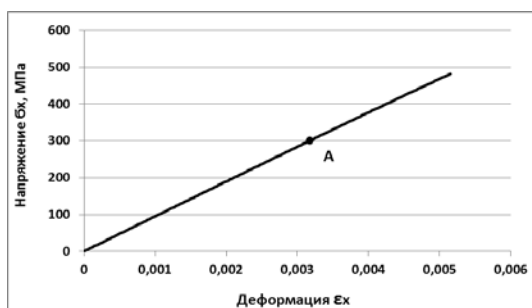


Рис. 1. Диаграмма деформирования образца

В качестве примера при напряжении 300 МПа (точка А на диаграмме) будет определена степень целостности образца из углепластика.

Для построения кривой рассеяния механической энергии во времени по разнице между определенным образом подобранной идеально упругой $\sigma_x = \varphi(\epsilon_x)$ и реальной (рис. 1) диаграммами деформирования необходимы некоторые допущения. Идеальной упругостью называется однозначная зависимость между силами и вызванными этими силами перемещениями. Идеально упругое тело – объект, в природе не существующий [1]. Построение идеально упругой диаграммы деформирования производилось по начальным (до момента регистрации первого АЭ импульса) точкам реальной диаграммы деформирования при допущении линейной зависимости между σ_x и ϵ_x (рис. 2).

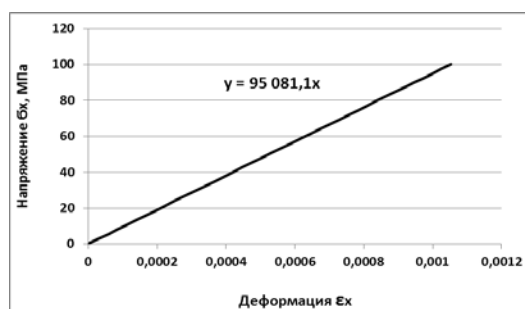


Рис. 2. Начальный участок реальной и уравнение идеально упругой диаграмм деформирования

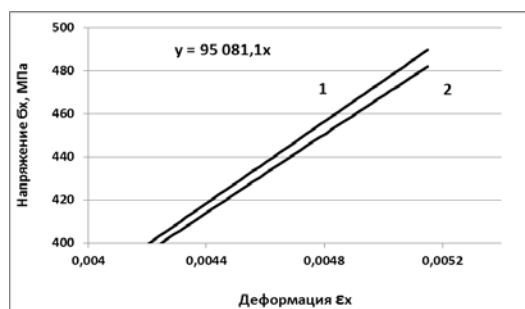


Рис. 3. Разница между идеально упругой (1) и реальной (2) диаграммами деформирования

Отличие идеально упругой (1) диаграммы деформирования от реальной (2) на конечном участке нагружения показано на рис. 3. По разности площадей под этими диаграммами строится кривая рассеяния механической энергии во времени на единицу объема углепластика (рис. 4).

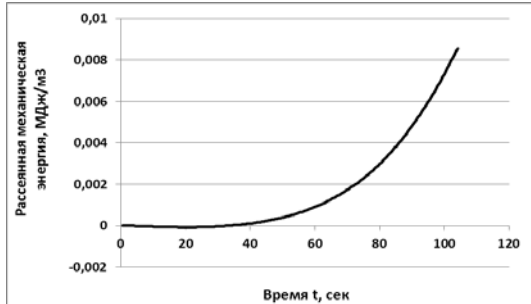


Рис. 4. Рассеяние механической энергии во времени на единицу объема углепластика

Как уже отмечалось, специально подобранная геометрия образца (корсет 40 мм) позволила сконцентрировать неупругое деформирование и разрушение в его средней части (рис. 5). Там же был установлен экстензометр, по данным которого стро-

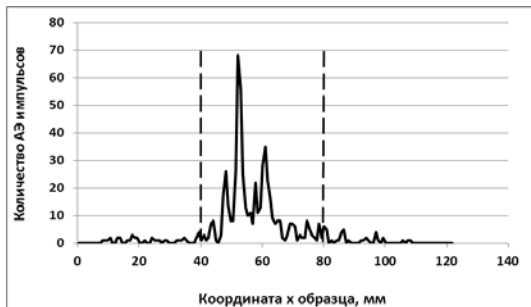


Рис. 5. Распределение количества АЭ импульсов по длине образца (|| - корсет)

илась реальная диаграмма деформирования. Хотелось бы отметить, что природа нелинейности последней определяется разрушением материала углепластика в зоне экстензометра от напряжений σ_x . Расслоения от напряжений τ_{zx} и расщепления от напряжений τ_{xy} не отражаются на диаграмме деформирования. При этом указанные разрушения наряду с разрушениями от σ_x регистрируются АЭ аппаратурой.

Распределение АЭ импульсов по энергиям в двойных логарифмических координатах представлено на рис. 6 (аналог распределения магнитуд сейсмических событий [2]). Наибольшее количество

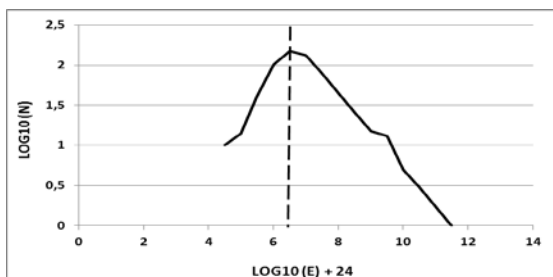


Рис. 6. Распределение АЭ импульсов по энергиям

импульсов зарегистрировано в интервале энергий от 10^{-18} Дж до 10^{-17} Дж с максимумом в точке $E = 10^{-17,5}$ Дж (штриховая линия). Уменьшение количества импульсов левее экстремума можно объяснить тем, что вероятность регистрации АЭ событий с уменьшением их энергий значительно уменьшается на фоне шума испытательного оборудования. Сопоставление в нормированном виде кривых рассеяния механической энергии во времени нагружения образца и накопления энергии АЭ импульсов левее экстремума представлено на рис. 7. Синхронность в качественном поведении сопоставляемых кривых

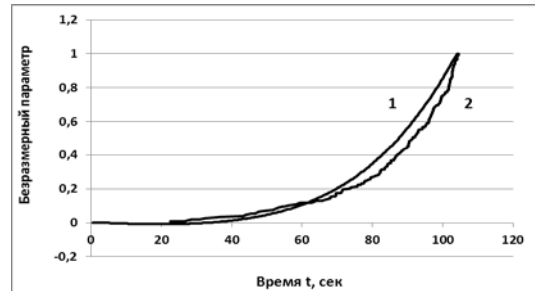


Рис. 7. Рассеянная механическая энергия (1) и накопление энергии АЭ импульсов ($E \leq 10^{-17,5}$ Дж) (2)

позволяет говорить о том, что состояние материала образца возможно оценивать по акустико-эмиссионному отображению неупругого деформирования и разрушения.

Как уже отмечалось, локальные расслоения и расщепления слоистого углепластика сопровождаются, как правило, значительными уровнями высвобождаемой потенциальной энергии. График накопления энергии во всем диапазоне энергий зарегистрированных АЭ импульсов (от 10^{-20} Дж до 10^{-12} Дж, рис. 6) значительно отличается от монотонно-возрастающего графика (2) на рис. 7, построенного для АЭ импульсов в ограниченном диапазоне энергий слева от экстремума на рис. 6 ($E \leq 10^{-17,5}$ Дж) [3]. Выбор такого ограниченного диапазона энергий не очевиден для обоснования синхронности рассеяния механической энергии и накопления энергии АЭ импульсов. Для устранения отмеченной неочевидности сопоставим несколько кривых накопления энергии АЭ импульсов, построенных в различных диапазонах энергий. На рис. 8 показаны все зарегистрированные АЭ импульсы, расположенные на координатной плоскости «энергия импульса E» - «время регистрации импуль-

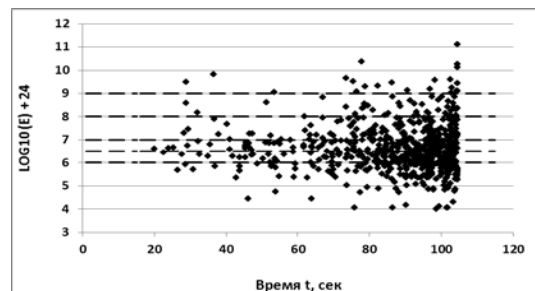


Рис. 8. Разделение АЭ импульсов по энергиям во времени нагружения образца

са т». Выберем 5 диапазонов энергий АЭ импульсов (горизонтальные штриховые линии): $E \leq 10^{-18}$ Дж, $E \leq 10^{-17.5}$ Дж, $E \leq 10^{-17}$ Дж, $E \leq 10^{-16}$ Дж, $E \leq 10^{-15}$ Дж и построим соответствующие кривые накопления энергии импульсов в нормированном виде (рис. 9). Принципиального отличия в качественном поведе-

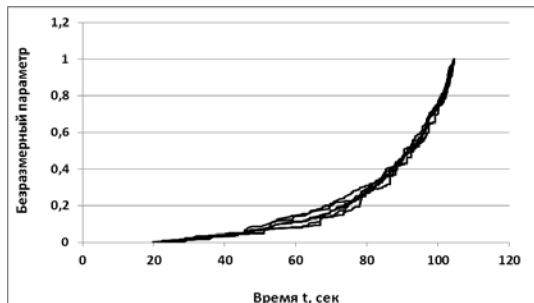


Рис. 9. Накопление энергии АЭ импульсов во времени в различных диапазонах энергий

нии представленных на рис. 9 кривых накопления энергии АЭ импульсов не обнаруживается. Таким образом, отмеченная неочевидность для обоснования синхронности рассеяния механической энергии и накопления энергии АЭ импульсов устраняется. Непрерывность неупругого деформирования и разрушения на макроуровне обеспечивается дискретными актами деструкции на мезо- и микро- масштабных уровнях с накоплением дефектов разных масштабов и передачей их на уровень выше [4]. Можно и так объяснить допустимость выбора ограниченного диапазона энергий АЭ импульсов слева от экстремума на рис. 6 ($E \leq 10^{-17.5}$ Дж) для построения кривой накопления энергии, синхронность в качественном поведении которой совпадает с кривой рассеяния механической энергии во времени нагружения образца (рис. 7).

И последнее. Какова же степень целостности образца из углепластика в точке А на диаграмме деформирования (рис. 1) при его квазистатическом

растяжении? Чтобы ответить на этот вопрос, необходимо построить по одной из кривых накопления энергии АЭ импульсов (рис. 9) график степени целостности материала образца в зависимости от истории нагружения (напряжения) (рис. 10). В данном случае график степени целостности построен по кривой накопления энергии АЭ импульсов в диапазоне энергий слева от экстремума на рис. 6 ($E \leq 10^{-17.5}$ Дж). Степень целостности образца в точке А диаграммы деформирования составляет 0,88.

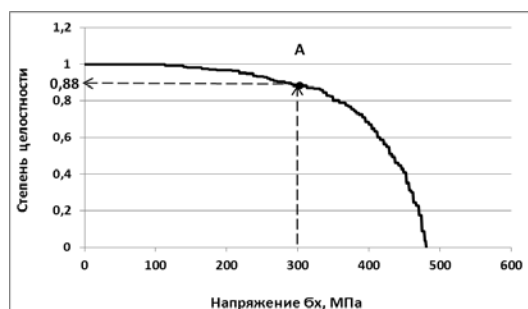


Рис. 10. Степень целостности материала образца в зависимости от напряжения ($E \leq 10^{-17.5}$ Дж)

1. Работнов Ю.Н. Механика деформируемого твердого тела. М.: Наука. Главная редакция физико-математической литературы. 1979. 744 с.
2. Захаров В.С. Предварительный анализ самоподобия афтершоковой последовательности японского землетрясения 11 марта 2011 г. // Вест. Моск. ун-та. Сер.4. Геология. 2012. №2. С.52-56.
3. Северов П.Б. Оценка механического состояния слоистых углепластиков по акустико-эмиссионному отображению процессов неупругого деформирования и разрушения // Проблемы машиностроения и автоматизации. 2016. №4. С.85-92.
4. Макаров П.В., Еремин М.О. Модель разрушения хрупких и квазихрупких материалов и геосред // Физическая мезомеханика. 2013. Т.16. №1. С.5-26.

ОСОБЕННОСТИ РЕАЛИЗАЦИИ СИСТЕМ ПРОТИВОАВАРИЙНОЙ ЗАЩИТЫ РОТОРНОГО ОБОРУДОВАНИЯ

О.Б. Скворцов^{1,2}

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

²Научно-технический центр «Завод балансировочных машин», Москва, Россия

Развитие методов диагностирования и прогнозирования состояния роторного оборудования, не может полностью исключить вероятность аварийных ситуаций. Для снижения вероятности значительных потерь при авариях, системы мониторинга должны включать блоки противоаварийной защиты высокого быстродействия и надежности. Построение надежных систем защиты по вибрации возможно без усложнения связанного с дублированием их узлов.

Введение

В соответствии с рекомендациями правил технической эксплуатации и стандартов по вибрационному мониторингу энергетических агрегатов системы управления такого оборудования должны оснащаться стационарными средствами непрерывного дистанционного контроля для решения задач диагностики и прогнозирования технического состояния агрегата, а также для защиты оборудования на случай возникновения аварийных ситуаций. Развитие методов диагностик и прогнозирования на основе вибрационного мониторинга позволяет обнаруживать и отслеживать зарождение и развитие многих из возможных дефектов. Это обеспечивает возможность перехода к стратегии обслуживания оборудования по его фактическому состоянию (ОФС), снижающей затраты на техническое обслуживание и ремонт (ТОиР). Некоторые дефекты при этом не удастся эффективно выявлять заблаговременно из-за неоднозначности связи между дефектами и измеряемыми параметрами виброакустических сигналов, а также из-за возможного быстрого развития таких дефектов (время развития может составлять единицы секунд или минут). Предотвратить большие финансовые и репутационные потери в таких условиях можно только за счет совершенствования системы противоаварийной защиты (СПАЗ) по вибрационным параметрам [1].

Элементы СПАЗ. Вибрация сложного современного оборудования часто не может быть описана одним простым параметром, например, средним квадратичным значением вибрационной скорости в заданной полосе частот. Корректные оценки вибрационного состояния такого оборудования требует существенно увеличения числа контролируемых параметров и их изменений во время эксплуатации [2, 3]. Для решения задач вибрационной диагностики, даже если выполняется диагностирование сравнительно простых и хорошо известных дефектов типа определения дисбаланса [4], важное значение имеет повышение точности измерения. При реализации функций СПАЗ на первое место выходит не точность, а повышение достоверности получаемых оценок и сокращение времени отклика на появление и развитие дефекта. Повышение достоверности предполагает снижение вероятности как ложных

срабатываний СПАЗ, так и недопустимость пропуска системой действительно возникающих аварийных ситуаций. Типовым решением в этом случае является использование СПАЗ с резервированием. Такое решение однако не находит на практике значительного распространения, поскольку сопровождается значительным ростом аппаратурных затрат. Использование таких методов повышения достоверности работы СПАЗ как введение подтверждения замером с временной задержкой или подтверждение сигналами с других каналов недостаточно эффективно. Задержка срабатывания сопровождается значительным снижением скорости отклика на возникновение и развитие дефекта, а подтверждение оценок оценками вибрации из других каналов измерения недостаточно неэффективно. Для решения диагностических задач измерительных направлений и места установки датчиков выбирают с максимально возможными отличиями для более полного описания агрегата при минимизации числа точек измерения. Обеспечить повышение достоверности при многоканальном контроле можно и в этих условиях. Вибрация роторного оборудования является векторным пространственным процессом и имеется возможность получение нескольких измерений от одного многокомпонентного датчика, оптимальных как для решения задач диагностики, так и СПАЗ [5-7]. При этом достоверность оценок для задачи СПАЗ может быть повышена до уровня близкого к системам с резервированием без заметного увеличения количества необходимого оборудования.

При выполнении вибрационного мониторинга с привлечением технологий промышленного интернета вещей (IIoT) необходимо получить высокую точность и надежность. Это возможно при использовании современных бюджетных решений на основе микроэлектронных многокомпонентных MEMs датчиков вибрации [8]. При переходе использованию таких датчиков для снижения энергопотребления целесообразно в измерительной аппаратуре предусмотреть возможность модификацию двухпроводного интерфейса I2C под этот тип датчиков [9, 10].

Использование многокомпонентных датчиков пространственной вибрации и векторной обработки сигналов позволяет не только использовать функцию поворота измерительных осей, но формировать

оценки соответствующие аддитивным функциям от отдельных ортогональных компонент вибрации [11-12].

Обеспечение высокой точности контроля вибрации в широком частотном диапазоне, включающем как оборотную частоту, ее гармоники и субгармоники и, одновременно, составляющие связанные с ударными процессами, трением, аэродинамическими или гидродинамическими шумовыми процессами, важно для решения задач вибрационной диагностики, и для учета многоциклового и гигацикловой усталости в элементах конструкции. Это может быть обеспечено синхронным сбором данных об ускорении, скорости и перемещениях, по сигналам от датчиков вибрации [13-16]. Пример структурной схемы сбора сигналов с акселерометра, допускающего как многоканальный параллельный сбор данных, так и синхронный ввод сигналов соответствующих ускорению, скорости и перемещению представлен на рис. 1.

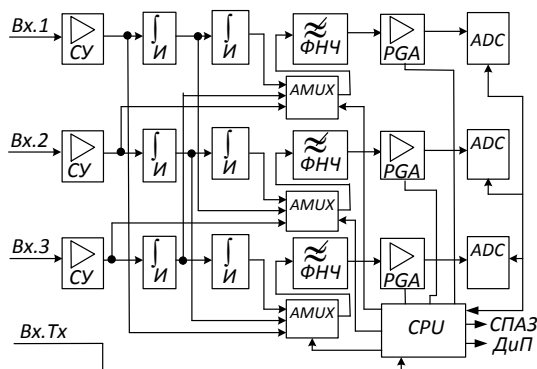


Рис. 1. Структура узла сбора данных с трехкомпонентного акселерометра и таходатчика для диагностики и прогнозирования (ДиП) и СПАЗ. СУ-согласующие устройства; И – интеграторы; ФНЧ – фильтры нижних частот; АМУХ – аналоговые мультиплексоры; PGA – программируемые усилители; ADC – аналого-цифровые преобразователи; CPU – микроконтроллер.

Использование параллельного синхронного ввода сигналов ускорения от датчиков и сигнала перемещения, оптимально преобразованного из сигнала ускорения аналоговыми интегрирующими звеньями, позволяет не только получить прецизионные данные о высокочастотной вибрации, но и оценить низкочастотные составляющие, точное измерение которых часто затруднено наличием высоких уровней собственных шумов [17]. Это позволяет эффективно использовать большой динамический диапазон современных датчиков вибрации и приблизить к нему динамический диапазон каналов измерения в случае применения современных многоканальных АЦП с разрядностью 24 бит. Обеспечение такого высокого разрешения обычно предполагает использование дифференциальных сигналов при передаче и преобразовании информации от первичных измерительных преобразователей [18, 19].

Организация СПАЗ. Традиционные СПАЗ по вибрации реализуют сравнение оценки уровня интенсивности вибрации (обычно СКЗ значение) для полосы 10-1000 Гц с заданным пороговым значени-

ем. Для подтверждения превышения используется сравнение с ранее полученной оценкой с задержкой по времени (типовое время для роторных энергетических агрегатов 4 сек) или подтверждение от превышения заданных порогов по соседним каналам. Как задержка, так и малое значение нижней граничной полосы измеряемых частоты приводят к минимально возможному времени срабатывания в несколько единиц или десятков секунд.

Обеспечить повышение скорости срабатывания и достоверности реакции на аварийные ситуации можно введением параллельных каналов выявления состояния аварии. Возможно построение быстродействующего канала СПАЗ определяющего превышение уровня интенсивности вибрации на оборотной частоте f_{OBR} , частоте равной половине оборотной и гармониках оборотной частоты. Для такой оценки достаточным является измерительное время $T_{ИЗМ}=1/f_{OBR}$, (для роторных машин с частотой вращения 3000 об/мин $T_{ИЗМ}=0,02$ с).

Включающая такой алгоритм СПАЗ позволяет в сотни раз сократить время отклика на возникновение большого количества распространенных опасных дефектов. Примерами таких дефектов являются отрыв массы от элементов ротора, нарушения в масляном слое, повреждения подшипников скольжения.

Минимизация измерительного времени до времени одного оборота реализуемая при применении алгоритма дискретного преобразования Фурье без использования усреднения [4] может формировать оценки с относительно большой погрешностью. Такая погрешность недопустима при решении задач диагностирования, но при реализации СПАЗ вполне приемлема, поскольку в этом случае важно не раннее обнаружение, а быстрота реакции на развитие дефекта.

Кроме дополнительного канала с измерением составляющих привязанных к f_{OBR} , СПАЗ может быть дополнена каналом оценки превышения максимальной допустимой частоты вращения и каналом оценки накапливаемого циклического нагружения от воздействия вибрации (оценки дозы вибрационного воздействия). Сравнение дозы вибрационного воздействия на контролируемый объект положено в основу прочностных расчетов материалов и элементов их конструкции, воздействия вибрации на обслуживающий персонал, тестирования конструктивных материалов. Интегральное воздействие вибрации положено в основу испытаний машин, приборов и механизмов на воздействие вибрации, но никак не отражено в нормативных документах касающихся вибрационного контроля состояния роторного оборудования в процессе эксплуатации.

Пример алгоритма реализующего СПАЗ обеспечивающего быстрое срабатывание при появлении дефектов проявляющихся на оборотной частоте, контроль типовых полосовых оценок интенсивности вибрации и интегральных оценках действия вибрации представлен на рис. 2.

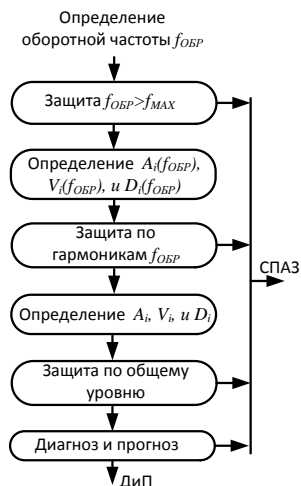


Рис.2. Структура СПАЗ с параллельной оценкой каналами с различным временем отклика.

При построении СПАЗ агрегатов имеющих высокочастотные составляющие вибрации возможно использование дополнительной защиты по таким составляющим. Появление высокочастотной вибрации возможно в турбоагрегата при воздействии аэроакустических колебаний, пульсациях давления, возникновении пузырьковой и вихревой кавитации, гидроупругих процессов в агрегатах ГЭС, как следствие ударных колебаний и трения в узлах с подшипниками качения и зубчатыми передачами. Частоты таких вибраций в сотни раз превышают оборотные частоты и при контроле уровня интенсивности вибрационной скорости обычно не фиксируются измерительными каналами со стандартной полосой измерительных частот. Однако такие воздействия вызывают циклические виброперегрузки при высоком уровне локальных ускорений и действие соответствующих значительных динамических сил. Такие динамические силы могут вызывать быстро развивающиеся дефекты связанные с кавитационной эрозией и фреттингом.

При вибрационном мониторинге электрического оборудования проявление высокочастотных вибраций может быть также связано с вибрационными процессами генерируемыми под действием импульсных токов [20]. Такие вибрации по своему характеру напоминают отклик на механические ударные воздействия. Эффективный мониторинг таких высокочастотных колебаний и реализацию функций защиты от них также целесообразно реализовывать с использованием контроля вибрации по оценке высокочастотных ускорений. Как и ранее отмеченные высокочастотные составляющие вибрации такие процессы характеризуются отсутствием строгой периодичности и вместо средних квадратичных оценок их воздействие корректнее контролировать по замерам в виде размаха колебаний.

Выводы.

Реализация функций эффективной противоаварийной защиты роторного оборудования требует применения алгоритмов обработки вибрационных

сигналов существенно отличающихся от используемых и рекомендуемых в нормативной документации, которые ориентированных на решение задач диагностирования и прогнозирования. Построение комплексов вибрационного мониторинга, решающих одновременно задачи диагностирования и прогнозирования, а также СПАЗ возможно без дополнительных аппаратных затрат за счет введения дополнительных алгоритмов цифрового анализа в многоканальных системах контроля, ориентированных на реализацию СПАЗ с повышенной достоверностью срабатывания и минимизированным временем отклика на развитие аварийной ситуации.

1. Скворцов О.Б. Системы противоаварийной защиты по вибрации роторного оборудования // Системы управления полным жизненным циклом высокотехнологичной продукции в машиностроении: новые источники роста: Всероссийская науч.-практ. конф. / М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2018. С.149-153.
2. Скворцов О.Б. Перспективы развития нормативной базы и расширения вибрационного мониторинга роторного оборудования // Электрические станции. 2017. № 8. С.46–53.
3. Скворцов О.Б. Вибрационный мониторинг компрессорного оборудования // Компрессорная техника и пневматика. 2017. № 6. С.33–8.
4. Скворцов О.Б. Анализ вибрационных сигналов при решении задач балансировки роторов // Автоматизация. Современные технологии. 2018. № 2. С.60–66.
5. Скворцов О.Б., Правоторова Е.А. Обработка сигналов векторных датчиков физических величин // Сборник научных трудов: материалы Международной научно-технической конференции «Информатика и технологии. Инновационные технологии в промышленности и информатике»; МТУ ФТИ. Выпуск 23 (XXXIII) М.: 2017. С.124–126.
6. Скворцов О.Б. Управление векторной чувствительностью многокомпонентных датчиков пространственных величин // Приборы. 2017. № 8 (206). С.19–28.
7. Скворцов О.Б., Правоторова Е.А. Резервированный режим работы трехкомпонентного датчика вибрации // Динамика и прочность конструкций аэрогидроупругих систем. Труды IV Всероссийской науч.-техн. конф., М.: Изд-во ИМАШ РАН. 2017. С.50–51.
8. Патент РФ № 2658565, G01P 15/08. БИ. 2018. № 18. – 21 с.
9. Патент РФ № 2642807, G08C 19/02. БИ. 2018. № 3. – 23 с.
10. Патент РФ № 2646311, G08C 19/02. БИ. 2018. № 7. – 11 с.
11. Патент РФ № 2658568, G01P 15/09. БИ. 2018. № 18. – 22 с.
12. Патент РФ № 2658577, G01H 11/06. БИ. 2018. № 18. – 26 с.
13. Патент РФ № 2644620, G01M 7/02. БИ. 2018. № 5. – 14 с.
14. Патент РФ № 2658570, G01M 1/00. БИ. 2018. № 18. – 13 с.
15. Патент РФ № 2658569, G01M 1/00. БИ. 2018. № 18. – 14 с.
16. Скворцов О.Б. Структура каналов измерения вибрации // Сборник докладов конференции «Информатика и технологии. Инновационные технологии в промышленности и информатике» ФТИ Московского технологического университета. М.: МИРЭА, 2018. С.492-497.
17. Скворцов О.Б. Датчики для измерения низкочастотной вибрации // Датчики и системы. 2017. № 4, С.16–21.
18. Скворцов О.Б. Дифференциальные измерения трехмерных физических величин // Сборник трудов конференции NI Academic Days 2017, М.: Изд-во "Печатные центры ФАН", 2017. С.104–106.
19. Патент РФ № 2643170, G01M 1/22. БИ. 2018. № 4. – 18 с.
20. Troickij O.A., Skvorcov O.B., Pravotorova E.A., Stashenko V.I. Analysis of the Relationships for the Vibrational Response to the Excitation of Vibro-Acoustic Processes in Conductors from the Action of a Pulsed Current // 15th International School-Conference "New materials – Materials of innovative energy: development, characterization methods and application", KnowledgeE Life Sciences. 2017. P.541–548.

МЕХАНИЧЕСКИЕ КОЛЕБАНИЯ, ВЫЗВАННЫЕ ЭЛЕКТРОДИНАМИЧЕСКИМ ДЕЙСТВИЕМ ТОКОВ ВЫСОКОЙ ПЛОТНОСТИ, ПРИВОДЯЩИЕ К ПОВРЕЖДЕНИЯМ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКИХ КОНСТРУКЦИЙ

В.И. Сташенко¹, О.Б. Скворцов^{1,2}, О.А. Троицкий¹

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

²Научно-технический центр «Завод балансировочных машин», Москва, Россия

Электромагнитное поле тока высокой плотности действуя на проводник за счет скин- и пинч-эффектов вызывает в нем значительные механические колебания. В обмотках мощного энергетического оборудования приводит к режимам близким аварийным. Обеспечение прочности электротехнических конструкций является актуальной задачей с точки зрения обеспечения безопасности.

При прохождении импульсов тока по проводнику в нем возникают механические напряжения, определяемые объемными силами, с которыми электромагнитное поле действует на металл, приводя к скин- и пинч-эффектам [1-5]. Эти эффекты изучены теоретически. Влияние быстрых изменений тока на фронтах импульсов электрического тока в силовом электродинамическом действии магнитного поля тока теорией не учитывается.

Скин-эффект проявляется в виде неоднородного распределения плотности тока в поперечном сечении проводника. Он объясняется возникновением вихревого электрического поля электромагнитной индукции E (самоиндукции), которое компенсирует приложенное внешнее электрическое поле на оси проводника. Это поле усиливает ток у поверхности (ускоряя электроны проводимости) и ослабляет его на оси проводника. Ток сначала появляется на поверхности проводника, а затем постепенно нарастает в более глубоких слоях и в последнюю очередь на оси проводника. Процесс заканчивается, когда ток равномерно распределится по всему сечению проводника.

Если ток I уменьшается, то ослабевающее вместе с ним магнитное поле B вызовет электрическое поле E , которое будет направлено т.е. у поверхности проводника будет противоположно току (замедляя электроны проводимости), а на оси - совпадать с током (увеличивая скорость электронов проводимости, проявляясь как обратный скин-эффект).

Как только рост тока замедляется, происходит дальнейшее проникновение магнитного поля импульса тока в образец. Начинается сжатие проводника (пинч-эффект). Согласно теоретическим представлениям пинч-эффект обусловлен возникновением в проводнике магнитного поля, которое действует с силой Лоренца на вызвавший это поле ток дрейфующего электронного газа. Появляющееся поперечное к току поле Холла вызывает упругое сжатие с образованием механических напряжений.

В работе исследовалось действие одиночных импульсов тока амплитудой I_M порядка 1000 А и длительностью менее 1 мс на металлические образцы. При воздействии импульсов тока длительностью более нескольких сотен микросекунд, фронт и спад

импульса тока вызывают практически независимые колебательные процессы в стержне из меди марки М1 диаметром 3 мм (рис. 1).

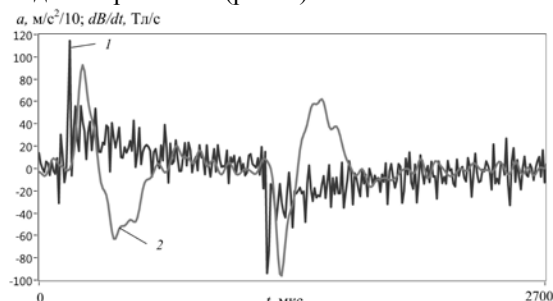


Рис. 1. Синхронная запись производной индукции магнитного поля dB/dt (1) и радиального ускорения $a(t)$ при длительности импульса тока 1006 мкс.

На рис. 1 представлены производная магнитного потока (I) и ускорение радиальной вибрации (2) при воздействии импульса тока амплитудой 1000 А, длительностью 1006 мкс на медный образец диаметром 3 мм, длиной 150 мм. Из рис. 1 видно, что изменения в колебательном процессе, возникающие после воздействия переднего фронта импульса успевают практически затухнуть до момента прихода заднего фронта. Поскольку амплитуда и размах радиальной составляющей вибрации при таких длительностях слабо зависят от длительности импульса, можно сделать вывод о том, что вклад квазистатического пинч-эффекта в формирование этих колебаний незначителен.

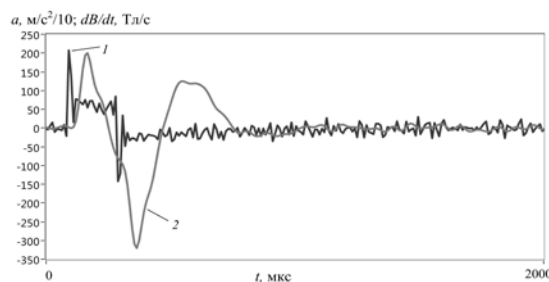


Рис. 2. Синхронная запись производной индукции магнитного поля dB/dt (1) и радиального ускорения $a(t)$ при длительности импульса тока 150 мкс.

Из многочисленных измерений следует, что вибрационный отклик силового электродинамического действия магнитного поля импульса тока су-

щественно зависит от скин-эффекта.

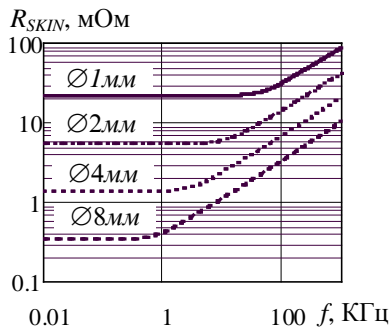


Рис. 3. Зависимость активного сопротивления на переменном токе для проводников из меди различного диаметра от частоты.

Как следует из рис. 3, на относительно малых частотах, (например 50 Гц) сказывается влияние скин-эффекта, что делает нецелесообразным использование шин для пропускания тока с большими поперечными линейными размерами. На таких частотах активно работает как проводник только поверхностный слой толщиной порядка 10 мм.

Кроме составляющих зависящих от частоты тока, на процессы преобразования электрической энергии импульсного тока в механические колебания накладываются и другие физические явления [6]. Такие процессы могут начинаться с момента приложения внешнего напряжения к испытываемому образцу.

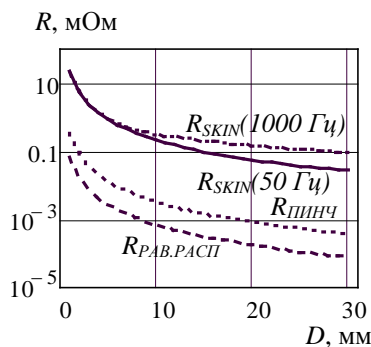


Рис. 4. Зависимости оценок сопротивления проводников длиной 1500 мм от их диаметра для активного сопротивления на переменном токе R_{SKIN} , зависящего от частоты, сопротивления, а также сопротивлений на постоянном токе в предположении равномерного распределения плотности тока $R_{РАВ.РАСП}$ и с учетом действия пинч-эффекта $R_{ПИНЧ}$.

Кроме того, некоторые исследования показывают, что даже при пропускании через образец постоянного тока за счет влияния пинч-эффекта возможно неравномерное распределение плотности тока по сечению образца [7]. В этой работе даны оценки сопротивления образцов с учетом влияния пинч-эффекта ($R_{ПИНЧ}$) и сопротивления в предположении о равномерном распределении плотности тока по сечению образца ($R_{РАВ.РАСП}$). На рис. 4 представлены зависимости этих сопротивлений, а так-

же активного сопротивления с учетом скин-эффекта для медных образцов длиной 150 мм от диаметра образца.

Оценки распределения плотности тока по сечению круглых образцов из меди и железа при использовании гипотез о равномерном распределении плотности тока и неравномерном с учетом пинч-эффекта приведены на рис. 5.

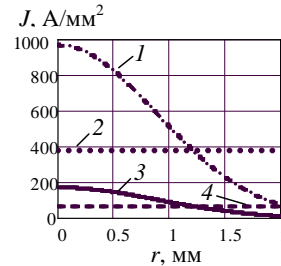


Рис. 5. Распределение плотности тока по сечению круглого проводника в зависимости от расстояния от центра для образцов из меди (1) – с учетом действия пинч-эффекта и (2) при равномерном распределении, а также из железа (3) с учетом действия пинч-эффекта и (4) при равномерном распределении.

Процессы, связанные со скин-эффектом описываются соотношением, получаемым из уравнений Максвелла:

$$\nabla^2 \mathbf{E} = \mu \sigma \frac{\partial \mathbf{E}}{\partial t} \quad (1)$$

где \mathbf{E} – вектор электрического поля, μ – магнитная проницаемость; σ – электропроводность. Для этого уравнения выбирают решение с учетом геометрии проводника, граничных условий и упрощающих предположений. Получаемое решение позволяет при таких предположениях получить распределение плотности тока в проводнике в зависимости от координат и времени.

Распределение плотности тока $J(r,t)$ по сечению круглого длинного провода с учетом скин-эффекта в зависимости от расстояния от центра r и времени t :

$$J(r,t) = \text{Re} \left(A \cdot J_0 \left(\frac{R-r}{\delta} \right) \cdot e^{i \left(\frac{t}{\alpha} - \frac{R-r}{\delta} \right)} \right) \quad (2)$$

где $\delta = \sqrt{\frac{2\alpha}{\sigma\mu}}$ – глубина скин-слоя; A и α – константы,

J_0 – функция Бесселя первого рода; R – радиус проводника. График получаемой функции для проводника диаметром 8 мм из меди показан на рис. 6. Представленные зависимости рассмотрены для времени действия импульса порядка 1000 мкс, что соответствует максимальной длительности импульса тока при проведении экспериментов по контролю вибрации металлических образцов при пропускании импульсного тока [8-17]. Хотя при дальнейшем увеличении времени соотношение (2) показывает, что изменения плотности тока уменьшаются и плотность тока приближается к постоянной величине, распределение на коротких временных интервалах может приближаться к распределению получаемому с уче-

том действия пинч-эффекта (рис. 5).

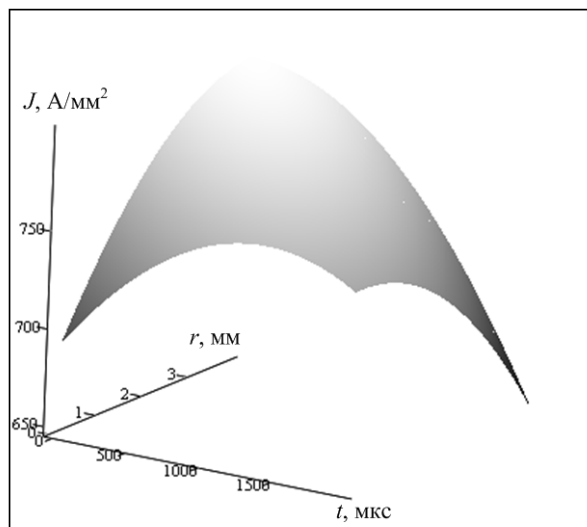


Рис. 6. Изменения распределения тока по сечению проводника с учетом скин-эффекта.

Выводы

При воздействии импульсных токов на электропроводящие элементы конструкции мощного энергетического оборудования, использованные в них материалы испытывают значительные статические и динамические нагрузки, действие которых по времени связано с моментами начала переднего и заднего фронтов импульса тока. На такие нагрузки вызывают затухающие механические колебания похожие на отклик на механические удары. К указанным нагрузкам добавляются также изменения термомеханические напряжения, связанные с перераспределением плотности тока по сечению проводника под действием скин- и пинч-эффектов.

1. Troitskiy, O.A., Skvortsov, O.B., Stashenko, V.I. Generation of mechanical vibrations in metal samples by the use of the pinch effect // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, v.218. 2017. – P.1–6.
2. Троицкий О.А., Правоторова Е.А., Скворцов О.Б. Статистические методы анализа виброакустических процессов в металлических образцах при пропускании импульсных токов // Перспективные технологии консолидации материалов с применением электромагнитных полей. 6-й научный семинар. // Тезисы докладов. Пансионат РАН "Звенигородский", Московская обл., 01-03 июня 2017 г. М.: НИЯУ МИФИ. 2017. – С.59–62.
3. Сташенко В.И., Троицкий О.А., Скворцов О.Б., Правоторова Е.А. Управление параметрами механических колебаний, генерируемых пропусканием импульсного тока через металл. // Состояние и проблемы измерений. Сборник материалов XIV Всероссийской научно-технической конференции. НУК ИУ МГТУ им. Н.Э. Баумана, М.: 2017. – С.98–101.
4. Троицкий О.А., Скворцов О.Б., Сташенко В.И., Правоторова Е.А. Генерирование ударных колебательных процессов в металлических проводниках при пропускании импульсного тока. // Сборник научных трудов: материалы Международной научно-технической конференции «Информатика и технологии. Инновационные технологии в промышленности и информатике»; МТУ ФТИ. Выпуск 23 (XXIII) – М.: 2017. – С.443–445.
5. Троицкий О.А., Скворцов О.Б., Сташенко В.И., Правоторова Е.А. Динамическое возбуждение колебаний в металлических проводниках при пропускании импульсных токов. // Современные тенденции развития науки и технологий, № 1-1, 2017 – С.137–139.
6. Сидоренков В.В. Развитие физических представлений о процессе электрической проводимости в металле // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. «Естественные науки». 2005. № 2. – С.35–45.
7. Харисов А.А. Исследования реального статистического распределения плотности постоянного электрического тока в уединенных прямых цилиндрических проводниках при установившихся токовых и температурных режимах // Научно-технический сборник «Коммунальное хозяйство городов» № 51, 2003. – С.154–161.
8. Скворцов О.Б., Сташенко В.И., Троицкий О.А. Упругие деформации проводников при действии импульсов тока // Машиностроение и инженерное образование. № 1. 2018. – С.33–42.
9. Скворцов О.Б. Вибрационный мониторинг компрессорного оборудования // Компрессорная техника и пневматика. 2017. № 6. – С.33–38.
10. Скворцов О.Б., Троицкий О.А., Сташенко В.И., Правоторова Е.А. Методика оценки виброакустических процессов электропроводящих элементов электромеханического оборудования // Инженерно-физические проблемы новой техники / сборник материалов XIII Всероссийского семинара-совещания. – М.: НИИ ИУ МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2018 – С.143–147.
11. Правоторова Е.А., Троицкий О.А., Скворцов О.Б., Сташенко В.И. Выбор параметров оценки виброакустических и электрических пространственных векторных величин при импульсном воздействии электрического тока на электропроводящие материалы // Инженерно-физические проблемы новой техники / сборник материалов XIII Всероссийского семинара-совещания. – М.: НИИ ИУ МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2018 – С.131–134.
12. Троицкий О.А., Сташенко В.И., Скворцов О.Б. Методика оценки распределения тока в электропроводящих элементах // Инженерно-физические проблемы новой техники / сборник материалов XIII Всероссийского семинара-совещания. – М.: НИИ ИУ МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2018 – С. 165–166.
13. Сташенко В.И., Троицкий О.А., Скворцов О.Б. Значимость скин-эффекта в силовом электродинамическом действии магнитного поля тока на проводник // Инженерно-физические проблемы новой техники / сборник материалов XIII Всероссийского семинара-совещания. – М.: НИИ ИУ МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2018 – С.161–164.
14. Троицкий О.А., Сташенко В.И., Скворцов О.Б. Вибрации проводников при пропускании импульсного электрического тока и неразрушающий контроль // Инженерный журнал: наука и инновации № 3 (75) 2018. – С.1–16. <http://engjournal.ru/articles/1741/1741.pdf>
15. Троицкий О.А., Скворцов О.Б., Сташенко В.И. Измерение вибраций, созданных импульсами тока в элементах электротехнических конструкций // Электротехника, 2018, № 3, С.8–12.
16. Troickij O.A., Skvortcov O.B., Stashenko V.I. Ultrasonic Vibroacoustic Processes, Excited by Heating by Impulse Currents of Metals // 15th International School-Conference "New materials – Materials of innovative energy: development, characterization methods and application", KnowledgeE Life Sciences, 2017. – P.549–555.
17. Troickij O.A., Skvortcov O.B., Pravotorova E.A., Stashenko V.I. Analysis of the Relationships for the Vibrational Response to the Excitation of Vibro-Acoustic Processes in Conductors from the Action of a Pulsed Current // 15th International School-Conference "New materials – Materials of innovative energy: development, characterization methods and application", KnowledgeE Life Sciences, 2017. – P.541–548.

НЕРАЗРУШАЮЩИЙ КОНТРОЛЬ МАШИН ПРИ МОДЕЛЬНОМ ЭЛЕКТРОДИНАМИЧЕСКОМ ДЕЙСТВИИ ИСПЫТАТЕЛЬНОГО ТОКА

В.И. Стащенко¹, О.А. Троицкий¹, О.Б. Скворцов^{1,2}

¹Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия; vis20-11@rambler.ru

²Научно-технический центр «Завод балансировочных машин», Москва, Россия

Проведены результаты экспериментальных исследований действия импульсов тока высокой плотности на модельные образцы. Электромагнитное поле тока высокой плотности действуя на проводник вызывает в нем значительные механические колебания. В обмотках мощного энергетического оборудования действующие токи приводят к режимам близким аварийным. Обеспечение прочности электротехнических конструкций является актуальной задачей с точки зрения обеспечения безопасности.

Введение

Воздействие электрического тока на металлические образцы, особенно при механическом нагружении проявляется в виде ряда эффектов, приводящих к дополнительной пластификации металла [1-4]. Представляет интерес анализ совокупности эффектов, обусловленных электродинамическим действием тока на проводник. Работа посвящена анализу механических вибрации в проводниках при прохождении импульсов тока высокой плотности.

Материалы и методы

Изучалось действие одиночных импульсов тока амплитудой порядка 1000 А и длительностью менее 1мс в основном на медный образец диаметром 3 мм. Запись вибрации и магнитного поля тока производилась многокомпонентными датчиками в полосе частот более 100 КГц. В качестве датчиков магнитного поля использовался объединенный модуль датчиков Холла DRV5053 (рис.1, датчик М). В качестве датчиков вибрации использовались малогабаритные высокочастотные акселерометры АП20 (рис.1, датчики А₁, А₂). Сбор данных выполнялся с использованием модуля сбора данных NI USB 4431 [5].

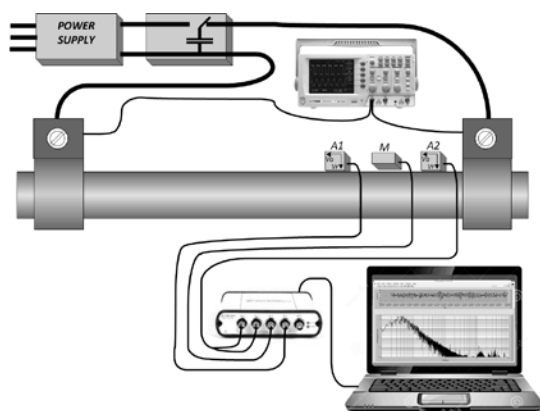


Рис. 1. Структура стенда для испытания металлических образцов на действие импульсного

При воздействии импульсов тока длительностью более 500мкс передний и задний фронты

импульса вызывают независимые механические колебательные процессы в образце из меди (рис. 2 и 3).

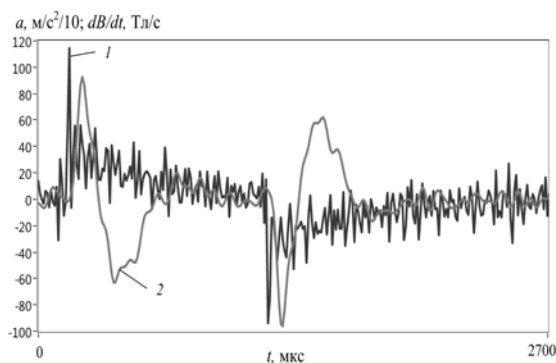


Рис. 2. Производная магнитного потока 1, ускорение радиальной вибрации 2 при воздействии импульса большой длительности порядка 1,5мс (медный образец диаметром 3 мм)

Уменьшение длительности импульса тока менее 500мкс вызывает существенное увеличение размаха радиального ускорения (рис.2), а затем, при длительностях менее 100мкс, быстрое уменьшение размаха.

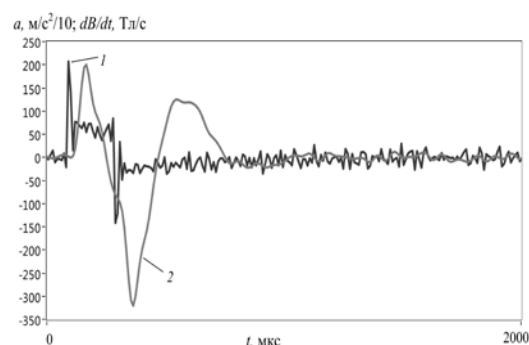


Рис. 3. Производная магнитного потока 1 и ускорение радиальной вибрации 2 при воздействии импульса длительности 185 мкс

Как видно из рис. 2 и 3 амплитуда и размах радиальной составляющей вибрации слабо зависят от длительности импульса, следовательно.

На рис. 4 приведены временные зависимости сигналов от датчиков магнитной индукции и виб-

рации для проводника из стали марки ст. 70.

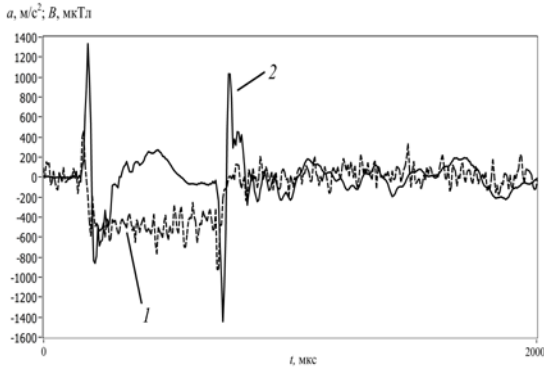


Рис. 4. Временные зависимости сигналов от датчиков магнитной индукции (1) и вибрации (2) и для образца из стали марки ст. 70 диаметром 3 мм, длиной 150 мм

Механические возбуждаемые колебания образца импульсом тока связаны, в первую очередь, с моментами прохождения переднего и заднего фронтов импульса тока. На фронтах формируются затухающие колебания, которые складываются после окончания импульса тока. Уменьшение длительности может вызывать рост амплитуды колебаний при обеспечении совпадения фаз механических колебаний от воздействия фронта и спада импульса тока. В результате возможно получение эффекта усиления колебаний, а при необходимости и их ослабления.

На рисунке 5 приведены зависимости сложения результирующих вибрационных процессов от длительности импульса тока.

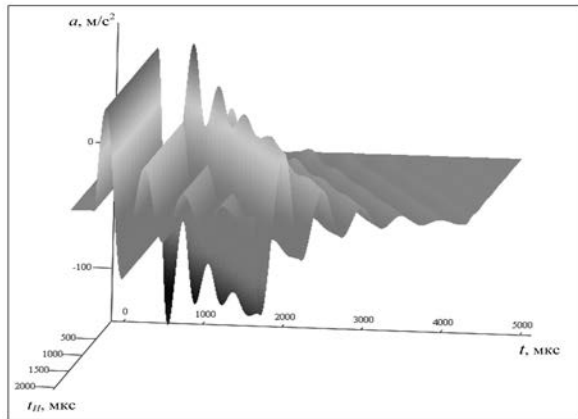


Рис. 5. Зависимости результата сложения вибрационных сигналов, формируемых под действием переднего и заднего фронтов импульса тока от длительности импульса

На рис. 6 представлен импульс индукции магнитного поля тока длительностью 1006 мкс на медном образце, измеренный датчиком Холла.

По результатам измерения импульсов тока на образцах следует, что вначале прихода импульса имеется его быстрый рост – бросок (от 9 до 29 мкс). Аналогичный бросок наблюдается и в момент начала спада импульса. Затем наблюда-

ются экспоненциальные изменения магнитного поля (следовательно, и тока через образец).

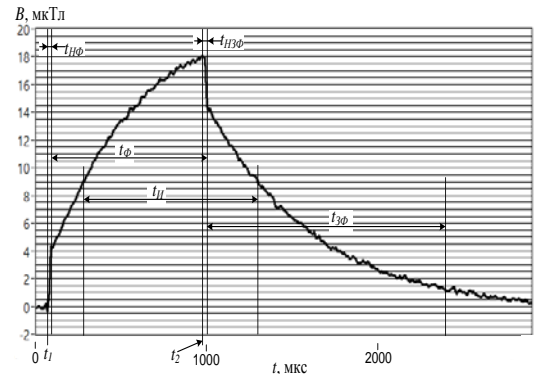


Рис. 6. Вид импульса тока длительностью 1006 мкс

На рис. 7 представлены зависимости ускорения поверхностных слоев разных металлов от плотности тока, которые произведены по измерениям индукции магнитного поля тока датчиком Холла. Они близки линейным, а не квадратичным как ожидалось согласно теории.

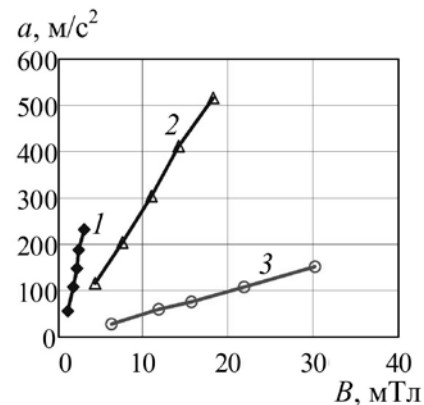


Рис. 7. Зависимости механического отклика от величины плотности тока для образцов диаметром 3 мм, длиной 150 мм: 1- сталь (марки ст. 70), 2- латунь (Л68), 3- медь (М1)

Из многочисленных измерений можно сделать вывод: *существенное* вибрационное силовое электродинамическое давление магнитного поля импульса тока на проводник происходит на фронтах импульса, когда ток существует практически только в его поверхностном скин слое [6].

Установлено, что амплитуда упругих деформации токоведущих элементов при действии импульсов тока достигает существенных значений, что следует учитывать при расчете и эксплуатации электротехнических компонент машин.

Выводы

Представленные результаты позволяют сделать следующие выводы:

1. Во время активного действия импульса тока пиковые значения амплитуды ускорения

вибрационного отклика близки к моментам максимального значения производной значения магнитного поля.

2. При постоянной амплитуде импульсов тока пиковое значение вибрационного отклика больше для образцов с меньшим диаметром и для материалов с более высокой удельной плотностью.

3. При постоянной амплитуде плотности тока пиковое значение ускорения вибрационного отклика больше для образцов с меньшим диаметром поперечного сечения.

4. Полученные результаты указывают на сложный характер механизма возбуждения механических колебаний в металлических проводниках при пропускании импульсов тока высокой плотности, что необходимо учитывать в исследованиях по циклической прочности элементов мощного электрооборудования [7-10].

5. Экспериментальные результаты должны учитываться и теории, описывающие динамические эффекты действия импульсного тока [11-15].

1. Троицкий О.А. Электромеханический эффект в металлах // Письма в ЖЭТ. 1969. Т. 10. С.18–22.
2. Батаронов И.Л. Механизмы электропластичности // Соросовский образовательный журнал. 1999. № 10. С.93–99.
3. Троицкий О. А. Пластическая деформация металла, вызванная пинч-эффектом // Изв. АН СССР. Серия Физическая. 1977. № 6. С.118–122.
4. Сидоренков В.В. Развитие физических представлений о процессе электрической проводимости в металле // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. «Естественные науки». 2005. № 2. С.35–45.
5. Скворцов О.Б., Сташенко В.И., Троицкий О.А. Упругие деформации проводников при действии импульсов тока // Машиностроение и инженерное образование. 2018. № 1. С.33–42.
6. Буханов В.М., Глушкова Т.М., Козлов В.И. и др. Скин-эффект // Физический факультет МГУ им. М.В. Ломоносова. М. 2011. – 12 с.
7. Сташенко В.И., Троицкий О.А., Скворцов О.Б. Роль скин-эффекта в силовом электродинамическом действии магнитного поля тока на проводник // Научные чтения им. Чл.-корр. РАН И.А.Одинга "Механические свойства современных конструкционных материалов". М.: 6-7 сент. 2018. Сборник материалов. ИМЕТ РАН 2018. С.144–145.
8. Скворцов О.Б., Троицкий О.А., Сташенко В.И., Правоторова Е.А. Методика оценки виброакустических процессов электропроводящих элементов электромеханического оборудования // Инженерно-физические проблемы новой техники / сборник материалов XIII Всероссийского семинара-совещания. – М.: НИИ ИУ МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2018. С.143–147.
9. Троицкий О.А., Сташенко В.И., Скворцов О.Б. Вибрации проводников при пропускании импульсного электрического тока и неразрушающий контроль // Инженерный журнал: наука и инновации № 3 (75) 2018. - С.1-16.
10. Troickij O.A., Skvorcov O.B., Pravotorova E.A., Stashenko V.I. Analysis of the Relationships for the Vibrational Response to the Excitation of Vibro-Acoustic Processes in Conductors from the Action of a Pulsed Current // 15th International School-Conference "New materials – Materials of innovative energy: development, characterization methods and application", KnowledgeE Life Sciences, 2017. P.541–548.
11. Батаронов И. Л. Механизмы электропластической деформации металлов // Сборник материалов II Международного российско-китайского семинара «Влияние электромагнитных полей на структуру и характеристики материалов». Москва, ИМАШ РАН, 2009. С. 228–243.
12. Батаронов И. Л., Рошупкин А. М. К электронной теории динамического пинч-эффекта в металлах. // Изв. ВУЗов. Черная металлургия, 1993. №8. С.61–64.
13. Баранов М.И. Квантово-физическая природа поверхностного эффекта в металлическом проводнике с переменным электрическим током проводимости // Электротехника і Електромеханіка. 2010. №3. С.34–40.
14. Сухова Т.А., Суркаев А.Л. Возникновение механического возмущения в конденсированных средах при электрическом разряде короткого замыкания // Взаимодействие предприятий и вузов - наука, кадры, новые технологии. Материалы XII межрегиональной научно-практической конференции. Издательство: Волгоградский государственный технический университет (Волгоград). 2016. С.221–224.
15. Skal A.S. The full Lorentz force formula reposable for turbulence in solids and fluids and explained Faraday's paradox // International Journal of Scientific & Engineering Research. 2013. Vol. 4. № 2. P.1-10.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ В МЕТАСТАБИЛЬНЫХ МАТЕРИАЛАХ

В.В. Столяров, А.В. Фролова

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

Представлены результаты исследований деформационного поведения в современных конструкционных материалах на основе титана, с памятью формы и титан-стали при статическом растяжении в условиях действия импульсного электрического тока и/или ультразвука. Показано, что величина и направление скачков напряжения, вызванных электропластическим и акустопластическим эффектами, на диаграммах растяжения определяются фазовым составом, температурой мартенситного превращения и интенсивностью внешнего воздействия.

Введение

Современные металлические материалы в процессе получения или эксплуатации могут испытывать комплексное внешнее воздействие различной природы, например, связанное с механическими напряжениями и деформациями, электромагнитными полями и акустическими волнами, вибрациями [1-4]. Наличие в материалах структурно-фазовых превращений накладывает дополнительные требования к прогнозированию технологических и эксплуатационных откликов на внешние воздействия. Одной из актуальных задач в технологии получения изделий из данных сплавов является повышение деформируемости и снижение усилий в процессах обработки металлов давлением (прокатка или волочение длинномерных изделий тонкого сечения). Особая роль принадлежит конструкционным сплавам с памятью формы $Ti_{50-x}Ni_{50+x}$, которые могут испытывать термоупругие мартенситные обратимые превращения, как во время получения, так и в процессе эксплуатации. Потенциальным методом повышения деформируемости сплавов $Ti_{50-x}Ni_{50+x}$ является применение электропластического (ЭПЭ) и акустопластического (АПЭ) эффектов. Цель настоящей работы исследовать деформационное поведение при растяжении сплавов $Ti_{50-x}Ni_{50+x}$ в аустенитном и мартенситном состояниях при последовательном и одновременном воздействии импульсного тока и ультразвука.

Материал и методы исследования

Объектом исследования были сплавы с памятью формы в аустенитном ($Ti_{49,3}Ni_{50,7}$) и мартенситном ($Ti_{50,0}Ni_{50,0}$) состояниях при комнатной температуре в форме проволоки диаметром $\varnothing 1,5$ мм после закалки от $800^\circ C$ с размером зерен ~ 50 мкм. В соответствии с сертификатом качества, температурами начала мартенситного (M_n) и окончания аустенитного (A_k) превращений для сплава $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ являются $M_n = 6^\circ C$ и $A_k = 26^\circ C$, а для сплава $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$

$M_n = 45^\circ C$ и $A_k = 75^\circ C$, соответственно. Растяжение выполняли при $20^\circ C$ и $200^\circ C$ на испытательной машине ИР 5081-20. Нагрев образцов производили техническим термофеном BOSCH GHG 660, контроль температуры осуществляли контактным измерителем температуры UT321 с прикрепленной в центре образца термопарой. При растяжении импульсный ток и ультразвуковые колебания в различной последовательности вводили в образец на разных стадиях деформации и фиксировали амплитуду скачка напряжений от ЭПЭ или АПЭ эффекта. Режимы импульсов тока и ультразвука были выбраны так, чтобы наблюдаемые эффекты были соизмеримы по интенсивности: для тока – частота $0,8 - 1$ кГц, плотность тока $j=150$ А/мм², длительность импульса $\tau = 100$ мкс; для ультразвука – частота 20 кГц, длительность 1 с, амплитуда 5 и 20 мкм.

Экспериментальные результаты

Растяжение при комнатной температуре.

После закалки при $800^\circ C$ сплав $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$ характеризуется высокой пластичностью ($\delta > 30\%$) при прочности ~ 800 МПа; площадка переориентации мартенсита наблюдается при 190 МПа (рис.1, кривая 1). Введение импульсов тока приводит к уменьшению относительного удлинения, а также к появлению разнонаправленных скачков напряжения на стадии переориентации мартенсита и деформационного упрочнения (кривая 2). Скачки «вниз» имеют на порядок меньшую амплитуду, по сравнению со скачками «вверх». В отличие от воздействия тока, введение УЗ приводит только к однонаправленным скачкам напряжения «вниз» (кривая 3). При одновременном последовательном воздействии импульсов тока и УЗ наблюдается преимущественное влияние тока, при котором присутствуют разнонаправленные скачки напряжения: «вниз» от УЗ и «вверх» от тока (кривая 4).

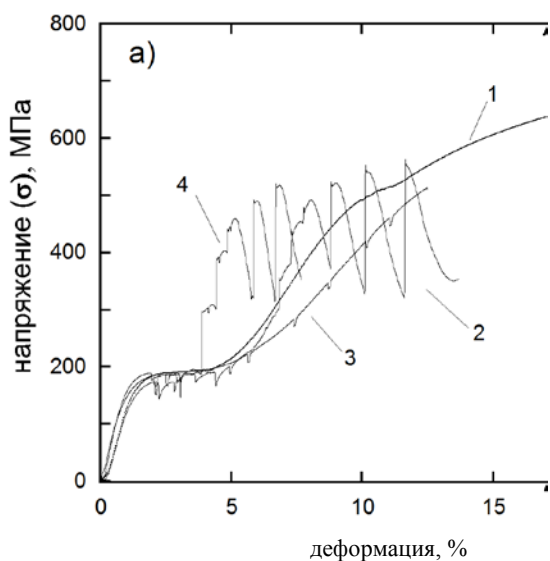


Рис.1. Кривые растяжения $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$ при 20 °С: 1 – без воздействий, 2 – с током, 3 – с УЗ, 4 – ток + УЗ.

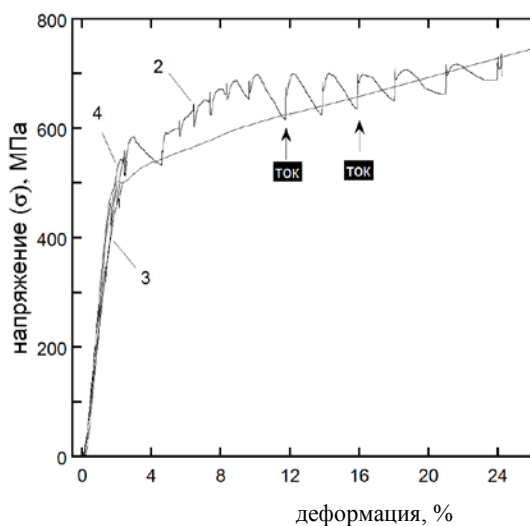


Рис.2. Кривые растяжения $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ при 20 °С: 1 – без воздействий, 2 – с током, 3 – с УЗ, 4 – ток + УЗ.

Сплав $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ также характеризуется высокими пластичностью и прочностью (Рис.2, кривая 1). Однако характер кривой отличается от кривой для эквиатомного сплава – плато, соответствующее мартенситному превращению, короткое, практически переходящее в точку перегиба. Одиночные импульсы тока приводят к уменьшению пластичности и разнонаправленным скачкам напряжения (Рис.2, кривая 2. Применение УЗО (Рис. 2, кривая 3) или одновременного воздействия тока и УЗО (Рис.2, кривая 4) приводит к резкому охрупчиванию и разрушению практически в упругой области. Все скачки, вызванные УЗ, направлены «вниз» и имеют меньшую амплитуду напряжений, чем скачки от

тока. Совместное воздействие УЗ и тока схоже по характеру с кривой 3 (Рис.2 кривые 3 и 4).

Растяжение при 200 °С. Вид кривых растяжения и направленность скачков напряжения обоих сплавов изменяется. Проявляется это в отсутствии плато, связанного с мартенситным превращением или переориентацией мартенсита, а также в однонаправленности скачков напряжения «вниз» от воздействия тока и УЗ (Рис.3 и 4). Сплав эквиатомного состава $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$, как и при комнатной температуре, проявляет высокую пластичность, которая в три раза снижается при введении одиночных импульсов тока и практически отсутствует при воздействии УЗ (Рис.3, кривые 2, 3). Амплитуда скачков напряжения от тока ($\Delta\sigma \sim 20$ МПа) заметно выше амплитуды скачков от УЗ ($\Delta\sigma \sim 5$ МПа). При одновременном воздействии тока и УЗ наблюдается также хрупкое разрушение образца.

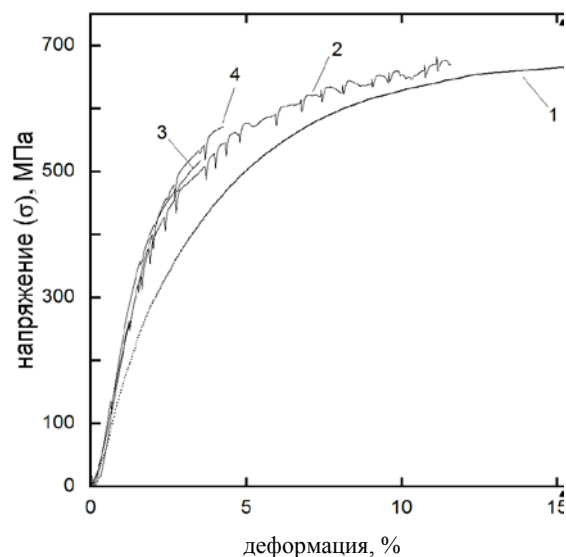


Рис.3. Кривые растяжения $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$ при температуре 200 °С: 1 – без воздействий, 2 – с током, 3 – с УЗ, 4 – ток + УЗ. Стрелками указаны скачки напряжения от тока и УЗ.

Сплав $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$, по сравнению с комнатной температурой, проявляет меньшую пластичность при практически одинаковом уровне прочности (Рис.4, кривая 1). Воздействие импульсов тока приводит к скачкам напряжения «вниз» амплитудой (Рис. 4, кривая 2). В случае введения УЗ разрушение материала происходит уже в упругой области при напряжениях ниже 300 МПа (Рис. 4, кривая 3). Совместное воздействие тока и УЗО (Рис.4, кривая 4) пластифицирует сплав, пластичность которого по сравнению с комнатной температурой возрастает с 2,5% до 7,5%. Амплитуда скачков напряжения от тока ($\Delta\sigma \sim 35-45$ МПа), как и для сплава $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$, выше амплитуды скачков от УЗ ($\Delta\sigma \sim 10$ МПа).

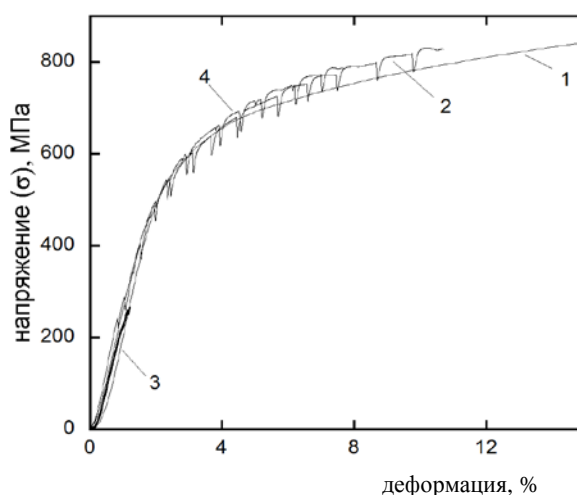


Рис.4. Инженерные кривые растяжения сплава $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ при температуре 200 °C: 1 – без воздействий, 2 – с током, 3 – с УЗ, 4 – ток + УЗ. (а) общий вид, (б) увеличенная область для кривых 2 и 4. Стрелками указаны скачки напряжения от тока и УЗ.

Обсуждение

Кривые растяжения обоих сплавов при комнатной температуре без внешних воздействий имеют плато, вызванные разными структурными изменениями – фазовым превращением А→М (в $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$) и переориентацией мартенсита (в $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$). Сравнение кривых растяжения при повышенной температуре для обоих сплавов свидетельствует об их близком деформационном поведении при температуре 200 °C, которая по многим литературным данным выше температуры M_d и соответствует стабильному аустениту, не способному испытывать мартенситные превращения. Этим и обуславливается отсутствие плато от мартенситного превращения и плато от переориентации мартенсита.

На кривых растяжения сплавов при введении импульсов УЗ и/или тока появляются скачки напряжения. Для $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$ импульсы тока при комнатной температуре приводят к разнонаправленным скачкам напряжения, вызванным причинами различной физической природы. ЭПЭ вызывает скачки «вниз» на стадии переориентации мартенсита, а обратное фазовое превращение М→А приводит к скачкам «вверх» на стадии деформационного упрочнения [4]. Введение УЗ вызывает возникновение скачков напряжения «вниз», связанных с АПЭ, величина которого в данном случае заметно меньше ЭПЭ. При токовом воздействии преобладает упрочнение за счет мартенситного превращения, а при УЗ воздействии преобладает релаксационный эффект, вызывающий разупрочнение (Рис. 1, кривые 2 и 3). В аустенитном сплаве $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ наблюдаемые особенности деформационных кривых при воздействии тока и УЗ аналогичны и

вызваны комбинацией проявления мартенситного превращения, ЭПЭ и АПЭ.

При повышенной температуре деформации скачки напряжения в обоих сплавах имеют одинаковое направление «вниз» независимо от области деформации. Направление скачков «вниз» указывает на отсутствие мартенситного превращения, что связано с существованием стабильного мартенсита при температуре деформации $T_d > M_d$. В то же время ЭПЭ и АПЭ при этом продолжают действовать.

Введение одновременно УЗ и тока не выявило заметных различий в деформационном поведении сплавов, кроме проявления повышенной хрупкости ($\delta < 5\%$), обусловленной малоциклового усталостью в процессе воздействия УЗ. Тем не менее, совместное использование АПФ и ЭПЭ требует дополнительных тщательных исследований при относительно близком уровне вводимой энергии или при других видах обработки металлов давлением.

Таким образом, повышение температуры деформации от комнатной до 200 °C приводит к повышению напряжений течения в обоих сплавах и исчезновению плато из-за стабилизации аустенита. Направление скачков напряжения от введения УЗ и/или тока в сплавах определяется фазовым состоянием материала и степенью деформации. При температуре 200°C скачки напряжения имеют одинаковое направление (вниз) независимо от степени деформации. При комнатной температуре до начала деформационного упрочнения скачки напряжения также имеют одинаковое направление (вниз), а затем они становятся разнонаправленными («вниз» от УЗ и «вверх» от тока).

Различное направление скачков напряжения связано с положением температуры деформации относительно температуры образования мартенсита деформации. При температуре деформации $T_d < M_d$ направление скачков «вверх» обусловлено обратным мартенситным превращением, вызванным тепловым эффектом тока. И наоборот, если температура деформации $T_d > M_d$ направление скачков «вниз» соответствует отсутствию мартенситного превращения.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант № 16-58-48001 ИНД_оми.

1. Stolyarov V.V., Electroplastic effect in nanocrystalline and amorphous alloys. *Mater.Sci.&Tech* 2015 **31** (13a)1536-1540.
2. Rubanik V.V., Rubanik V.V., et al., Influence of Ultrasonic Treatment on SME in Ti-50.4 %Ni Alloy, *Mater.Sci.Forum*, **738-739** 2013 362–366.
3. A.V. Kozlov, B.N. Mordyuk, et al., On the additivity of acoustoplastic and electroplastic effects, *Mater.Sci.&Eng.*A190 1995 75-79.
4. Потапова А.А., Столяров В.В., Бондарев А.Б., Андреев В.А. Исследование возможности применения электропластической прокатки для получения прутков из сплава TiNi, *Машиностроение и инженерное образование*, **2** 2012 33-38.

МОДЕЛИРОВАНИЕ НАДЕЖНОСТИ ЭЛЕМЕНТОВ МАШИН С УЧЕТОМ МОНИТОРИНГА ИХ ПОВРЕЖДЕНИЙ, ДИАГНОСТИКИ И РЕМОНТНОГО ЦИКЛА

В.А. Татаринцев

Брянский государственный технический университет, Брянск, Россия; y_a_t52@mail.ru

Выполнена оценка надежности восстанавливаемого объекта при постепенных отказах его элементов от усталости, основанная на моделировании процесса усталостного разрушения с учетом его двухстадийности, диагностики повреждений и ремонтного цикла объекта. Моделирование живучести осуществляли на базе построенных с помощью специального многофакторного эксперимента статистических моделей, характеризующих влияние на скорость роста трещины эксплуатационных факторов. Получены количественные значения показателей безотказности объекта.

Цель исследования

При проектировании и совершенствовании транспортных систем возникает необходимость и прогнозирования надежности разрабатываемых вариантов подвижного состава и их элементов, влияния периодичности технического обслуживания и ремонтов. Целью исследования является анализ надежности восстанавливаемого объекта транспорта при постепенных отказах его элементов от усталости, основанный на моделировании процесса усталостного разрушения с учетом его стадийности, ремонтного цикла объекта и диагностики усталостных повреждений.

Методика исследования

Исследование включает в себя разработку модели объекта, ее изучение и анализ, а также вычислительные эксперименты с помощью этой модели. Причем, если преобразования процессов в математической модели и реальном объекте в исследуемых условиях аналогичны, то говорят об имитационном моделировании [1]. Среди известных методов расчета показателей надежности наиболее универсальным и эффективным является метод статистических испытаний (метод Монте-Карло) [2].

В основу моделирования положены: план наблюдений за объектами; стохастические модели процессов разрушения, приводящих к неисправностям и отказам; ремонтный цикл подвижного состава и способ ее восстановления; диагностика повреждений и вероятностное описание разрешающей способности ее средств. План наблюдений выбирают в зависимости от вида объекта, условий эксплуатации и экономической целесообразности. При компьютерном моделировании трудности, присущие натурным стендовым или эксплуатационным испытаниям на надежность, отсутствуют, что позволяет, в принципе, реализовать любой план наблюдений за объектами.

Выбор математической модели процесса разрушения строго увязывают с физической природой отказа рассматриваемого элемента. Например, для постепенных прочностных отказов используют кумулятивные модели накопления повреждений [3], для внезапных – модели типа нагрузка – несущая способность и др. Математическая модель отказа

должна отражать влияние всех значимых факторов на процесс разрушения. Так, при прочностных отказах важно кроме силовых факторов учитывать влияние на процесс разрушения случайных колебаний и систематических изменений эксплуатационных температур, коррозионного и других воздействий окружающей среды.

Применение метода статистических испытаний при усталостном разрушении позволяет с помощью единого подхода осуществить моделирование наработки до образования трещины и продолжительности ее развития в исследуемом элементе. Например, используя на первой стадии усталостного разрушения скорректированную линейную модель накопления повреждений [3], статистическое распределение наработки до появления трещины T_1 получим путем обработки результатов многократных расчетов. Часть вышеперечисленных параметров – случайные величины, и в каждом расчете их значения выбираются из соответствующих статистических распределений по правилам метода Монте-Карло [2, 4].

Началу второй стадии процесса разрушения случайным образом ставится в соответствие длительность первой стадии при допущении равенства длин всех появившихся к этому моменту усталостных трещин и независимости двух стадий процесса разрушения. Ввиду сложности влияния режима нагружения и окружающей среды на трещиностойкость возникает необходимость в постановке специальных экспериментов для построения статистических моделей роста усталостных трещин с учетом этих факторов. При моделировании второй стадии процесса разрушения может быть использован поцикловой расчет прироста трещин.

В технической документации ремонтный цикл подвижного состава обычно задают в виде детерминированной во времени последовательности плановых технических обслуживания и ремонтов с указанием способов восстановления изделия после обнаружения неисправностей или отказов. Там же оговариваются неразрушающие методы контроля для обнаружения неисправностей (повреждений) и частота такого контроля в межремонтный период. При моделировании разрешающая способность средств контроля описывается в форме зависимости вероятности обнаружения повреждения от его величины,

например, в виде

$$P_l = \begin{cases} 0, & \text{при } l \leq l_0; \\ 1 - \exp[-(l - l_0)^\beta / l_0^\beta], & \text{при } l > l_0 \end{cases}$$

где P_l – вероятность выявления трещины длиной l ; l_0 – минимальная длина, определяемая выбранным методом обнаружения (порог чувствительности диффектоскопии); β – параметр, определяемый экспериментально.

Рассмотрим общую схему алгоритма моделирования отказов подвижного состава или ее элементов, приведенную в форме компьютерной имитации определительных испытаний на надежность по планам типа *NUT* или *NRT*. В соответствии с этим N изделий испытывают в течение заданного времени T , причем план наблюдений *NRT* в отличие от плана наблюдений *NUT* предусматривает восстановление отказавших изделий.

Исходными данными для моделирования отказов (на рис. 1 блок 2) являются статистические характеристики внешних воздействий на объект, параметры свойств объекта, моделей разрушения, ремонтного цикла, а также количество испытываемых объектов N и время испытаний T . В процедуре *RAN* (блок 4) по правилам метода Монте-Карло «разыгрывают» индивидуальные свойства элементов подвижного состава (геометрические характеристики сечений, механические свойства и др.). Процедура *NAR* (блок 5) предусматривает оценку индивидуальной наработки T_1 элемента до образования начального повреждения – первой макроскопической трещины малых размеров. В этой процедуре для каждого элемента реализуют одну из моделей процесса разрушения, приводящего к появлению такого повреждения. Если для данного элемента характерны различные по природе отказы, то соответственно процесс его разрушения описывают с помощью нескольких моделей. Если наработка T_1 больше времени испытаний T , то регистрируют отсутствие отказа данного элемента в испытаниях. Если же $T_1 < T$ и удовлетворено некоторое условие отказа (блок 8), например, начальным повреждением является полное разрушение детали от перегрузки, то регистрируют отказ типа 1. Характерная особенность отказа этого типа – внезапное прерывание технологического процесса, в котором принимает участие данный объект.

Если начальное повреждение не привело к отказу, а момент дефектоскопии еще не наступил, то в процедуре *MOD* (блок 11) имитируют эксплуатационное нагружение объекта и по соответствующим моделям роста повреждений оценивают величину повреждения в момент времени $T_2 = T_1 + \Delta t$ (Δt – шаг времени эксплуатации). При соблюдении условия $T_2 < T$ (блок 12) следует возврат к блоку 8. Если условия блоков 8 и 10 опять не соблюдаются, то блок 11 повторяют с тем же шагом Δt .

В случае наступления момента дефектоскопии на основе ее вероятностной модели разыгрывают ситуацию контроля (блок 13) с двумя исходами: а)

повреждение обнаружено, переход к блоку 14; б) повреждение не выявлено, переход к блоку 11 с продолжением эксплуатации. Если эксплуатацию с обнаруженным повреждением не допускают, то необходимо провести внеплановый ремонт (блок 15, «нет») с соответствующими экономическими издержками (отказ типа 2) или плановый (блок 15, «да»), если дефектоскопию осуществляют в этом виде ремонта. В таком случае повреждение не приводит к отказу подвижного состава.

Блоки 4–17 повторяют N раз. Результаты моделирования, адекватные данным наблюдений за объектом в эксплуатации, регистрируют в блоках 7, 9, 16. При этом наработки T_1 и T_2 могут оцениваться с учетом возможных простоев подвижного состава и времени восстановления. В процедуре *NAD* (блок 18) по общим правилам вычисляют показатели надежности в соответствии с принятым планом наблюдений и затем выводят их на печать (блок 19).

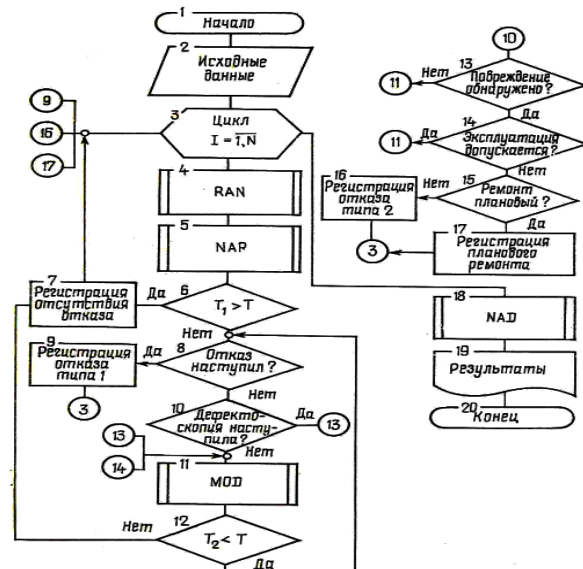


Рис. 1. Схема алгоритма моделирования отказов от усталости с учетом ремонтного цикла и диагностики трещин

Описанный алгоритм применяли для оценки надежности железнодорожного грузового вагона по усталостным отказам одного несущего элемента – тягового хомута автосцепного устройства. Для каждого объекта по правилам метода Монте-Карло разыгрывали геометрические размеры, механические свойства материала, параметры кривой усталости тягового хомута по опасному сечению – зоне перехода тяговой полосы в проушину под клин. Предварительно строили блок нагруженности хомута в амплитудах номинальных напряжений, которые оценивали по экспериментальным данным. Затем по известному методу линейного суммирования усталостных повреждений с корректировкой предельной суммы накопленных повреждений [3] определяли индивидуальную наработку T_1 данного тягового хомута до появления начального повреждения в виде макротрещин длиной $l_0 = 1$ мм (блок 5).

Условие отказа типа 1 (блок 8) имеет вид

$$K \geq K_{jc},$$

где K , K_{jc} – соответственно коэффициент интенсивности напряжений (КИН) в опасном сечении с трещиной и его критическое значение при циклическом нагружении.

Моделирование роста усталостных трещин в блоке 11 осуществляли с использованием кинетических уравнений диаграмм усталостного разрушения, выраженных в размахх КИН:

$$\frac{dl}{dN} = \begin{cases} 0, & \text{если } \Delta K \leq \Delta K_{th}; \\ 10^7 [(\Delta K - \Delta K_{th}) / (\Delta K^* - \Delta K_{th})]^n, & \Delta K > \Delta K_{th} \end{cases}, \quad (1)$$

где dl/dN – скорость роста усталостной трещины; ΔK – размах КИН в цикле нагружения; ΔK_{th} – пороговое значение ΔK , ΔK^* , n – параметры, определяемые экспериментально.

Средние значения ΔK_{th} , ΔK^* , n оценивали с помощью моделей вида (2), полученных по результатам полного факторного эксперимента типа 2^3 на плоских призматических образцах, вырезанных из тяговых полос хомутов [5]. Модели, отражающие влияние перегрузок (фактор X_1); асимметрии цикла (фактор X_2) и влаги (фактор X_3) на трещиностойкость, в кодированной форме имеют вид

$$Y = b_0 + b_1 X_1 + b_2 X_2 + b_3 X_3 + b_{12} X_1 X_2 + b_{13} X_1 X_3 + b_{23} X_2 X_3 + b_{123} X_1 X_2 X_3, \quad (2)$$

где Y – средние значения параметров циклической трещиностойкости ΔK_{th} , ΔK^* , n , входящих в выражения (1); $X_1 = 0,5\Delta K_w/\Delta K$; $X_2 = 1,25(R + 0,2)$; b_j – коэффициенты регрессии, представленные в [5].

Розыгрыш эксплуатационных температур осуществляли с учетом их естественных сезонных колебаний в течение года. Розыгрыш фактора наличия влаги основывали на двух противоположных случайных событиях с соответствующими вероятностями их появления: влага есть в зоне трещины и ее нет (фактор X_3 – соответственно равен +1 и –1).

По результатам моделирования рассчитывали показатель безотказности грузового вагона – параметр потока отказов (рис. 2).

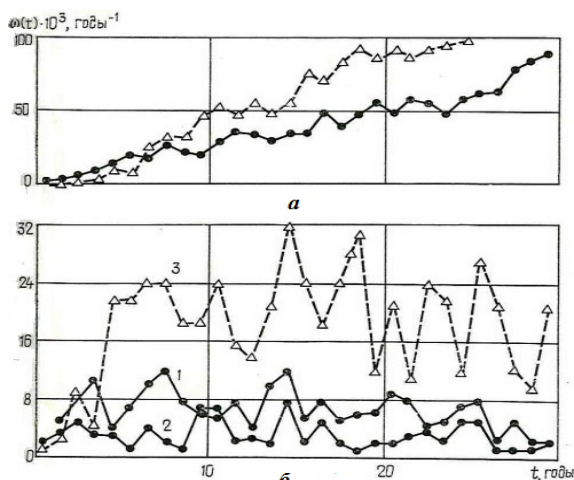


Рис. 2. Параметр потока отказов вагонов при отсутствии (а) и наличии (б) диагностики (интервал между диагностическими осмотрами один год (1, 3) и полгода (2)). Сплошные линии – сталь 20Л, штриховые – сталь 20ГЛ

Результаты и их обсуждение

1. Рассмотрен анализ надежности восстанавливаемого объекта транспорта при постепенных отказах его элементов от усталости, основанный на моделировании процесса усталостного разрушения с учетом его двухстадийности, ремонтного цикла объекта и диагностики усталостных повреждений. В исследовании использован метод Монте-Карло для моделирования испытаний на надежность элементов машин с периодическим обслуживанием, в основе которого лежат план наблюдений, стохастические модели процессов разрушения, приводящих к появлению неисправностей и отказов, ремонтный цикл машины и способ восстановления, диагностика повреждений и вероятностное описание разрешающей способности ее средств.

2. Анализ зависимостей, представленных на рис. 3а, показывает, что при отсутствии диагностики в межремонтный период поток отказов вагона нестационарен, параметр потока отказов монотонно возрастает с увеличением наработки. Благодаря введению диагностирования трещин в середине межремонтного периода частота отказов вагона уменьшается примерно в три-четыре раза (рис. 3б), при этом поток отказов близок к стационарному. Частота отказов при использовании на вагонах тяговых хомутов из стали 20ГЛ в два-три раза выше, чем из стали 20Л, что связано с ее худшей сопротивляемостью развитию трещины. При небольших наработках (до пяти-шести лет) сталь 20ГЛ благодаря более высоким прочностным характеристикам обладает преимуществами по сравнению со сталью 20Л.

3. Полученные количественные значения показателей безотказности для вагонов, оборудованных тяговыми хомутами из нормализованных сталей 20Л и 20ГЛ, позволяют заключить, что примерно до 5...7 лет их величины отличаются незначительно, а после этой наработки преимущество хомутов из стали 20ГЛ существенно возрастает. Сокращение интервала между диагностическими осмотрами в два раза приводит к уменьшению значений параметра потока отказов в среднем на 30...40 %.

1. Николайчук О.А., Берман А.Ф., Павлов А.И. Прогнозирование технического состояния опасных объектов // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2017. № 2. С. 131–142.
2. Михайлов Г.А., Войтишек А.В. Численное статистическое моделирование. Методы Монте-Карло. – М.: Академия, 2006. – 368 с.
3. Когаев В.П., Махутов Н.А., Гусенков А.П. Расчеты деталей подвижного состава и конструкций на прочность и долговечность. – М.: Машиностроение, 1985. – 224 с.
4. Татаринцев В.А. Моделирование испытаний на надежность элементов машин // Современные инструментальные системы, информационные технологии и инновации: сб. науч. трудов XI Междунар. науч.-практ. конф.: в 4-х томах. Т.4. Отв. ред. Горохов А.А. 2014. С. 172–176.
5. Kostenko N.A., Tatarintsev V.A. Influence of overloads, cycle asymmetry, and moisture on the cyclic crack resistance of cast steels // Materials Science. 1987. T. 23. № 2. P. 186–191.

ДИНАМИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ РАЗРУШЕНИЯ. ДИАГНОСТИКА И МОНИТОРИНГ ПОВРЕЖДЕННЫХ МАШИН И КОНСТРУКЦИЙ. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

О.А. Троицкий¹, О.Б. Скворцов^{1,2}

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

²Научно-технический центр «Завод балансировочных машин», Москва, Россия

Аварийные ситуации в процессе эксплуатации электротехнического оборудования часто связаны с механическими динамическими нагрузками под воздействием электрических сил. Такие силы возникают как при взаимодействии проводников с током между собой, так и при взаимодействии проводника с током и магнитным полем этого проводника. На динамические процессы часто наложено действие статических сил, связанных с тепловым действием токов в проводниках и вихревых токов в материале сердечников.

Введение.

Работа энергетического оборудования связана с существенными рисками возникновения аварийных ситуаций. Со статистикой такой аварийности можно ознакомиться в публикациях [1, 2]. Концентрация энергии в элементах конструкции мощного электрооборудования очень велика. Особенно это относится к электропроводящим элементам обмоток. С другой стороны, электрические требования к материалу таких обмоток ограничивают возможности выбора материала исходя из требований получения максимальной прочности, и в качестве материала для них практически всегда используют электротехническую медь. Относительно низкая прочность меди требует особой тщательности при выборе конструктивных решений при разработке, изготовлении, сборке, испытаниях и эксплуатации такого оборудования.

Сборка электрогенераторов и проверка качества ее выполнения являются операциями, требующими значительных трудозатрат. Методика контроля качества сборки описана, например, в [3]. Контроль качества такой сборки зачастую субъективен, поскольку правильность «заклиновки стержней обмотки статора в пазах определяется на звук при простукивании клина по центру и по краям молотком массой 0,2-0,4 кг, а также наличием вибрации клина, определяемой при простукивании на ощупь. Проверке плотности заклиновки подлежат все клинья». Технологии проверки сборки обмоток ротора и статора осложняется тем, что проводящие элементы обмоток в виде шин обычно скрыты в пазах сердечника, покрыты толстым слоем изоляции и механически закреплены в пазах текстолитовыми клиньями.

Описанный в [3] метод диагностирования качества сборки основан на оценке частоты колебаний конструкционного элемента, частота которого может изменяться при появлении дефектов и трещин в материале образца – проводящей шине из меди, а также определяется жесткостью его закрепления.

Методика испытаний

Вместо внешнего механического возбуждения вибрационного отклика в виде затухающих колеба-

ний как реакции на механический удар можно сформировать сходный процесс за счет пропуска импульсного тока через испытываемую часть обмотки [4-7].

В основу оценки устойчивости механизмов и конструкций к воздействию переменных нагрузок положены принципы оценки циклической прочности, позволяющие оценить оставшийся ресурс использования действия механических нагрузок на испытываемый объект. В [8] показано, что вместо механических нагрузок можно воспользоваться, как эквивалентной заменой, измерениями величины максимального ускорения действующего на образец.

Исследования виброакустических процессов в металлических образцах, вызываемых импульсными токами, показали, что ударное механическое возбуждение синхронизировано с началом переднего и заднего фронтов импульса тока, а при исследовании таких процессов целесообразно использовать оценки размаха ускорения на поверхности образца [9-12].

Результаты экспериментов

При исследовании образцов шин из меди сигналы от высокочастотных акселерометров оцифровывались модулем сбора данных и для них формировались оценки диагностических признаков, которые могут использоваться для оценки целостности узлов мощных обмоток.

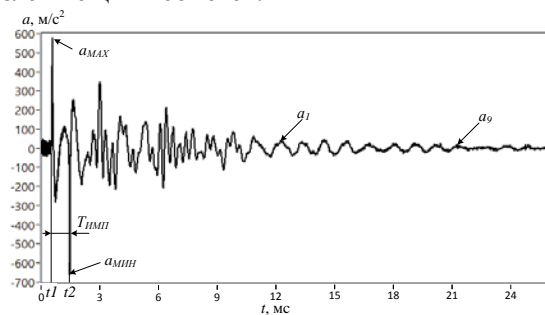


Рис. 1. Сигнал вибрационного отклика на действие импульса тока.

Вибрационный отклик на действие импульсного тока, показанный на рис. 1 внешне напоминает запись вибрационного сигнала для похожих образ-

цов [13, 14]. Имеющиеся отличия связаны с интервалом времени действия импульса тока. Имеются также отличия в записываемых сигналах, характеризующих форму импульса тока, которые не носят характер затухающих колебаний. Следует отметить, что в данных экспериментах контроль формы и величины тока выполнялся с использованием быстродействующего бесконтактного датчика тока на основе эффекта Холла. Другое отличие состоит в том, что контроль вибрации выполнялся с использованием высокочастотных акселерометров, жестко закрепленных на образце, причем сигнал с акселерометра преобразовывался в цифровую форму и записывался в компьютер с высокой скоростью дискретизации (более 100 КГц). Это позволило исключить влияние резонанса пьезоэлектрического элемента, закрепленного на перемещаемом шупе [13, 14] и оценить высокочастотные изменения ускорения в момент действия импульса, практически не фиксируемые в зарезонансной области АЧХ измерителя вибрации образца.

Одним из распространенных диагностических признаков является положение резонансных пиков в спектре сигнала вибрационного отклика. Пример такого спектра, соответствующего сигналу на рис. 1 представлен на рис. 2.

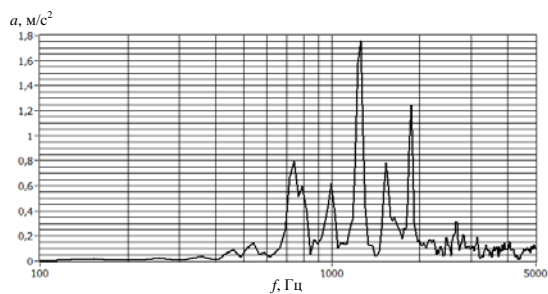


Рис. 2. Спектр сигнала вибрационного отклика на действие импульса тока.

Кроме диагностики по смещению положения резонансных пиков в спектрах, для оценки качества закрепления шин обмотки в пазах сердечника можно воспользоваться амплитудными оценками, поскольку размах сигнала вибрации зависит от качества закрепления шины и от статического нагружения.

Использование амплитудных оценок в качестве диагностического признака определяется возможностями определения однозначной связи между механическим откликом и стабильностью задания параметров определяющих токовый импульс - амплитуда и длительность импульсного тока. В настоящее время предложен ряд гипотез, описывающих связь между пропускаемым током и механическими откликами, а также особенностей распределения токов в сечении шины [15-19], но общепринятой теории таких процессов пока нет.

Кроме указанных, в качестве диагностического признака можно использовать изменения оценок логарифмического декремента затухания вибрационных колебаний. Сравнительный анализ изменения перечисленных признаков в зависимости от стати-

ческого нагружения шины, при приближении к моменту разрушения, показывает, что все указанные признаки информативны (рис. 3) и могут быть использованы при разработке систем диагностики производственного назначения [20-23].

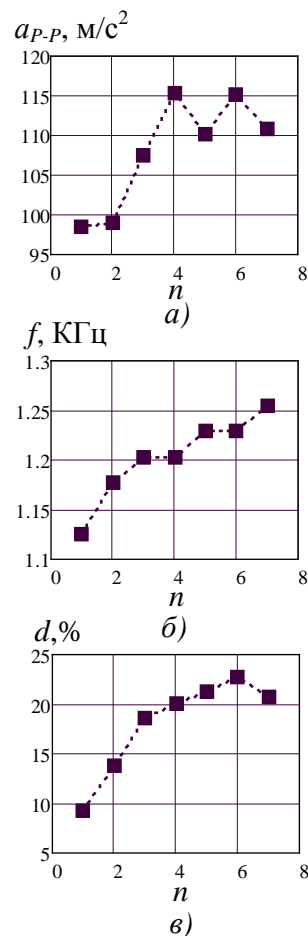


Рис. 3. Размаха ускорения (а), максимумы спектра вибрации (б) и декремента затухания (в) при воздействиях одиночных импульсов тока для случая линейного увеличения статического напряжения с приближением к моменту разрушения (замер n=7) образца. Материал медь М1.

Рассмотренные методы возбуждения ударных процессов в элементах шин обмоток могут управляться за счет изменения параметров электрического импульса возбуждения [24-28].

Выводы

Использование вибрационного отклика в виде затухающих колебаний, фиксируемое на открытой части элемента обмотки может быть использовано для диагностирования качества сборки обмотки и состояния проводниковых шин с использованием оценок частот колебаний, амплитуд или декремента затухания. Возбуждение колебаний проводящей шины без использования внешних механических воздействий обеспечивает высокую повторяемость результатов и исключает внесение повреждений шины и ее изоляции. Оценки амплитуды отклика по размаху величины ускорения требуют использования для измерений высокочастотных акселерометров и быстродействующей измерительной аппара-

туры. Поскольку пиковые значения ускорения связаны с моментами начала переднего и заднего фронтов импульса тока.

1. Лавриненко В.А. Чувствительная защита ротора при замыкании в одной точке цепи возбуждения // Доклад XXI Научно-практической конференции "Релейная защита и автоматика энергосистем 2012". Москва, 29 - 31 мая 2012. – С.1–7.
2. Самородов Ю.Н. Турбогенераторы. Аварии и инциденты: техн. пособие // Элекс-КМ, 2008. – 488 с.
3. Руководство по капитальному ремонту турбогенераторов ТВФ-120-2 и ТВФ-100-2. РУ-34-38-002 -84 (РД 34.45.614) // Союзтехэнерго, М.: 1984. – 81 с.
4. Троицкий О.А., Скворцов О.Б., Сташенко В.И. Измерение вибраций, созданных импульсами тока в элементах электротехнических конструкций // Электротехника, № 3. 2018. – С.8–12.
5. Troickij O.A., Skvortsov O.B., Stashenko V.I. Ultrasonic Vibroacoustic Processes, Excited by Heating by Impulse Currents of Metals // 15th International School-Conference "New materials – Materials of innovative energy: development, characterization methods and application", KnowledgeE Life Sciences, 2017. – P.549–555.
6. Troickij O.A., Skvortsov O.B., Pravotorova E.A., Stashenko V.I. Analysis of the Relationships for the Vibrational Response to the Excitation of Vibro-Acoustic Processes in Conductors from the Action of a Pulsed Current // 15th International School-Conference "New materials – Materials of innovative energy: development, characterization methods and application", KnowledgeE Life Sciences, 2017, pages 541–548.
7. Троицкий О.А., Скворцов О.Б., Правоторова Е.А. Оценка однократных вибрационных реакций проводников на действие импульса тока. // Колебания и волны в механических системах. Материалы международной научной конференции. Под ред. Р.Ф.Ганиева. 2017. – С.133–135.
8. Ленк А., Ренитц Ю. Механические испытания приборов и аппаратов // МИР. М.: 1976. – С.276.
9. Скворцов О.Б., Сташенко В.И., Троицкий О.А. Упругие деформации проводников при действии импульсов тока // Машиностроение и инженерное образование. № 1. 2018. – С.33–42.
10. Скворцов О.Б. Вибрационный мониторинг компрессорного оборудования // Компрессорная техника и пневматика. 2017. № 6. – С.33–38.
11. Скворцов О.Б., Троицкий О.А., Сташенко В.И., Правоторова Е.А. Методика оценки виброакустических процессов электропроводящих элементов электромеханического оборудования // Инженерно-физические проблемы новой техники / сборник материалов XIII Всероссийского семинара-совещания. – М.: НИИ ИУ МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2018 – С. 143-147.
12. Правоторова Е.А., Троицкий О.А., Скворцов О.Б., Сташенко В.И. Выбор параметров оценки виброакустических и электрических пространственных векторных величин при импульсном воздействии электрического тока на электропроводящие материалы // Инженерно-физические проблемы новой техники / сборник материалов XIII Всероссийского семинара-совещания. – М.: НИИ ИУ МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2018 – С. 131-134.
13. Суркаев А.Л. Исследование возникновения МГД- возмущений в цилиндрическом проводнике при протекании импульса разрядного тока // Письма в ЖТФ, том 40, вып. 2. 2014. – С.23–29.
14. Корнеев А.С., Сухова Т.А., Суркаев А.Л. Исследование радиальной компоненты механических возмущений в металлических проводниках // Международный научно-исследовательский журнал. № 5(36). Часть 1. 2015. С.15-17.
15. Батаронов И.Л. Механизмы электропластичности // Сороковский образовательный журнал. № 10. 1999. – С.93–99.
16. Харисов А.А. Исследования реального статистического распределения плотности постоянного электрического тока в уединенных прямых цилиндрических проводниках при установившихся токовых и температурных режимах // Научно-технический сборник «Коммунальное хозяйство городов» № 51, 2003. – С.154–161.
17. Сидоренков В.В. Развитие физических представлений о процессе электрической проводимости в металле // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. «Естественные науки». № 2. 2005. – С.35–45.
18. Троицкий О.А., Сташенко В.И., Скворцов О.Б. Методика оценки распределения тока в электропроводящих элементах // Инженерно-физические проблемы новой техники / сборник материалов XIII Всероссийского семинара-совещания. – М.: НИИ ИУ МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2018 – С. 165–166.
19. Сташенко В.И., Троицкий О.А., Скворцов О.Б. Значимость скин-эффекта в силовом электродинамическом действии магнитного поля тока на проводник // Инженерно-физические проблемы новой техники / сборник материалов XIII Всероссийского семинара-совещания. – М.: НИИ ИУ МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2018 – С.161–164.
20. Троицкий О.А., Сташенко В.И., Скворцов О.Б. Вибрации проводников при пропускании импульсного электрического тока и неразрушающий контроль // Инженерный журнал: наука и инновации № 3 (75) 2018. – С.1–16. <http://engjournal.ru/articles/1741/1741.pdf>.
21. Правоторова Е.А., Троицкий О.А., Скворцов О.Б. Пондеромоторное возбуждение динамических деформаций в металлах и гигацикловая прочность материалов // VII Международная конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов». Москва. 7-10 ноября 2017 г./ Сборник материалов. – М.: ИМЕТ РАН, 2017. С. 789-790.
22. Троицкий О.А., Скворцов О.Б., Сташенко В.И. Механическое действие импульсных токов на проводники // VII Международная конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов». Москва. 7-10 ноября 2017 г. / Сборник материалов. – М.: ИМЕТ РАН, 2017. – С.769-770.
23. Троицкий О.А., Сташенко В.И., Скворцов О.Б. Вибрация проводников при пропускании импульсов тока и неразрушающий контроль. // Фундаментальные и прикладные задачи механики: тезисы докладов международной научной конференции. 24-27 октября 2017 г., М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана 2017. – С.156.
24. Троицкий О.А., Сташенко В.И., Скворцов О.Б. Возбуждение виброакустических колебаний в проводниках импульсными токами. // Колебания и волны в механических системах. Материалы международной научной конференции. Под ред. Р.Ф. Ганиева. 2017 С.131-132.
25. Троицкий О.А., Сташенко В.И., Скворцов О.Б., Правоторова Е.А. Формирование виброакустических колебаний в металлических образцах при пропускании импульсов тока. // Динамика и прочность конструкций аэрогидроупругих систем. Труды четвертой Всероссийской научно-технической конференции, М.: Изд-во ИМАШ РАН, 2017. – С.58.
26. Сташенко В.И., Троицкий О.А., Скворцов О.Б. Вибрация в металлических образцах при пропускании импульсного тока. // Научные труды V-й Международной научной конференции «Фундаментальные исследования и инновационные технологии в машиностроении». – М. Издательский дом «Спектр», 2017. – С.274–276.
27. Правоторова Е.А., Троицкий О.А., Скворцов О.Б. Оценка параметров виброакустических процессов создаваемых в металлах импульсными токами. // Научные труды V-й Международной научной конференции «Фундаментальные исследования и инновационные технологии в машиностроении». – М. Издательский дом «Спектр», 2017. – С.224-226.
28. Troitskiy O.A., Skvortsov O.B., Stashenko V.I. Generation of mechanical vibrations in metal samples by the use of the pinch effect // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, v.218. 2017. – P.1–6.

ЭЛЕКТРОДИНАМИЧЕСКОЕ МОБИЛЬНОЕ УСТРОЙСТВО ДЛЯ ИСПЫТАНИЯ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКТИВНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ПРОМЫШЛЕННОГО ОБОРУДОВАНИЯ

О.А. Троицкий¹, О.Б. Скворцов^{1,2}

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

²Научно-технический центр «Завод балансировочных машин», Москва, Россия

Рассмотрена возможность создания мобильного стенда для формирования последовательностей ударных механических воздействий с управляемой амплитудой, частотой и длительностью. Формирование механических колебаний в металлических проводниковых элементах позволяет обеспечить работу стенда при повышенных температурах.

Ключевые слова: испытания, импульсные токи, вибрация, удар, циклическая прочность.

Введение

Современное мощное электротехническое оборудование имеет сложные конструкции шин для пропускания электрических токов, обслуживание которого, в том числе диагностика технического состояния, является сложным и затратным процессом [1]. Одним из типовых методов диагностирования является использование ударного возбуждения колебаний конструкции для оценки резонансных частот [2]. Для диагностики подобного оборудования выпускаются специализированные мобильные комплексы [3]. Возбуждение колебаний в таких современных комплексах обеспечивается за счет ударов кувалдой массой 2–5 кг, что в ряде случаев неудобно или невозможно, ведет к значительному разбросу в получаемых результатах измерения и может вызывать повреждения элементов конструкции.

Методика выполнения диагностических измерений

Обеспечить повторяемость ударных взаимодействий двух тел достаточно сложно. Как сила, так и длительность ударного процесса зависят от множества параметров. Например, длительность τ удара двух тел с массами m_1 и m_2 , имеющих скорость относительно друг друга V_0 , модули Юнга материалов E_1 и E_2 , а также модули Пуассона ν_1 и ν_2 при радиусе соприкосновения во время удара R [4, 5]:

$$\tau = 4,5315 \sqrt{\left[\frac{m_1 \cdot m_2}{m_1 + m_2} \left(\frac{1 - \nu_1^2}{E_1} + \frac{1 - \nu_2^2}{E_2} \right) \frac{1}{\pi \sqrt{V_0 R}} \right]^2} \quad (1)$$

Часто масса диагностируемого объекта априори неизвестна и может быть сама диагностируемым параметром. В таких условиях необходимо обеспечение повторяемости ударного воздействия. Еще проще, если ударный процесс с контролируемой амплитудой и длительностью формируется самим диагностируемым объектом. Такую возможность, при диагностике механического состояния электропроводящих элементов мощного энергетического оборудования, может обеспечить возбуждение ударного колебательного процесса в этих элементах при пропускании через них импульсного тока [6–11]. Изменением амплитуды и длительности импульса можно регулировать амплитуду возбуждаемых зату-

хающих механических колебаний в широких пределах и получить очень хорошую повторяемость результатов. По параметрам вибрационного отклика на пропускание импульсного тока можно оценить качество крепления электропроводящей шины, закрепление на ней изоляционного покрытия, отсутствие дефектов в шине и приближение момента повреждения шины при статическом, а также динамическом ее нагружении [12–15].

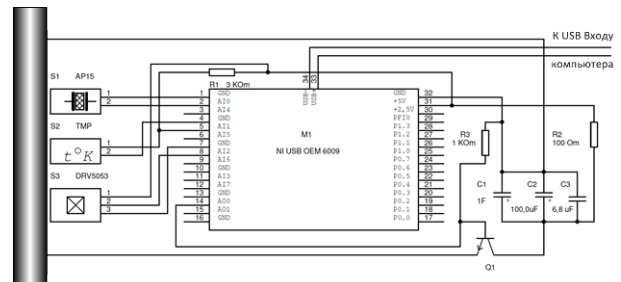


Рис. 1. Структурная схема мобильного устройства диагностики элементов обмоток мощного электрооборудования.

При действии импульса электрического тока энергию механических колебаний преобразует относительно малая часть электрической энергии [16].

Пример структурной схемы формирователя импульсов тока и сбора данных с датчиков представлен на рис. 1. Задание параметров импульсного сигнала и обработка сигналов с датчиков при этом могут быть выполнены на переносном компьютере. Общее потребление при интервале повторения тестовых импульсов тока с амплитудой до 1000 А и длительностью порядка 100 мкс возможно от встроенного источника модуля ввода/выводы NI USB 6009. Встроенный источник вторичного питания такого модуля, запитанного от интерфейса USB компьютера, допускает питание внешних цепей +5В/200 мА, что вполне достаточно для питания конденсаторного накопителя.

Накопители энергии могут быть выполнены на основе конденсаторов и ионисторов с относительно малым рабочим напряжением, что обеспечивает возможность безопасной работы с устройством. Влияние внутреннего сопротивления емкостных накопителей может быть снижено использованием

параллельного включения накопителей различного типа. Режимы формирования импульса (источник тока, источник напряжения) также могут быть настраиваемыми. Важно обеспечить учет сопротивления источника, ключевого элемента, сопротивлений образца, соединительных кабелей и переходных контактов.

Хотя датчики магнитного поля, используемые для контроля формы тока во время действия силового импульса, прикладываемого к контролируемой шине, могут быть выполнены бесконтактными. Датчик контроля температуры шины также может быть бесконтактным. Более удобно расположить эти датчики на контактной клипсе, через которую на контролируемую шину передается ток [17]. На этой клипсе также можно установить и контактный датчик вибрации в виде малогабаритного высокочастотного пьезоэлектрического акселерометра, Пример такой установки показан на рис. 2.

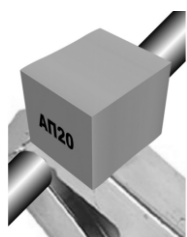


Рис. 2. Установка пьезоэлектрического акселерометра AP20 на клипсе подключения тока к образцу.

При определении состояния шины, качества ее крепления и механического состояния изоляционного покрытия шины кроме значения резонансной частоты можно использовать абсолютное значение размаха колебаний. Размах колебаний при определении частота резонанса не критичен к абсолютным погрешностям измерения, но для снижения погрешностей оценки положения резонанса желательно выполнять измерения при возможно больших размахах сигнала ускорения. Зависимость сигнала ускорения при разных значениях длительности импульса тока носит сложный характер и показана на рис. 3. Такая зависимость имеет глобальные максимум и минимум. Желательно выбрать длительность импульса тока, обеспечивающую получение максимального размаха.

Контроль температуры, напряжения, тока и вибрации – ускорения при прямом подключении пьезоэлектрического акселерометра также существенно упрощает структуру устройства. Относительно высокое входное сопротивление модуля (около 150 Ком) позволяет принимать сигнал непосредственно с пьезоэлектрического акселерометра.

Спад АЧХ на частотах менее 1 КГц не оказывает существенного влияния на результаты, поскольку резонансные частоты имеет большую величину, а снижение АЧХ в области низких частот обеспечивает подавления влияния наводок и помех с сетевой частотой. При необходимости контроля низких частот устройство может быть дополнено

входным согласующим интерфейсом, например усилителем заряда.

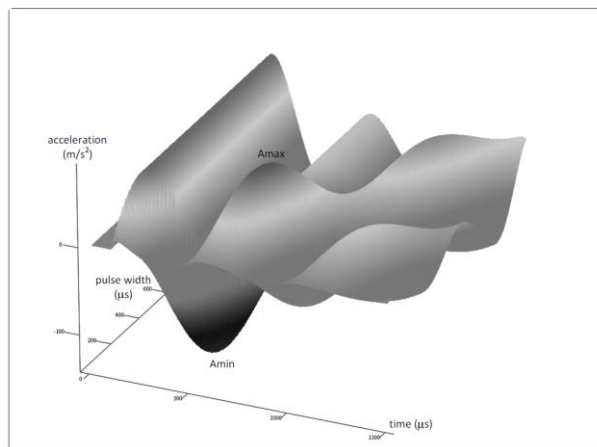


Рис. 3. Зависимость ускорения поверхности шины от времени и длительности импульса тока.

Управление амплитудой и длительностью импульсного тока обеспечивается использованием аналогового выхода модуля NI USB 6009. Встроенные цифро-аналоговые преобразователи также могут обеспечивать управление формой импульса тока. Для уменьшения габаритов устройства в нем можно использовать OEM версию модуля NI USB 6009, а в качестве накопителя энергии применять электролитический конденсатор большой емкости (22000 мкФ 16В) с размерами $\varnothing 30 \times 40$ мм.

Исследования [18, 19] показали, что в качестве диагностических признаков для определения приближения момента разрушения элементов можно использовать не только контроль размаха колебаний, а также положение резонансов, но и значение логарифмического декремента затухания колебательного виброакустического процесса, возбуждаемого пропускаемым импульсным током. При оценке резонансных частот можно использовать как получение спектров вибрационных сигналов с датчика вибраций, но можно использовать и непосредственное измерение периода колебаний по вибрационному сигналу, поскольку при выполнении измерений обеспечивается значительное превышение полезного сигнала над уровнем шумов.

Выводы.

Использование возбуждения ударного процесса и контроль последующих затухающих колебаний в самом контролируемом конструктивном элементе позволяет исключить влияние внешних присоединенных механических элементов на результаты диагностирования с применением методов структурной механики. Хотя коэффициент преобразования энергии электрического импульса в энергию механических колебаний сравнительно мал, малая длительность электрического импульса (порядка 100 мкс) и его одиночный характер при проведении испытаний позволяют снизить потребление энергии и в ряде случаев обойтись автономными источниками

питания для аппаратуры контроля.

Метод позволяет настроить длительность и амплитуду механического «удара» за счет управления длительностью и амплитудой электрического импульса, причем амплитуда ударного воздействия нелинейно зависит от временного интервала между моментами начала переднего и заднего фронтов электрического импульса.

1. Федоренко Г.М., Выговский А.В., Хвалин Д.И., Красуцкий И.В. Методика расчета и модель теплового состояния стержня обмотки статора с непосредственным охлаждением проводников обмотки статора // Проблемы безопасности атомных электростанций в Чернобыля. Вып. 10. 2008. – С.40-52.
2. Alsalaet J. Vibration Analysis and Diagnostic Guide // College of Engineering, University of Basrah, 2010. – 66 с.
3. Специализированный диагностический комплекс СДК-2Т. Руководство по эксплуатации. 427614 – 001 – 30992818 – 2018 РЭ // Логотех. 2018. – 22 с.
4. Байков А.Ю., Павлов С.В., Гуляева Н.А. Оптимизация ударной системы при виброакустическом контроле многослойных конструкций подземных сооружений городского строительства // Горный информационно-аналитический бюллетень – № 5. 2006. С.127–132.
5. Гольдсмит В. Удар. Теория и физические свойства соударяемых тел. М.: Стройиздат, 1965. – 448 с.
6. Троицкий О.А., Сташенко В.И., Скворцов О.Б. Возбуждение виброакустических колебаний в проводниках импульсными токами. // Колебания и волны в механических системах. Материалы международной научной конференции. Под ред. Р.Ф. Ганиева. 2017. – С.131-132.
7. Троицкий О.А., Сташенко В.И., Скворцов О.Б., Правоторова Е.А. Формирование виброакустических колебаний в металлических образцах при пропускании импульсов тока. // Динамика и прочность конструкций аэрогидроупругих систем. Труды четвертой Всероссийской научно-технической конференции, М.: Изд-во ИМАШ РАН, 2017. – С.58.
8. Сташенко В.И., Троицкий О.А., Скворцов О.Б. Вибрация в металлических образцах при пропускании импульсного тока. // Научные труды V-й Международной научной конференции «Фундаментальные исследования и инновационные технологии в машиностроении». – М. Издательский дом «Спектр», 2017. – С. 274-276.
9. Правоторова Е.А., Троицкий О.А., Скворцов О.Б. Оценка параметров виброакустических процессов создаваемых в металлах импульсными токами. // Научные труды V-й Международной научной конференции «Фундаментальные исследования и инновационные технологии в машиностроении». – М. Издательский дом «Спектр», 2017. – С. 224-226.
10. Троицкий О.А., Правоторова Е.А., Сташенко В.И., Скворцов О.Б. Анализ закономерностей вибрационного отклика на возбуждение виброакустических процессов в проводниках от действия импульсного тока. // Перспективные технологии консолидации материалов с применением электромагнитных полей. 6-ой научный семинар. Тезисы докладов. 24-26 октября 2017 г., М.: 2017. – С.76–77.
11. Troitskiy, O.A., Skvortsov, O.B., Stashenko, V.I. Generation of mechanical vibrations in metal samples by the use of the pinch effect // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, v.218. 2017. – P.1–6.
12. Троицкий О.А., Правоторова Е.А., Скворцов О.Б. Статистические методы анализа виброакустических процессов в металлических образцах при пропускании импульсных токов // Перспективные технологии консолидации материалов с применением электромагнитных полей. 6-й научный семинар. // Тезисы докладов. Пансионат РАН "Звенигородский", Московская обл., 01-03 июня 2017 г. М.: НИЯУ МИФИ. 2017. – С.59–62.
13. Сташенко В.И., Троицкий О.А., Скворцов О.Б., Правоторова Е.А. Управление параметрами механических колебаний, генерируемых пропусканием импульсного тока через металл. // Состояние и проблемы измерений. Сборник материалов XIV Всероссийской научно-технической конференции. НУК ИУ МГТУ им. Н.Э. Баумана, М.: 2017. – С.98–101.
14. Троицкий О.А., Скворцов О.Б., Сташенко В.И., Правоторова Е.А. Генерирование ударных колебательных процессов в металлических проводниках при пропускании импульсного тока. // Сборник научных трудов: материалы Международной научно-технической конференции «Информатика и технологии. Инновационные технологии в промышленности и информатике»; МГУ ФТИ. Выпуск 23 (XXIII) – М.: 2017. – С.443–445.
15. Троицкий О.А., Скворцов О.Б., Сташенко В.И., Правоторова Е.А. Динамическое возбуждение колебаний в металлических проводниках при пропускании импульсных токов. // Современные тенденции развития науки и технологий, № 1-1, 2017. – С.137–139.
16. Troickij O.A., Skvorcov O.B., Pravotorova E.A., Stashenko V.I. Analysis of the Relationships for the Vibrational Response to the Excitation of Vibro-Acoustic Processes in Conductors from the Action of a Pulsed Current // 15th International School-Conference “New materials – Materials of innovative energy: development, characterization methods and application”, KnE Materials Science. 2017. - P.611–620.
17. Troickij O.A., Skvorcov O.B., Stashenko V.I. Ultrasonic Vibroacoustic Processes, Excited by Heating by Impulse Currents of Metals” in 15th International School-Conference “New materials – Materials of innovative energy: development, characterization methods and application”, KnE Materials Science. 2017. P.621–628.
18. Скворцов О.Б., Троицкий О.А., Сташенко В.И., Правоторова Е.А. Методика оценки виброакустических процессов электропроводящих элементов электромеханического оборудования // Инженерно-физические проблемы новой техники / сборник материалов XIII Всероссийского семинара-совещания. – М.: НИИ ИУ МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2018. – С.143-147.
19. Правоторова Е.А., Троицкий О.А., Скворцов О.Б., Сташенко В.И. Выбор параметров оценки виброакустических и электрических пространственных векторных величин при импульсном воздействии электрического тока на электропроводящие материалы // Инженерно-физические проблемы новой техники / сборник материалов XIII Всероссийского семинара-совещания. – М.: НИИ ИУ МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2018. – С.131-134.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ РЕСУРСА ЖИВУЧЕСТИ ДИСКОВ АВИАДВИГАТЕЛЕЙ

Н.В. Туманов, М.А. Лаврентьева

ГНЦ ФГУП «ЦИАМ им. П.И.Баранова», Москва, Россия; tumanov@rtc.ciam.ru

Разработаны методы прогнозирования ресурса живучести дисков авиадвигателей. Приведены примеры использования этих методов для определения интервалов дефектоскопического контроля дисков.

Диски компрессора и турбины относятся к наиболее напряженным и ответственным деталям авиационных газотурбинных двигателей (АГТД), при этом основным повреждающим фактором является малоцикловая усталость (МЦУ) в процессе выполнения полетных циклов. Под живучестью дисков понимается свойство сопротивляться наступлению предельного состояния в течение некоторой циклической наработки при наличии трещины МЦУ в критической зоне [1]. В качестве предельного состояния принимается выход трещины МЦУ за верхнюю границу устойчивого роста, а показателем (ресурсом) живучести является период устойчивого роста этой трещины [1, 2]. Ресурс живучести составляет до 70 % общей циклической долговечности диска [3, 4] и имеет измеримую характеристику скорости накопления повреждений (шаг усталостных бороздок), которая может быть рассчитана с использованием физически обоснованной математической модели [5]. Это обуславливает целесообразность применения ресурса живучести для установления ресурса до первого ремонта (дефектоскопического контроля (ДК)) и межремонтного ресурса (интервала ДК).

Для прогнозирования ресурса живучести диска удобно использовать диаграмму живучести – зависимость периода устойчивого роста трещины МЦУ в критической зоне диска от начального размера (длины или глубины) трещины l_0 :

$$R(l_0) = \int_{l_0}^{l_{2-3}} \frac{dl}{\Delta l(l)}, \quad (1)$$

где Δl – приращение длины (глубины) трещины за цикл нагружения, l_{2-3} – длина (глубина) трещины на верхней границе устойчивого роста. При определении ресурса до первого ремонта в качестве l_0 принимается длина (глубина) трещины на нижней границе устойчивого роста l_{1-2} (для дисков из деформируемых сплавов) или размер максимального дефекта (включения) l_d , не выявляемого при ДК перед началом эксплуатации (для дисков из гранулируемых сплавов). При определении межремонтного ресурса (интервала ДК) $l_0 = l_{dk}$, где l_{dk} – длина (глубина) максимальной трещины не выявляемой при ДК в критической зоне диска. Консервативность этих оценок обеспечивается тем, что при расчете по формуле (1) предполагается наличие в критической зоне диска трещины размером l_{1-2} , l_d или l_{dk} и не учитывается период неустойчивого ро-

ста трещины.

При простых циклах нагружения, характерных для дисков двигателей гражданской авиации, шаг усталостных бороздок S определяет продвижение микрофронта трещины МЦУ в полетном цикле (рис. 1а). При сложных циклах нагружения продвижение микрофронта трещины за полетный цикл определяется шагом блока бороздок S_6 (рис. 1б). Осредненные значения S и S_6 характеризуют кинетику макрофронта трещины.

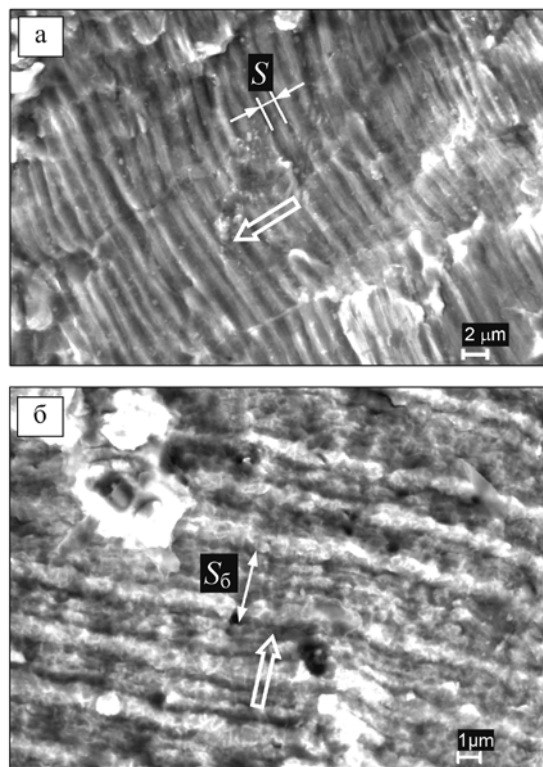


Рис. 1. Микрорельеф поверхности разрушения при развитии трещин МЦУ в дисках АГТД в условиях эксплуатации (контурные стрелки – направления роста трещин):
а – усталостные бороздки в диске компрессора из титанового сплава при простых циклах нагружения;
б – блоки усталостных бороздок в диске турбины из гранулируемого никелевого сплава при сложных циклах нагружения

Таким образом, $\Delta l(l) = S(l)$ и $\Delta l(l) = S_6(l)$ при простых и сложных циклах нагружения, где $S(l)$ и $S_6(l)$ – регрессионные зависимости шага бороздок и их блоков от длины (глубины) трещины, построенные по результатам микрофрактографических исследований. Следовательно, экспериментальные (фрактографически реконструированные) диа-

граммы живучести описываются зависимостями

$$R_s(l_0) = \int_{l_0}^{l_{2-3}} \frac{dl}{S(l)}, \quad (2)$$

$$R_p(l_0) = \int_{l_0}^{l_{2-3}} \frac{dl}{S_6(l)} \quad (3)$$

при простых и сложных циклах нагружения соответственно.

При построении расчетных диаграмм живучести используется теоретическая модель устойчивого роста усталостных трещин [5]. Зависимость периода устойчивого роста трещины МЦУ от ее начального размера описывается функцией

$$R_p(l_0) = \frac{E^2}{B} \int_{l_0}^{l_{2-3}} \frac{dl}{A(l) [\Delta K_1(l)]^2}, \quad (4)$$

где $A(l) = \sum_{j=1}^L n_j \left[\frac{\Delta K_j(l)}{\Delta K_1(l)} \right]^2$, E – модуль Юнга, $B=10$,

$\Delta K_j(l)$ – зависимость размаха коэффициента интенсивности напряжений (КИН) ΔK от длины (глубины) трещины l , соответствующая подциклам j -го типа сложного полетного цикла (индекс $j=1$ отвечает подциклам с максимальным размахом КИН, индекс $j=2$ – подциклам со следующим по величине размахом КИН, и т.д.), n_j – число подциклов j -го типа, L – количество типов подциклов. При простых полетных циклах $A=1$ и $\Delta K_1=\Delta K$.

Применение диаграмм живучести для определения интервалов ДК дисков АГТД проиллюстрировано на рис. 2 и 3 (число полетных циклов нормировано на величину общего периода устойчивого роста $N_{ур}$ трещины МЦУ в критической зоне дисков). На рис. 2 показана эксперименталь-

ная диаграмма (3) диска турбины, а на рис. 3 – расчетная диаграмма (4) диска компрессора. Как видно, при известных значениях $l_{дк}$, – например, $l_{дк}=0,2$ мм или $l_{дк}=0,4$ мм – безопасный интервал ДК диска турбины составляет $0,85N_{ур}$ или $0,68N_{ур}$, а диска компрессора – $0,65N_{ур}$ или $0,42N_{ур}$. В этом случае не обнаруженные при ДК трещины не выйдут за верхнюю границу устойчивого роста до следующего контроля. Если же задан интервал ДК, то по диаграммам живучести можно определить требуемую для его обеспечения величину $l_{дк}$ и разработать соответствующую методику контроля.

1. Туманов Н.В., Лаврентьева М.А. Концепция аддитивности циклической долговечности и ее применение для определения ресурса дисков авиадвигателей // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета. 2014. № 5(47). Ч. 1. С. 11–19.
2. Туманов Н.В., Лаврентьева М.А., Воробьева Н.А., Калашникова А.И. Применение концепции аддитивности циклической долговечности для определения ресурса дисков авиадвигателей из гранулируемых сплавов // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета. 2015. Т. 14. № 3. Ч. 1. С. 49–59.
3. Ножницкий Ю.А., Туманов Н.В., Черкасова С.А., Лаврентьева М.А. Фрактографические методы определения остаточного ресурса дисков авиационных газотурбинных двигателей / Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета. 2011. Т. 16. № 4(44). С. 39–45.
4. Туманов Н.В., Черкасова С.А., Лаврентьева М.А., Воробьева Н.А. Исследование механизмов развития трещин малоцикловой усталости в дисках авиадвигателей в условиях эксплуатации и оценка остаточной долговечности дисков / Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета. 2011. № 3(27). Ч. 2. С. 175–184.
5. Туманов Н.В. Устойчивый рост усталостных трещин: микромеханизм и математическое моделирование // Заводская лаборатория. 2018. № 11. (В печати).

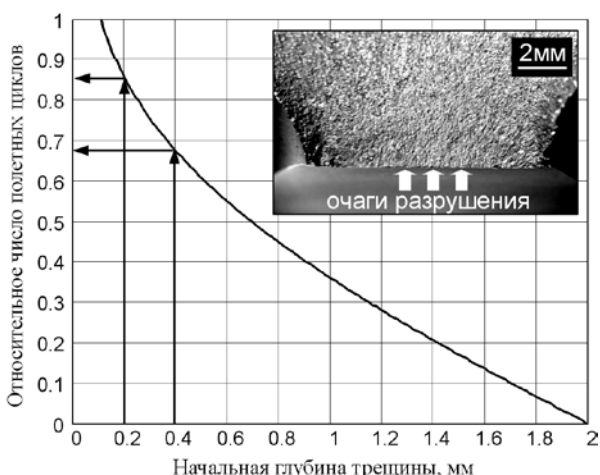


Рис. 2. Фрагмент поверхности разрушения диска турбины АГТД и экспериментальная диаграмма живучести диска

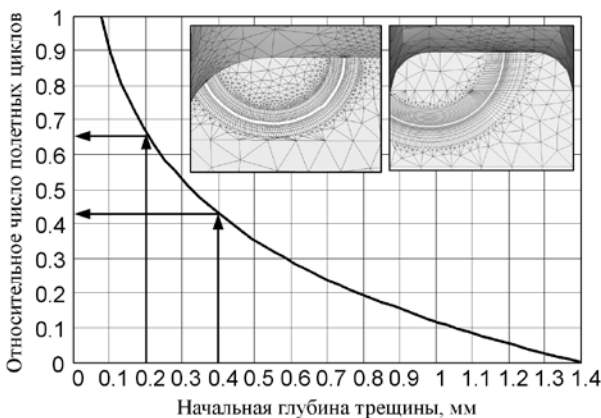


Рис. 3. Конечно-элементные модели трещины МЦУ в диске компрессора АГТД и расчетная диаграмма живучести диска

МЕТОДОЛОГИЯ И ПРОГРАММНОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ МОНИТОРИНГА ПРОЦЕССА РАЗВИТИЯ ДЕФЕКТОВ РАССЛОЕНИЯ В КОМПОЗИТНЫХ ЭЛЕМЕНТАХ КОНСТРУКЦИЙ

А.С.Урнев, А.С.Чернятин, Ю.Г.Матвиенко Ю.Г., И.А.Разумовский

Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия; Urnev-AS@yandex.ru

В докладе изложены методический подходы, структура и алгоритмы комплекса программ, обеспечивающих возможность мониторинга процесса развития дефектов расслоения на основе математической обработки результатов измерений деформаций в узлах сетки волоконно-оптических датчиков, встроенной непосредственно в элементы конструкций из слоистых композитных материалов.

В последние десятилетия композиционные материалы (КМ) стали одними из основных конструктивных материалов, используемых при создании современных конструкций, которые находят применение не только в авиационной и космической технике, но и в различных отраслях машиностроения. При этом в качестве средства измерения деформаций используются волоконно-оптические датчики (ВОД) на основе брегговских решеток (ВБР) [1], встроенные непосредственно в КМ и образующие сетку, что открывает возможность измерения деформаций непосредственно в процессе эксплуатации конструкции. К настоящему времени накопленный опыт использования ВБР датчиков открывает возможность проводить непрерывную регистрацию деформаций в соответствующих зонах, дискретно расположенных вдоль оптического волокна, как при обслуживании (штатное ТО, ремонт), так и непосредственно во время эксплуатации. Система регистрации и обработки информации позволяет записывать данные о текущем состоянии труднодоступных и высоконагруженных зон соответствующего элемента конструкции, что может стать основой для оценки накопленного повреждения материала наступлении предкритического состояния.

В докладе изложены результаты разработки комплексного подхода к мониторингу состояния конструкций из слоистых КМ, включающая следующие этапы: определение оптимальной топологии сетки ВОД, встроенных в КМ; сбор и обработку информации с датчиков, на основе математической обработки которой делается заключение о наличии (отсутствии) дефектов расслоения, определяются зона их локализации геометрические параметры.

Методика оценки шага сетки датчиков

Под оптимальной топологией сетки ВОД, понимаются величины максимальных размеров шагов сетки, в узлах которой расположены датчики, обеспечивающие (при известном уровне нагрузок) возможность получения достаточного по объёму и точности массива экспериментальных данных, последующая математическая обработка которых позволяет определить зоны локализации и размеры дефектов (в первую очередь, дефектов расслоения эллиптической формы) с требуемой для практики точностью. После определения оптимального шага ВОД

проводится оценка положения дефекта, заключающаяся в следующем. Сначала определяется положение прямоугольника сетки, в котором расположен дефект. Его поиск идет из предположения, что сумма эквивалентных напряжений в четырех вершинах этого квадрата будет максимальна по сравнению со значениями в других квадратах. После этого проводится уточнение положения дефекта как координаты «центра тяжести» фигуры, построенной по значениям напряжений в четырех вершинах «дефектного» квадрата. Алгоритмы специализированной программы для определения оптимальных шагов сетки и зоны локализации дефекта изложены в работе [2].

Методика моделирования дефектов

При оценке параметров повреждений натуральных объектов в условиях эксплуатации возникает необходимость быстрой и качественной обработки информации, поступающей со множества датчиков, расположенных по всей конструкции. В связи с этим, была разработана методика моделирования НДС в зоне дефекта в КМ, которая позволяет многократно увеличить скорость расчётов задач о НДС конструкции из КМ, при сохранении необходимой точности результатов. В предложенном алгоритме (рис. 1) моделирование дефекта типа расслоения, характеризуемого возникновением границы раздела (полости) между двумя слоями КМ, производится следующим образом. Бездефектная область КМ, моделируется оболочечными конечными элементами, для которых указывается весь набор монослоёв КМ (имеется N слоёв). В дефектной области задаётся контур дефекта и создаются две пространственно-совпадающие поверхности (обозначаемые, как «*bot*» и «*top*») с единичными по контуру границами, через которые они «пристыковываются» к бездефектной области. Посредством соответствующего задания плоскости приведения узловых сил и перемещений для двух групп слоёв «*bot*» и «*top*» удаётся учесть взаимное их расположение по толщине, несмотря на то, что моделирующие их элементы геометрически лежат в одной плоскости модели (соответственно вся КЭ модель является плоской), и согласовать плоскость приведения дефектной области с бездефектной. Главная особенность предлагаемой концепции моделирования дефектных элементов КМ с расслоением заключается в использовании

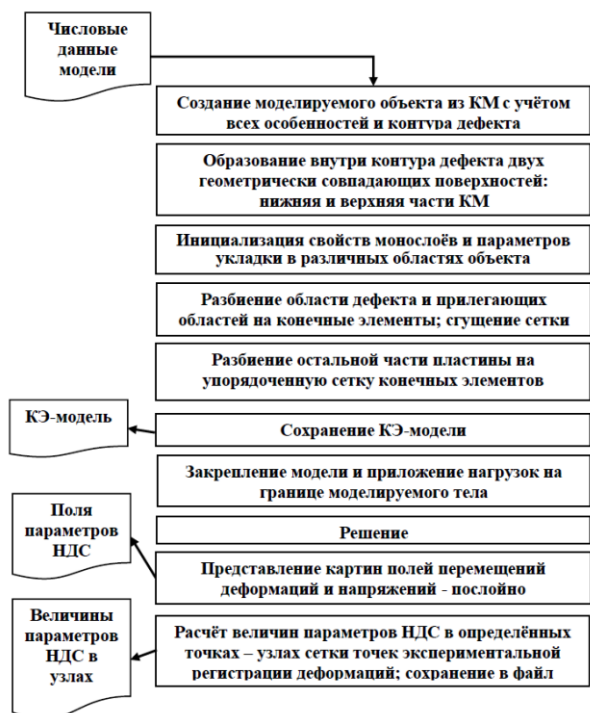


Рис. 1. Схема алгоритма моделирования и расчёта НДС в зоне дефекта в КМ с использованием 2D модели

оболочечных композитных элементов (плоский четырехузловой оболочечный КЭ с 6 степенями свободы в каждом узле и опциями слоистого композиционного материала типа Shell181 в среде ANSYS) вместо объёмных элементов (например, Solid186 – двадцатиузловой КЭ с 3 степенями свободы в каждом). Это позволяет существенно снизить вычислительные ресурсы, сохраняя точность моделирования деформированного состояния в зоне дефекта [3].

Определение параметров дефекта

Определение геометрических параметров дефекта, по зарегистрированным с помощью сетки ВОД, проводится на основе методики решения обратных задач, основанной на решении задачи минимизации расхождения между e^* – вектором экспериментально зарегистрированных деформационных откликов, а e^* – вектором искомых параметров [4].

Методика реализована в виде вычислительного комплекса (ВК), состоящего из ряда макросов для ПК ANSYS и программ с графическим интерфейсом для ПК MATLAB, которые в совокупности образуют единый программный продукт. Разработанные алгоритмы обладают значительной универсальностью, что обеспечило успешное применение ВК для решения задачи идентификации параметров дефекта. Привлечение двух программных сред связано с тем, что по возможностям математической обработки данных и их визуализации APDL в среде ANSYS значительно уступает среде MATLAB. В последней, кроме того, имеется возможность создания интерактивных приложений с графическим интерфейсом.

Работа с вычислительным комплексом базируется на использовании управляющих программ, раз-

работанных в среде MATLAB и имеющих графический (GUI) интерфейс, среди которых:

- программа сбора экспериментальной информации (ПСЭИ);
- программа решения прямой задачи (ППЗ);
- программа формирования банка откликов (ПФБО);
- программа решения обратной задачи (ПРОЗ), включая оценку устойчивости решения.

Программа ПСЭИ позволяет непосредственно на загруженных в компьютер картинах деформационных полей или карты расположения датчиков на объекте интерактивно формировать массивы данных e_i^* и делать их привязку к соответствующей КЭ-модели. Программа обладает развитыми возможностями построения сплайновых линий (аналогов интерференционных полос), генерации массивами точек измерения (ТИ) и пр.;

Программа ПППЗ, предназначена для построения КЭ-модели, расчёта НДС, представления и сохранения полей деформационных откликов, а также позволяет проводить процедуру численного «моделирования экспериментальных данных», когда величины деформационных откликов e_i^* автоматически определяются на основе расчётов НДС.

Программа ПФБО служит для накопления состояний (НДС) при заданных значениях искомых параметров P_j и формирования банка откликов.

Программа ПРОЗ обеспечивает контроль и визуализацию решения обратной задачи, а также позволяет определять разброс решений (P_j) при вариации различных факторов (погрешности экспериментов, геометрии области, начальных оценок искомых параметров P_j и др.) для анализа их влияния на устойчивость и точность решения.

Таким образом, функциональные возможности указанных программ охватывают все этапы решения задачи и также позволяют проводить полноценный численный эксперимент от этапа постановки до проверки адекватности полученного решения.

Решение краевых задач механики деформированного твёрдого тела в ПК (ANSYS) и реализация различных математических алгоритмов и процедур обработки данных в ПК (MATLAB) стало возможным благодаря разработке специального алгоритма и соответствующих программ, осуществляющих совместный непрерывный обмен данными между указанными ПК [4]. В предложенном варианте взаимодействия между ПК функции распределяются следующим образом: MATLAB является управляющей средой, вырабатывающей команды и данные для ANSYS и принимающей от него данные расчёта для дальнейшей обработки и (или) выработки новых команд и данных. В данном случае ANSYS является модулем, в котором реализована краевая задача.

Процедура взаимодействия двух ПК также используется при формировании банка откликов (БО) и наполнении протокола измерений (ПИ) данными об откликах в точках измерений, полученными рас-

чётным путём (имитация экспериментальных данных). Это позволяет существенно уменьшить трудоёмкость решения поставленной задачи, так как расчёт проводится полностью в автоматическом режиме, исключая необходимость «ручной» обработки данных расчётов для каждого значения P_j .

Экспериментальное исследование

Экспериментальное исследование процесса развития дефекта расслоения проводилось на плоском образце из КМ. Материал образца – слоистый композит, состоящий из 10-ти слоев толщиной 0,2 мм с укладкой [45/-45/0/90/0], симметричной относительно середины образца, размеры - 75×270 мм. В образце путём вклейки специальной антиадгезионной плёнки создавался исходный дефект в виде круга диаметром 14 мм, расположенного между 5–м и 6–м слоями. На поверхность образца наклеивались ВОД с чувствительностью 10^{-5} (в величинах деформаций), база датчиков $l = 10$ мм. Образец подвергался циклическому растяжению нагрузкой $F_{max} = 5$ кН, коэффициент асимметрии цикла $r = -1$.

Моделирование дефекта проводилось с помощью изложенного выше методического подхода, с применением двухмерных конечных элементов. Полученные на основе разработанной методики зависимости шага сетки датчиков от размера дефекта и величины нагрузки представлены на рис. 2.

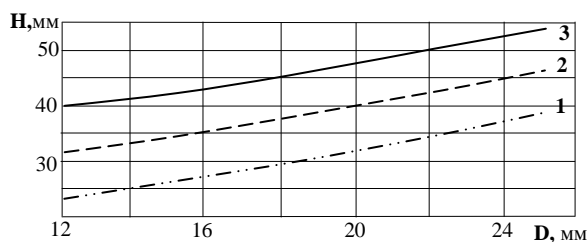


Рис. 2. Зависимость шага сетки H от размера дефекта D :
 1 – нагрузка 5 кН, 2 – 10 кН, 3 – 15 кН.

Для принятых размеров исходного дефекта и величины нагрузки величина оптимального шага сетки составил 25 мм.

Перед началом испытаний был произведен ультразвуковой контроль размеров дефекта, который подтвердил, что размер дефекта составил ~14,0 мм в продольном и поперечном направлении. В процессе циклических испытаний были осуществлены 3 остановки (после $N_1 = 790000$, $N_2 = 1065000$ и $N_3 = 1370000$ циклов), во время которых наряду с регистрацией деформаций проводились измерения осей a и b дефекта. При дальнейшем увеличении числа циклов нагружения ($N_k > N_3$) началось разрушение образца и эксперимент был прекращен.

Сопоставление результатов экспериментов с соответствующими расчётными значениями деформаций показали, что величины отклонения деформаций в большинстве ТИ не превышают 5%, что позволило сделать вывод о согласованности результатов расчётов на основе МКЭ с реальным дефор-

мированным состоянием. Вместе с тем, следует отметить, что в ходе эксперимента несколько датчиков вышли из строя, что, по-видимому, связано с их ослаблением в условиях циклического нагружения.

Основные результаты исследования приведены в табл. 1, где представлены величины осей эллиптического дефекта a^*, b^* , полученные ультразвуковым методом, а также их значения a, b , найденные на основе математической обработки результатов измерений деформаций на основе изложенной выше методики и соответствующей программы.

Таблица 1. Основные результаты исследования

N	a^*, b^* , мм (эксперим.)		Число точек измерений	a, b , мм (расчёт)		Относит. погрешность	
	a^* , мм	b^* , мм		a , мм	b , мм	Δa , %	Δb , %
N_1	14,5	15,5	14 (7+7)	17,2	18,5	18,6	19,5
N_2	15,2	16,0	8 (3+5)	17,3	18,9	13,7	18,2
N_3	15,2	17,0	7 (1+6)	16,8	17,8	10,4	4,8

Из приведенных в табл. 1 данных следует, что при малых изменениях величин дефектов по сравнению с их исходными размерами, погрешности определения их геометрических параметров составляют величины $< 20\%$. Столь значительную (но вполне приемлемую с точки зрения практики) погрешность можно объяснить тем, что при малых величинах деформационного отклика велика относительная погрешность измерений, а также небольшим количеством ТИ (датчиков). С ростом размеров дефекта относительная погрешность, что подтверждается величиной погрешности определения максимального размера дефекта $\Delta b = 4,8\%$.

Следующим этапом развития исследований планируется применение разработанных методик и программ для оценки развития дефектов в элементах конструкций авиационной техники из слоистых КМ с встроенной сеткой ВОД при циклических испытаниях в лабораторных условиях.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 17-08-00886/

1. Каблов Е.Н., Сиваков Д.В., Гуляев И.Н., Сорокин К.В., Федотов М.Ю., Дианов Е.М., Васильев С.А., Медведков О.И. Применение оптического волокна в качестве датчиков деформации в полимерных композиционных материалах / Все материалы. Энциклопедический справочник. 2010. № 3. С 10–15.

2. А.С. Урнев, А.С. Чернятин, Ю.Г. Матвиенко, И.А. Разумовский. Экспериментально-численное определение размеров дефектов типа расслоения в слоистых композитных материалах // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2018. №10 (принята к печати).

3. Урнев А.С., Чернятин А.С., Матвиенко Ю.Г., Разумовский И.А. Моделирование трещиноподобных дефектов в слоистой композитной конструкции // Машиностроение и инженерное образование. 2017. № 3(52). С. 64-72.

4. Chernyatin A.S., Razumovskii I.A. Methodology and software package for assessment of stress-strain state parameters of full-scale structures and its application to a study of loading level, defect rate, and residual stress level in elements of NPP equipment // Strength of materials. 2013. Vol. 45. Iss. 4. P. 506–511.

КРИТЕРИИ РАЗРУШЕНИЯ ЗАГОТОВКИ ПРИ ФОРМОВКЕ ПОЛУЗАМКНУТОГО ПРОФИЛЯ С ЭЛЕМЕНТАМИ ЖЁСТКОСТИ ПРИ ПРОФИЛИРОВАНИИ

А.В. Филимонов,

Общество с ограниченной ответственностью «Спецтехнология», Ульяновск, Россия; fwiumz@mail.ru

Рассмотрены различные виды разрушения заготовки при формовке полузамкнутых профилей с элементами жёсткости с точки зрения формулировки соответствующих критериев. Особое внимание уделено разрушению зон изгиба и элементов в межклетьевом пространстве, а также вопросам технологичности и преемственности технологии.

В практике профилирования, при использовании метода интенсивного деформирования (МИД) [1] для изготовления полузамкнутых гнутых профилей с элементами жёсткости, жёсткие режимы формовки вызывают необходимость контроля целостности заготовки и профиля при производстве последнего. Поэтому важным является вопрос о критериях разрушения заготовки при её формовке.

Критерии разрушения заготовки при профилировании тесно связаны со способами и схемами формовки [2]. В работе [2] выявлены наиболее удачные из них для зетовых (включающих как частный случай уголкового профиля), коробчатых (включающих равнополочные и неравнополочные швеллеры), корытных и С-образных профилей, а также профилей специального типа (например, Н- и h-образные профили с элементами двойной толщины (ЭДТ) и замковыми элементами). Способ и схема формовки определяют, в целом, схему напряжённо-деформированного состояния, которая, как известно, существенно влияет на предельные напряжения, возникающие непосредственно перед разрушением.

В работе [3] даны некоторые виды профилей с элементами жёсткости (рис. 1) различных компаний-разработчиков, для которых вопрос технологичности имеет существенное значение.

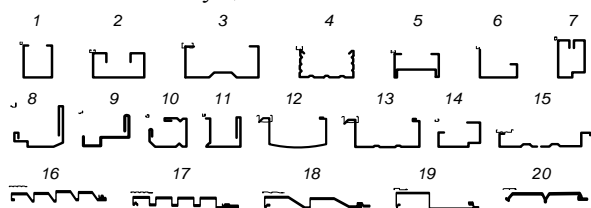


Рис. 2. Профили с элементами жёсткости некоторых зарубежных и отечественных разработчиков и производителей: 1 – Schuco; 2 – Аркада; 3 – Венталл; 4 – Knauf; 5 – Аркада; 6 – Plasmio; 7 – Tryba; 8 – Veka; 9 – Trocal; 10 – Veka; 11 – Rehau; 12, 13 – Аркада; 14 – Tryba; 15 – Knudson Manufacturing Ltd.; 16 – 20 (по ТУ) – Ульяновский НИИТ и "Спецтехнология"

В ряде случаев целостность заготовки при формовке профиля может быть сохранена применением некоторых методов обеспечения технологичности: *конструктивная преемственность* (унификация элементов профиля, взаимозаменяемость, симплификация), *технологическая рационализация* (параметрическая оптимизация номенклатуры про-

филей, оптимизационный метод выбора и назначения конструктивных элементов и материалов, размерный анализ, экономико-математическое моделирование), *технологическая преемственность* (типизация технологических процессов, унификация технологических операций, стандартизация средств технологического оснащения).

Пластичность заготовки и минимальный радиус изгиба являются важными факторами для оценки разрушения заготовки на уровне зон изгиба. Пластичность характеризуются относительным удлинением δ или относительным сужением шейки ψ , которые даны во многих справочниках, однако для определения минимального радиуса изгиба приходится учитывать схему деформирования [1].

Минимальный радиус изгиба часто связывают с предельной деформацией наружного растянутого волокна. В работе [1] приведено несколько моделей разрушения угловых зон, предложенных другими авторами, в частности:

$$\frac{r_{\min}}{S_0} = \frac{1 - 0.5(1 - \psi_M)^{-0.47}}{(1 - \psi_M)^{-0.47} - 1},$$

где ψ_M – характерный размер шейки образца при испытании на растяжение, и модель, учитывающая утонение:

$$\frac{r_{\min}}{S_0} = \frac{0.5\eta^2 - \eta\sqrt{1 - \psi_D}}{\sqrt{1 - \psi_D} - \eta},$$

где η – коэффициент утонения, ψ_D – поперечное сужение образца при растяжении.

Экспериментальные значения допустимых радиусов гибки для металлов и сплавов приведены в справочниках, но при интенсивном формообразовании создаётся схема сжато-напряжённого состояния, а предельный радиус изгиба оказывается меньше, чем при обычной гибке [4].

Другой опасностью разрушения заготовки является её переформовка. При завышенных углах подгибки профилей с широкими полками длина зоны плавного перехода может превышать величину межклетьевого расстояния профилировочного станка, что приводит к переформовке заготовки. Следствием переформовки являются необоснованные энергетические затраты, снижение пластических свойств заготовки для её последующей обработки, ухудшение поверхности профиля, риск возникновения дефектов

профиля в виде излома полки, кромковой волнистости или разрушения [5]. При разработке технологии для каждого перехода надлежит выполнять проверку углов подгибки по критерию, в котором правая часть представляет собой предельные углы подгибки $\theta_{пр}$:

$$\theta_k \leq \text{root}(L(\theta) - L_M, \theta),$$

где $L(\theta)$ – функция, определённая в работе [6]; L_M – межклетьевое расстояние станка; θ_k – угол подгибки на k -ом технологическом переходе.

На рис. 2 представлен график функции $L(\theta)$ для определённой подгибаемой полки с элементами жёсткости, позволяющий определять для неё предельный угол подгибки. Здесь межклетьевое расстояние профилировочного станка принято $L_M = 400$ мм, что соответствует станкам модели СПУ разработки и производства ООО "Спецтехнология" (г. Ульяновск).

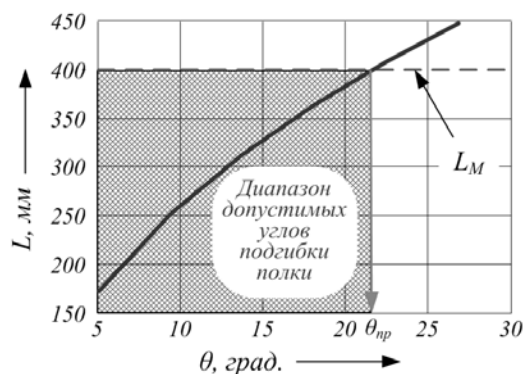


Рис. 2. Определение предельного угла подгибки

Превышение предельного угла подгибки хотя бы в одном из переходов неизбежно влечёт за собой необходимость корректировки углов подгибки и схемы формообразования профиля, если только не применяются межклетьевые проводки с целью формовки элементов полки или предотвращения потери их устойчивости.

Ширина дна профиля влияет на режим формовки и продольные деформации подгибаемых полок [5]. Широкое дно "смягчает" условия формовки широкого профиля по сравнению с узким профилем, что позволяет уменьшать число переходов и решать вопрос о преемственности технологии.

Пусть отработана и внедрена технология производства за шесть переходов корчатого профиля с шириной дна, например, 50 мм. Возникает вопрос о возможности использования данной технологии для изготовления аналогичного профиля, но с другой шириной дна (что встречается на практике).

Ответ на этот вопрос можно получить из анализа рис. 3, где показаны графики протяжённости зоны плавного перехода при различной ширине дна профиля. Если для профиля с шириной дна 50 мм средний угол подгибки за переход составляет 15° (а длина зоны плавного перехода 258 мм), то для сохранения в межклетьевом пространстве той же конфигурации подгибаемой полки профиля с шириной дна 150 мм средний угол подгибки может быть $17,3^\circ$, что сокра-

щает число переходов до 5,2 (фактически, до пяти переходов). В то же время для профиля с жёстким дном ($C=0$ мм) средний угол подгибки должен составлять $13,5^\circ$, что потребует 6,7 переходов (фактически, семи переходов). Попытка формовки такого профиля за шесть переходов может привести к излому полок и разрушению заготовки.

Решение вопроса преемственности технологии в ряде случаев уменьшает сроки разработки и сокращает на 9–15% затраты на освоение технологии.

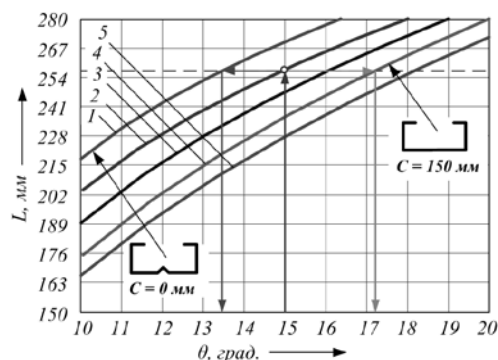


Рис. 3. Преемственность технологии производства:
 1, 2, 3, 4 и 5 – $C = 0; 50; 100; 150$ и 200 мм соответственно

Отметим также, что разрушение заготовки также существенно зависит от её исходных свойств и наличия дефектов [6], а также от вида предварительной подготовки (дрессировка, термическая обработка и т.д.) под формовку методом интенсивного деформирования.

1. Филимонов А.В., Филимонов С.В. Изготовление полузакрытых гнутых профилей в роликах методом интенсивного деформирования / Под ред. проф. В.И. Филимонова. Ульяновск: УлГТУ, 2010. 206 с.
2. Лапин В.В., Филимонов С.В., Филимонов А.В. Способы и схемы формовки гнутых профилей с элементами жёсткости в профилировании // Формообразование гнутых профилей: теория и практика (2015 год): сборник научных трудов / под научн. ред. д-ра техн. наук, профессора В.И. Филимонова. – Ульяновск, 2015. (161 с.) С. 26 – 38.
3. Кокорина И.В., Филимонов С.В., Филимонов А.В. О технологичности изготовления в роликах профилей с элементами жёсткости // Современные проблемы проектирования, производства и эксплуатации радиотехнических систем: сборник научных трудов. Ульяновск: УлГТУ, 2016 (276 с.). С. 272 – 274.
4. Алёшин А.С., Филимонов А.В., Филимонов В.И. Предельные окружные деформации и минимальные радиусы изгиба новых рулонных материалов с покрытием // Современные проблемы проектирования, производства и эксплуатации радиотехнических систем. Сборник научных трудов девятой Всероссийской НПК (Ульяновск, 1 – 2 октября 2015 г.). Ульяновск: УлГТУ, 2015. (259 с.) С. 254 – 256.
5. Лапин В.В., Филимонов С.В., Филимонов А.В. Профилирование ленты в роликах и предельные параметры формообразования гнутого профиля // Формообразование гнутых профилей: теория и практика: сборник научных трудов / под научн. ред. д-ра техн. наук, профессора В.И. Филимонова. Ульяновск, 2015. (161 с.) С. 6 – 17
6. Филимонов В.И., Филимонов А.В. Дефекты ленты-заготовки и её правка под профилирование в роликах // Современные проблемы проектирования, производства и эксплуатации радиотехнических систем: сборник научных трудов. Ульяновск: УлГТУ, 2016 (276 с.). С. 267 – 269.

ИЗНОС И РАЗРУШЕНИЕ ВАЛОВ И ОСНАСТКИ ПРОФИЛИРОВОЧНЫХ СТАНКОВ

А.В. Филимонов

Общество с ограниченной ответственностью «Спецтехнология», Ульяновск, Россия; fwiumz@mail.ru

На основе моделирования методом конечных элементов разработаны математические модели расчёта погонной силы, контактных напряжений и износа валковой оснастки для прогнозирования износа и разрушения при формовке. Ключевые слова: профилирование, профиль, стан, формирующие валки, износ, разрушение.

При использовании метода интенсивного деформирования (МИД) [1] при производстве гнутых профилей, из-за интенсификации процесса возникают повышенные контактные напряжения и высокие нагрузки на технологическое оснащение (формирующие валки) и элементы профилировочного станка.

Обычно технология проектируется оптимальным образом для обеспечения надлежащего качества профиля. Однако при ошибках проектирования и использовании заготовок толщиной более 3 мм с цинковым покрытием из-за высоких контактных напряжений может иметь место нарушение покрытий заготовки (рис. 1,а), налипание защитного цинкового покрытия (рис. 1,б) или даже разрушение валов привода профилировочного станка (рис. 2,б) [2].

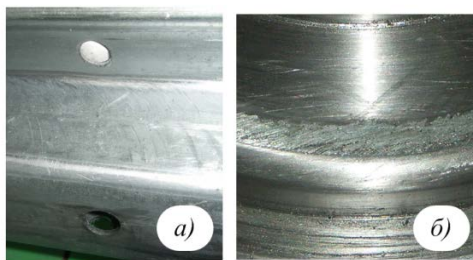


Рис. 1. Повреждение покрытия заготовки (а) и налипание цинка на формирующие валки



Рис. 2. Разрушение вала привода станка: а) - цельный вал; б) - разрушенный вал из-за чрезмерного нагружения

Цель работы – установление зависимости уровня контактных напряжений от параметров процесса с целью создания оптимальной технологии и прогнозирования износа формирующих валков.

Работа выполнена в два этапа: 1) при МКЭ - моделировании подгибки полки в валках выявлено распределение погонных сил по ширине полки; 2) разработаны математические модели силовых параметров, контактных напряжений и износа профили-

рующей оснастки.

Современные прикладные программы на основе метода конечных элементов (например, модуль LS-Dyna Ansys) позволяют получить достаточно точные данные о распределении действующих сил при подгибке полки в профилировании. К.т.н. Илюшкин М.В. выполнил моделирование формовки профилей для толщин заготовки $s = 1-4$ мм с шагом 10 мм по ширине полки (от 10 до 60 мм) с использованием лицензированной программы Ansys. Были приняты типовые режимы подгибки полок для МИД и заданы следующие параметры моделирования: 1) тип элемента – Shell 163; 2) модель материала – *MAT_PLASTIC_KINEMATIC; 3) модель материала валков (с поверхностной сеткой) – сталь У8; 4) контакт заготовки и валков – ASTS (Automatic surface-to-surface contact) [2]. Характер распределения погонной силы по ширине полке, выявленный в процессе моделирования, на качественном уровне представлен на рис. 3.

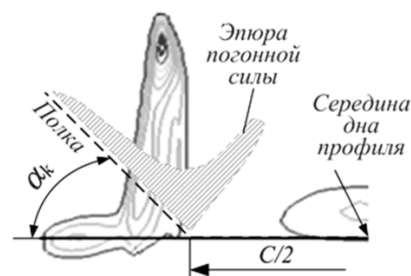


Рис. 3. Распределение сил по ширине полки

Дальнейшая задача состояла в обобщении результатов моделирования и в их аналитическом представлении, которое для распределения погонной силы $P(r)$ по ширине полки даётся следующими зависимостями, содержащими экспоненты:

$$P(r) = P_0 \exp\left(-\frac{r-x}{n}\right), \quad (1)$$

$$P_0 = -(M \cdot L) \cdot \left[(b+n) \cdot \exp\left(-\frac{b-x}{n}\right) - (x+n) \right]^{-1}, \quad (2)$$

где r – координата, отсчитываемая от угловой зоны вдоль образующей конического участка формирующего валка; n – размерный параметр, влияющий на форму экспоненты; x – размер «мёртвой зоны»; M – изгибающий момент; L – длина зоны плавного пе-

рехода; b – ширина полки.

В свою очередь размер "мёртвой зоны" даётся следующим соотношением:

$$x = s(r/s + 1) \cdot \operatorname{tg}(\alpha/2). \quad (3)$$

где s – толщина заготовки; α – суммарный угол подгибки полки.

Зависимость (2) с использованием прикладной программы MathCAD2001Pro представлена в графическом виде на рис. 4, который показывает, что с увеличением толщины заготовки погонная сила имеет тенденцию к росту.

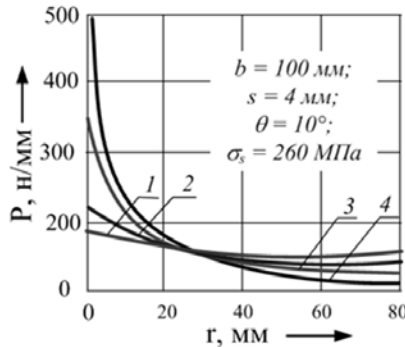


Рис. 4. Распределение погонной силы по ширине полки $\sigma_s = \sigma_{T0}$ на различных условных переходах: 1, 2, 3, 4 – $\alpha = 10, 20, 40$ и 90° соответственно

Кривые распределения пересекаются в точке, отстоящей от угловой зоны на одну треть, что соответствует результатам моделирования в среде LS-Dуна (см. рис. 3). Графики также ясно показывают, что сила подгибки локализуется вблизи зоны изгиба, что важно для выявления участков интенсивного износа формирующих валков [3].

Контактные напряжения нижних роликов на k -ом переходе можно найти делением погонной силы на длину линии контакта:

$$\sigma_k = \frac{P(r)}{m(r, \alpha_k)} = \frac{P(r)}{(R_0 + b \cdot \sin \alpha_k) \cdot \gamma_{fk}}, \quad (4)$$

где длина линии контакта на коническом участке нижнего валка определяется зависимостью:

$$m(r, \alpha_k) = (R_0 + r \cdot \sin \alpha_k) \cdot \gamma_{fk}, \quad (5)$$

где R_0 – радиус кривизны базовой (цилиндрической) поверхности формирующего валка; γ_{fk} – полный угол обхвата валка заготовкой в k -ом переходе.

Зависимость (4) с учётом формулы (5) представлена на рис. 5, откуда видно, что вблизи угловой зоны присутствует наивысший уровень контактных напряжений. Модель контактных напряжений можно применять для определения износа валков, гарантийного срока на них, а также для предупреждения ухудшения качества профиля из-за избыточных напряжений или износа оснастки.

Контактные напряжения (4) дают возможность расчёта износа формирующих валков в соответствии с моделью Архарда [4], модифицированной для расчёта при прокатке одного рулона материала:

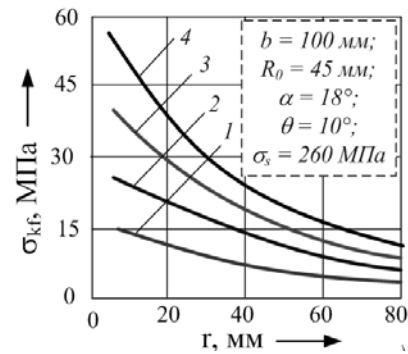


Рис. 5. Распределение контактных напряжений по ширине полки профиля

$$\omega_L = \eta \cdot \frac{\sigma_k \cdot \chi_k \cdot L_p}{H_\sigma}, \quad (6)$$

где η – безразмерный коэффициент поверхностного износа; σ_k – контактное напряжение; H_σ – твёрдость поверхности инструмента; $\chi_k = V_s/V_f$ (отношение скоростей скольжения и профилирования) – коэффициент скольжения; L_p – длина ленты в рулоне.

На рис. 6 дана графическая интерпретация зависимости (6) для условий формовки профиля в ООО "Спецтехнология" (соответствующее оборудование, режимы для третьего перехода и т.п.) [1].

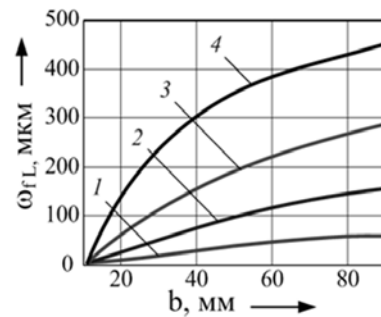


Рис. 6. Радиальный износ нижнего валка: 1–4 – $s = 1, 2, 3$ и 4 мм соответственно

Таким образом, разработанные модели контактных напряжений и износа позволяют прогнозировать износ и разрушение оборудования и оснастки при производстве профилей, изготавливаемых методом интенсивного деформирования.

1. Филимонов А.В., Филимонов С.В. Изготовление полузакрытых гнутых профилей в роликах методом интенсивного деформирования / Под ред. проф. В.И. Филимонова. Ульяновск: УлГТУ. 2010. 206 с.
2. Марковцев В.А., Илюшкин М.В., Филимонов В.И. Отработка технологии изготовления в роликах профиля «Стойка» // Производство проката, 2009, № 2. С. 32 – 38.
3. Филимонов В.И., Филимонов А.В., Карпов С.А. Факторы износа и повышение срока службы формирующих роликов / Формообразование гнутых профилей: теория и практика. Сборник научных трудов. Ульяновск: Изд-во УлГТУ, 2012. (160 с.) С. 116-120.
4. Galkhar A.S., Meehan P.A., Daniel W.J., Ding S.C. A method of approximate tool wear analysis in cold roll forming // The 5th Australasian congress on Applied Mechanics (ACAM-2007), 10-12 December 2007, Brisbane, Australia. Brisbane: 2007. P. 123 – 128.

СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ЛИСТОВОГО МАТЕРИАЛА СПЛАВА В95 И РЕЖИМЫ ЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

М.И. Хайрулин¹, В.А. Марковцев², А.Г. Попов³

¹Ульяновский государственный технический университет, Ульяновск Россия; marat_ombd-11@mail.ru

²АО «Ульяновский научно-исследовательский институт авиационной технологии», Ульяновск Россия

³Ульяновский государственный технический университет, Ульяновск Россия

В представленной работе рассмотрены структурные особенности листового материала из высокопрочного алюминиевого сплава В95 и режимы его деформирования в роликах. Данный сплав по своим характеристикам намного превосходит дюралевые сплавы поэтому широко применяется в современном авиастроении. Технологией деформирования листовых деталей является гибка прокатки, при этом достигаются минимальные радиусы изгиба в 2-3 раза меньше чем при свободной гибке.

Высокопрочный алюминиевый сплав В95 с лакирующим слоем по своим характеристикам намного превосходит дюралевые сплавы поэтому широко применяется в авиастроении. Из него изготавливают элементы жесткости панелей фюзеляжей летательных аппаратов, таких как стрингеры и шпангоуты из гнутых профилей. По ГОСТ 13726-97 лист поставляется в рулонах шириной 1000, 1200 мм в отожженном состоянии. Материал листа имеет мелкозернистую структуру. Технологией деформирования листовых деталей является гибка прокатки в роликах, при этом достигаются минимальные радиусы изгиба в 2-3 раза меньше чем при свободной гибке. Z-образный профили изготавливают методом стесненного изгиба в роликах на гибочно-прокатных станках по 2 маршрутам [1]:

1. свежезакаленном - закалка → деформирование → старение;

2. отожженном - деформирование → закалка → калибровка (правка) → старение.

Рассмотрим влияние прокатки в роликах по обоим вариантам со степенью деформации $\epsilon=5-20\%$ на структуру листов.

После прокатки с $\epsilon=20\%$ свежезакаленных листов толщина зерна становится меньше. Наблюдаются интенсивные линии скольжения. Микротвердость зерен становится меньше, так же как прочностные свойства и относительное удлинение. При $\epsilon=5-15\%$ механические свойства практически не изменяются. Для отожженных листов деформация становится однородной, линий скольжения не наблюдается. Прокатка с $\epsilon=5-15\%$ не влияет на размер зерна. При $\epsilon=20\%$ зерно становится больше в 3 раза. После перезакалки толщина зерна возрастает. Таким образом с точки зрения изменения величин зерна изготовление профилей по первому маршруту более предпочтительно [1]. Кроме этого второй маршрут имеет ряд недостатков. При закалке гнутый Z-образный профиль подвержен короблению поэтому необходима дополнительная операция правка на обтяжных прессах, что увеличивает трудоемкость процесса изготовления. Для гнутых профилей из высокопрочного алюминиевого сплава В95 величина правки растяжением ограничена (1 – 2%). Следует также учесть, что зачастую на профиле

имеется не один, а несколько видов поволодок, так что их комбинация еще более снижает максимальный прогиб, устраняемый растяжением. Правка растяжением сопряжена с наличием отхода концевых частей профиля [2]. Еще одним из основных недостатков являются крупные габаритные размеры печей для закалки гнутого Z-образного профиля по второму маршруту.

Профили полученные методом стесненного изгиба по первому маршруту имеют во всех трех зонах сгиба структуру мало отличающуюся от структуры основного металла. В поверхностном слое зерно более тонкое, чем в сердцевине. Зерно в приповерхностной части более вытянутое, чем в вогнутой. На рисунке 1 показаны зоны с крупным зерном в поперечном сечении Z образного профиля из отожженного листа. В 1 зоне сгиба деформация более интенсивна, чем в сгибах 2 и 3 [1].

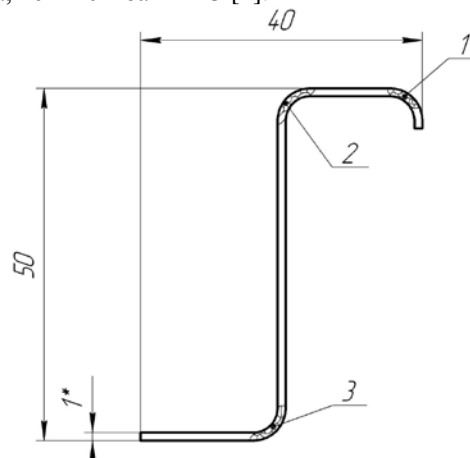


Рис. 1. Сечение гнутого профиля:
1, 2, и 3 - зоны с крупным зерном в поперечном сечении Z образного профиля из отожженного листа

1. Сенаторова О.Г., Курдюкова Т.А., Сандлер В.С., Марковцев В.А., Ордин В.А. Особенности структуры гнутых профилей из сплава В95пчАТ2 // Металловедение и термическая обработка металлов – 1992. – №7.
2. Марковцев В.А., Филимонов В.И. Формообразование стесненным изгибом в роликах и правка гнутых тонкостенных профилей – Ульяновск: УлГТУ, 2006. – 244 с.

КОНСТРУКТИВНЫЕ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ СОЕДИНЕНИЙ, ВЫПОЛНЕННЫМИ МУФТАМИ ТМС.

У. Хасьянов, Д.У. Хасьянова

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

В статье описаны конструктивные особенности муфты из сплава с ЭПФ, принцип работы соединений и условия их применения в термомеханических соединениях трубопроводов.

Разработки и промышленное освоение новых материалов, обладающих свойством памяти формы, позволили разработать технологии, допускающие неопределенно долго сохранять деформированное состояние детали. В заданных условиях форма детали возвращается в исходное состояние, при этом генерируются значительные внутренние напряжения способные осуществлять целенаправленную работу.

На основании данных разработок, за рубежом и в отечественной промышленности выполнены большие работы по созданию неразъемных соединений трубопроводов муфтами «CRYOFIT» и «ТМС» (термомеханических соединений) из сплавов, обладающих эффектом “термомеханической памяти”. [1,2]

Конструкция представляет собой соединение типа труба-труба. В США фирмой “Raychem” разработано соединение трубопроводов муфтой типа “CRYOFIT”, которые используются в США, Англии и Франции на самолетах, ракетах и атомных подводных лодках. Одним из примеров [3] является самолет F-14A, на котором установлено 800 шт. соединений данного типа.

Более 1млн. соединений, которые были установлены на истребителях F-14A ВМС США, показали высокую надежность их эксплуатации в реальных условиях. За контролируемый период не было отмечено ни одного случая поломки или разрушения соединения.

Схематически, процесс создания соединений представлен на рисунке 1. Соединяемые трубопроводы должны находиться в упругопластическом состоянии.

Как видно из рисунка 1, соединительная муфта, по внутреннему диаметру D_1 , изготавливается с размером меньше внешнего диаметра соединяемых элементов трубопроводов. Муфта охлаждается ниже температуры фазового превращения (которая должна быть ниже минусовой температуры эксплуатации трубопроводов) и деформируется в радиальном направлении до размера d_2 , превышающего внешний диаметр трубы. Не допуская нагрева, муфта неограниченно долго может сохраняться в таком состоянии, а затем с зазором устанавливается на соединяемые трубопроводы и нагревается от естественного подвода тепла. В процессе фазового превращения, муфта «вспоминает» свой недеформированный размер (d_1) и стремится вернуться к этому состоянию. После выборки зазора, встречая противодействие со

стороны трубы, в материале муфты генерируются сжимающие напряжения способные пластически деформировать соединяемые элементы трубопроводов. Эти напряжения при первичном контакте с конструкционным материалом, идут на смятие шероховатости поверхности, для которых достаточно 3-5 МПа. Для деформирования волнистости необходимы значительные напряжения, которые превышают предел текучести TiNi вблизи фазовых превращений. В этом случае муфта первоначально принимает овальную или волнистую форму элемента трубы, т.е. плотно её обволакивает, а затем, по мере дальнейшей генерации внутренних напряжений вследствие перехода материала в аустенитное состояние, пластически её деформирует. [4]

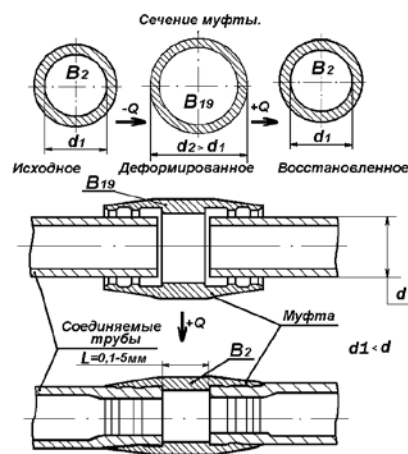


Рис. 1. Схема создания соединений муфтами ТМС

На рисунке 2 представлена конструкция муфты ТМС.

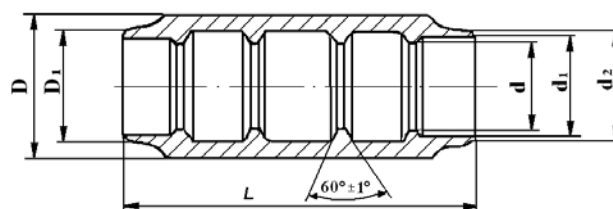


Рис. 2. Муфта ТМС

Муфты, в зависимости от требований, могут изготавливаться с одним, двумя или тремя герметизирующими поясками на каждую законцовку трубы. Наиболее распространенными являются муфты (в

соответствии с требованиями ОСТ 1 00960-80) с двумя герметизирующими поясками, как это показано на рисунке 2.

Монтаж трубопроводных систем муфтами ТМС производится без высокотемпературного влияния, а их эксплуатация ограничивается 300°C, следовательно, нагрева всей системы до температур разупрочнения материалов трубопроводов не происходит.

Муфтами ТМС можно соединять трубопроводы при любых сочетаниях, как материалов, так и их толщин. При монтаже допускается радиальное смещение соединяемых трубопроводов на величину от 0,1 до 5 мм, а это способствует отсутствию остаточных радиальных напряжений.

Технологичность монтажа соединений муфтами ТМС отличается следующими особенностями:

- легкость и большая плотность монтажа, которая не требует высокой квалификации оператора и определяется размерами сборочных приспособлений.
- кроме цеховых стапелей, возможности монтажа в полевых условиях, на борту изделий, в труднодоступных местах и стесненных условиях.
- отсутствие электромагнитных и тепловых воздействий на окружающие приборы и оборудование.
- при ремонтных работах отпадает необходимость очистки трубопроводов от рабочей жидкости, а также (при наличии дополнительных приспособлений по замораживанию), слива рабочей жидкости из си-

стемы.

Результаты анализа дефектов показали [5,6], что основными дефектами трубопроводов являются разрушения и потертости в зоне крепления и в местах изгиба, разрушения по месту сварки или пайки, из-за низкого качества материала, негерметичности соединений.

Соединения трубопроводов, осуществляемые на борту муфтами ТМС, позволяют не только существенно повысить плотность монтажа в труднодоступных местах, но и исключить термическое или электромагнитное воздействие, как на материалы, так и окружающие исполнительные устройства.

1. Кербер Л.Л. Компоновка оборудования на самолетах. М.: Машиностроение, 1976. 304с.
2. Колмогоров В.Л., Богатов А.А., Мигачев Б.А. и др. Пластичность и разрушение. М.: Металлургия, 1977. 336 с.
3. Евстигнеев М.И., Морозов И.А., Подзей А.В. и др. Изготовление основной деталей авиадвигателей. М.: Машиностроение, 1972. 166 с.
4. Хасьянова Д.У. Технологическое обеспечение качества изготовления муфт ТМС и сборки трубопроводов. Диссертация на соиск. уч. степ. канд. наук. МГУПИ, Москва. 2012. 103 с.
5. Сапожников В.М. Монтаж и испытания гидравлических и пневматических систем аппаратов. М.:Машиностроение, 1979. 158 с.
6. Сапожников В.М., Комаров А.Н. Трубопроводы и соединения для гидросистем. М.: Машиностроение, 1967. 232 с.

МЕТОД ФОРМИРОВАНИЯ ВНУТРЕННЕЙ РЕЗЬБЫ М6×0,25 НА ГЛАДКОЙ ПОВЕРХНОСТИ ВТУЛКИ ИЗ МАТЕРИАЛА С ЭПФ.

У. Хасьянов, Д.У. Хасьянова

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

В статье описана методика формирования внутренней резьбы М6×0,25 на гладкой поверхности втулки из материала с ЭПФ. Данная технология формирования сложного профиля в деталях осуществляется с использованием способности материала после деформации восстанавливать первоначальную форму.

В связи с низкой обрабатываемостью материала и требованием высокой точности по внутреннему контуру муфты, их изготовление вызывает значительные трудности. Особенно это важно для муфт диаметром менее 8 мм.

Способность материала после деформации восстанавливать первоначальную форму позволяет разработать технологию формирования сложного профиля в деталях из этого материала в труднодоступных местах. [1]

Для экспериментальной обработки технологии формирования сложного внутреннего профиля муфты была разработана методика формирования внутренней резьбы М6×0,25 на гладкой поверхности втулки из сплава ТН1-К партии Б (Ti-47,5%atNi-2,5%atFe). [2]

Для изготовления втулки с резьбовым внутренним профилем использовалась цилиндрическая заготовка, изготовленная из сплава ТН1-К, представленная на рисунке 1.



Рис. 1. Цилиндрическая заготовка: d – внутренний диаметр резьбы

При изготовлении внутренний диаметр образцов втулок составляет 0,92 от наружного размера резьбы. В качестве формирующего резьбу инструмента использовался резьбовой калибр с высокой чистой поверхности и твердостью HRC>65ед (рис.2).

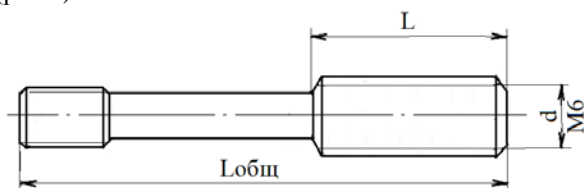


Рис. 2. Резьбовой калибр, формирующий резьбу

Методика измерений и измерительная аппаратура

Втулки, после охлаждения ниже температуры МП подвергались дорнованию (радиальной раздаче) пуансоном, диаметр калибрующей части которого составлял 1,1 от наружного размера резьбы. После охлаждения, резьбовые калибры без усилий устанавливались в охлажденные деформированные втулки. Собранные единицы подвергались нагреву выше температуры МП. Деформированный мартенсит в процессе превращения в аустенитную фазу стремится вернуться к исходному (недеформированному) состоянию и, встречая противодействие со стороны резьбового калибра, плотно облегает его поверхность. Для того, чтобы зафиксировать данную поверхность, осуществляется термическая обработка (ТО) на «память формы» при температуре 450 ÷ 500 °С в течение 10 мин. для 1 мм толщины втулки.

После охлаждения ниже температуры МП резьбовой калибр с небольшим усилием выкручивался из втулки. Визуальный контроль внутренней поверхности втулки показал, что резьба сформирована. Контроль внутреннего профиля после формирования осуществлялся на микрошлифах, как по качеству поверхности, так и формированию структуры волокон.

Результаты проведенных испытаний при формировании внутренней резьбы М6×0,25

В процессе эксперимента был получен микрошлиф сформированной структуры внутренней резьбовой поверхности втулки, с помощью которого установлено, что стабильное заполнение материала во впадины резьбового калибра происходит при деформации до 6%.

Микрошлиф сформированной структуры представлен на рис.3.

В результате проверки была разработана методика проведения экспериментальных исследований по формированию внутренней резьбы М6×0,25 на гладкой поверхности втулки. В процессе эксперимента был получен микрошлиф сформированной структуры метрической резьбы на внутренней поверхности втулки.

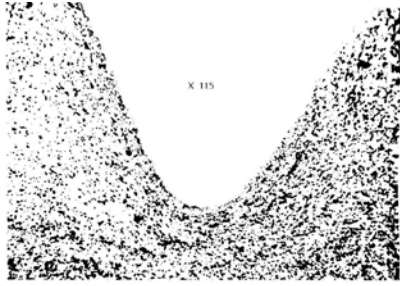


Рис. 3. Микрошлиф формированной структуры внутренней резьбовой поверхности втулки

1. Сапожников В.М., Лагосюк Г.С. Прочность и испытания трубопроводов гидросистем самолетов и вертолетов. М.: Машиностроение, 1973. 274 с.
2. Хасьянова Д.У. Технологическое обеспечение качества изготовления муфт ТМС и сборки трубопроводов. Диссертация на соиск. уч. степ. канд. наук. МГУПИ, Москва. 2012. 103 с.

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРНЫХ ЭФФЕКТОВ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ

М.М. Хрущов

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

Приведен обзор известных экспериментальных данные о влиянии особенностей структуры конструкционных материалов и покрытий и характеризующих ее параметров, таких, как размеры зерна в материале, включений легирующих фаз, элементов дендритной структуры, образующейся при кристаллизации, и т.д. на трибологические свойства, прежде всего, их износостойкость. Проведенный анализ показал, что в случае трибологического поведения материалов следует, помимо особенностей процессов деформации на микро- и мезоуровне, следует учитывать также факторы, связанные с физико-химическими процессами, обусловленные взаимодействием материалов пары трения друг с другом и с окружающей средой.

Проблема прочности и пластичности материалов играет значительную роль, коль скоро речь идет о разработке новых конструкционных и функциональных материалов. Надежная эксплуатация изделий машиностроения и узлов новой техники требует обеспечения достаточной несущей способности деталей машин и их контактирующих поверхностей и возможности их длительной и надежной эксплуатации, что подразумевает высокий запас прочности и способность сопротивляться катастрофическому разрушению в течение всего жизненного цикла изделий. В этой связи, проводимые материаловедческие исследования подразумевают всеобъемлющее изучение физики и механики прочности соответствующих материалов. Как известно, существенное повышение прочности влечет за собой уменьшение пластичности материала. Исследованиями последних лет установлено, что традиционный дислокационный подход для объяснения основных закономерностей механического поведения требует значительных корректировок, связанных, в частности, с учетом особенностей структуры материала не только на макроуровне (где работает континуальная модель), но и на мезо- и микроскопическом уровне (дислокационные, дисклинационные модели, учет термодинамических процессов и т.д.). Характерным примером являются различные наноматериалы, обзор особенностей механических свойств которых представлен, например, в [1]

Одним из наиболее ярких проявлений влияния размерных эффектов на прочностные свойства материалов является зависимость Холла-Петча. Эмпирическое соотношение Холла-Петча связывает предел текучести материалов и параметры их зеренной структуры:

$$\sigma_T = \sigma_0 + K_y D^{-1/2}, \quad (1)$$

где D – размер зерна; σ_0 носит название сопротивления кристаллической решетки движению дислокаций и структурно независима, а коэффициент зернограницного упрочнения K_y определяется условиями, необходимыми для распространения скольжения из одного зерна в другое [2]. Грубо можно считать, что наличие границ зерен «препятствует» скольжению. Согласно современным представлениям, коэффициент K_y связан с упрочнением, обусловленным мик-

родеформацией, локально протекающей возле границ различно ориентированных зерен, возникающей из-за различия действующих в них приведенных сдвиговых напряжений.

Поскольку твердость (микротвердость) материалов связана с их пределом текучести эмпирическим соотношением $H/\sigma_T \approx 3$ [3], аналогичное (1) соотношение для твердости имеет вид $H \approx H_0 + K_H D^{-1/2}$, где H_0 и K_H – константы, что позволяет использовать измерения микротвердости для оценки эффектов упрочнения.

Выполнение «классической» зависимости Холла-Петча традиционно наблюдается для конструкционных сплавов, сталей и керамики с размером зерна более 1 мкм. Согласно соотношению (1), уменьшение размера зерна в технических материалах в 100 и более раз должно увеличивать их прочность на порядок. Реально наблюдаемое упрочнение, согласно [4], достигает 5-6 раз, причем, как правило, растет хрупкость и уменьшается термическая стабильность. В области $D \sim 30 \dots 50$ мкм в наноструктурированных материалах начинаются заметные отклонения от закона Холла-Петча [1], которые обусловлены возрастанием роли границ и тройных стыков зерен, а также, возможно, иными деформационными механизмами. Обзор современных теоретических представлений о механизмах подобного разупрочнения – см. в [5]. Наблюдаемое снижение прочности может быть значительным, что приводит к возникновению у материала «обратной» зависимости Холла-Петча, когда с уменьшением размера зерна прочность снижается (рис. 1).

Как известно, функциональные свойства конструкционных материалов в значительной степени контролируются фазовым составом, атомно-кристаллической и микроструктурой, которые, в свою очередь, определяются особенностями используемой при их получения технологии. При этом, наряду с традиционными, широко используются новые технологии – лазерные, электронно- и ионно-лучевые, вакуумные ионно-плазменные (физическое и химическое осаждение из паровой фазы), газодинамическое напыление, различные методы порошковой металлургии (спекание, высокотемпературное изостатическое прессование и газовая экструзия), закалки из жидко-

го состояния, интенсивной пластической деформации (равноканальное угловое прессование – РКУП, кручение под давлением) и др. [8-10]. Это позволяет получать в сильно неравновесном состоянии сплавы и композитные структуры, в которых размер зерна и/или частиц упрочняющей фазы может варьироваться в очень широких пределах. Вопрос о влиянии размерных эффектов на механическое поведение и прочностные характеристики рассматривается во многих работах и изучен относительно подробно [1,11,12].

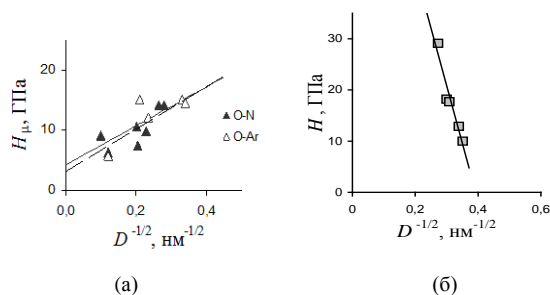


Рис. 1. «Прямая» и «обратная» зависимость Холла-Петча: (а) – для микротвердости покрытий системы хром-кислород толщиной 10 мкм, полученных в смесях кислорода с аргоном и азотом (обозначены, как светлые и темные значки, соответственно) [6]; б – для нанотвердости алмазоподобных покрытий а-С:Н:Сг толщиной 3 мкм (магнетронное распыление в смесях ацетилен-азот различного состава) [7].

В то же время вопрос о вкладе размерных эффектов в поведение функциональных свойств конструкционных материалов, не связанных напрямую с механическим поведением, все еще относительно слабо исследован, хотя и представляет значительный научный и практический интерес. В качестве такой проблемы можно назвать вопрос о том, как модификация структуры материалов влияет на антифрикционные и противоизносные свойства объемных металлических материалов, конструкционных керамик и покрытий. Поскольку трибологические системы являются термодинамически открытыми, имеется необходимость учитывать не только механику контактного взаимодействия, но и процессы переноса вещества в зоне фрикционного контакта, химические и механохимические реакции, а также возможность взаимодействия с окружающей атмосферой, смазочными жидкостями и т.д. Из-за всего сказанного, непосредственный перенос зависимостей, полученных для механических и прочностных свойств, на трибологическое поведение оказывается невозможен.

В этой связи предпринята попытка разобраться в том, что известно о влиянии особенностей структуры конструкционных материалов и характеризующих ее параметров, таких как размеры зерна в материале, включений легирующих фаз, элементов дендритной структуры, образующейся при кристаллизации, и т.д. на трибологические свойства, прежде всего, их износостойкость.

Анализируя известные экспериментальные факты, можно отметить, что количество работ, по-

священных экспериментальному изучению влияния размеров зерна и параметров субструктуры материалов на их износостойкость и другие трибологические свойства, невелико (см. таблицу). В большинстве случаев исследовались объемные материалы, как с обычным, так и с ультрамелким зерном. Публикации по покрытиям практически не представлены, а в тех немногих, что есть, речь идет, как правило, о тонких пленках толщиной ≤ 500 нм, при которой структурное состояние подложки еще может непосредственно влиять на поведение материала покрытий, в том числе, об эффектах, возникающих при использовании подложек с различным размером зерна.

Таблица. Конструкционные материалы и покрытия, для которых имеются данные полииния размера зерна на износостойкость и другие трибологические свойства (ссылки на источники – см. в работе [13])

Тип материала	Материал, марка и тип сплава, источник
Алюминий и его сплавы	Al, AA 6063-T6, Al-7Si (силумин)
Никель, кобальт	HK Ni, Co (электролитические покрытия)
Цинк и его сплавы	Zn, Zn-Al (разбавленный твердый раствор)
Магниеые сплавы	AZ91, AZ91D
Титан и его сплавы	BT1-0, TiNi (ПКУП), Ti (в жидком азоте)
Стали	AISI 403, AISI 52100, сталь Гадфильда
Керамические материалы	Al ₂ O ₃ , Al ₂ O ₃ /SiC, ZrO ₂ (ЧЦЦ)
Алмазоподобные, наноалмазные и др. покрытия	а-С:Н, а-С:Н:Н, а-С:Н:Сг, наноалмазные покрытия, Сг-О

Подробное обсуждение экспериментальных данных о физико-механическом и трибологическом поведении приведенных в таблице материалов, а также об особенностях задействованных при этом механизмов массопереноса и физико-химического взаимодействия, дано нами в работе [13].

Ниже на рис. 2 приведена обобщенная схема, показывающая основные возможные типы зависимостей интенсивности износа и износостойкости от размера зерна или характерных размеров частиц упрочняющей фазы.

На основе проведенного в [13] анализа могут быть сделаны следующие выводы относительно природы факторов, связанных с размерным эффектом, наблюдаемым при износе структурно-неоднородных материалов:

- При изнашивании конструкционных материалов одновременно может быть задействовано несколько механизмов. Их наличие может затруднить однозначную интерпретацию эффектов, связанных с влиянием размеров зерна на износостойкость.
- В целом, с увеличением размера зерна D имеет место тенденция к росту интенсивности износа и

ужесточению его условий. Как правило, это проявляется в переходе от умеренного адгезионного или абразивного изнашивания к высоким уровням поверхностной пластической деформации, подповерхностным усталостным повреждениям, растрескиванию и отслаиванию продуктов износа, как поверхности дорожки трения, так и контртела.

- Существенное влияние на износостойкость материалов могут оказывать их структурные неоднородности, наличие включений второй фазы, геометрическая форма зёрен, дендритов, образующихся при кристаллизации из расплава и проч.
- Продукты износа и образующиеся при трении слои могут существенно влиять на картину изнашивания. При этом перенос более мягкой фазы с контртела и слои трения с высокой прочностью и адгезией могут оказывать «защитающее» влияние на поверхности трения.
- Характер поведения материалов и, особенно, покрытий и тонких пленок при трении может быть технологически обусловлен еще на стадии их получения.
- На примере вакуумных ионно-плазменных покрытий системы хром-кислород показано существование линейной зависимости между величиной износа W и размером зерна D в покрытиях и предложено ее объяснение, основанное на межзеренном механизме разрушения. Подобный тип разрушения, по-видимому, может быть характерен для многих вакуумных ионно-плазменных покрытий, в которых при трении под действием растягивающих напряжений могут образовываться и распространяться трещины, движущиеся вдоль границ элементов столбчатой структуры покрытия, имеющей технологическое происхождение.
- Анализ данных по зависимости износостойкости материалов и покрытий от размеров зерна в диапазоне $10^1 - 10^3$ нм показал наличие нескольких характерных типов такой зависимости. Одним из её характерных вариантов является степенная зависимость с показателем степени $0,2 < n < 1$, меняющимся при изменении размера зерна.
- С увеличением размера зерна D отмечается тенденция к снижению износостойкости материала и ужесточению условий изнашивания, однако процесс износа определяется достаточно большим числом факторов, поэтому однозначная интерпретация роли каждого из них затруднена и требует проведения комплексных исследований трибологических, прочностных, физико-механических и структурных характеристик материала.
- Одним из перспективных направлений повышения износостойкости является поиск оптималь-

ных сочетаний твердости и пластичности изнашиваемого материала.

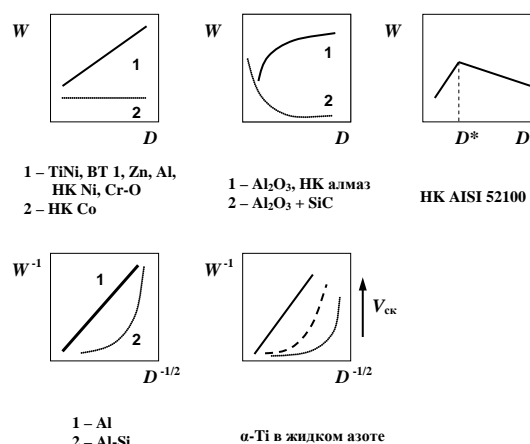


Рис. 2. Типичные диаграммы «интенсивность изнашивания – размер зерна», наблюдаемые для различных конструкционных материалов.

1. Meyers M.A., Mishra A., Benson D.J. Mechanical properties of nanocrystalline materials // Progr. Mater. Sci. 2006. V. 51. P.427-556.
2. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов / Под ред. В.И. Трефилова. Киев: Наукова думка. 1989. 256 с.
3. Tabor D. The Hardness of Metals. London: Oxford Univ. Press. 1951. 176 p.
4. Головин Ю.И. Введение в нанотехнику. М.: Машиностроение. 2007. 496 с.
5. Малыгин Г.А. Нарушение закона Холла-Петча в микро- и нанокристаллических материалах // ФТТ. 1995. Т. 37. № 8. С.2281-2292.
6. Хрущов М.М. Структурные характеристики и триботехнические свойства покрытий хрома, полученных реактивным напылением в кислородсодержащих смесях // Трение и смазка в машинах и механизмах. 2009. № 1. С.11-18.
7. Алмазоподобные нанокомпозитные покрытия а-С:Н:Сг – структурное состояние, механические и трибологические свойства / Хрущов М.М., Атаманов М.В., Марченко Е.А. и др. // Изв. РАН. Сер. физич. 2014. Т. 78. № 10. С.1257-1265.
8. Лякишев Н.П., Алымов М.И. Получение и физико-механические свойства объемных нанокристаллических материалов. М.: ЭЛИЗ. 148 с.
9. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. Получение, структура и свойства. М.: ИКЦ Академкнига. 2007. 398 с.
10. Глезер А.М., Пермякова И.Е. Нанокристаллы, закаленные из расплава. М.: ФИЗМАТЛИТ. 2012. 360 с.
11. Андриевский Р.А., Глезер А.М. Прочность наноструктур // УФН. 2009. Т. 179. № 4. С.337-358.
12. Матвиенко Ю.Г. Деформирование и разрушение наноматериалов на микро- и наноструктурном уровне // Зав. лаборатория. Диагностика материалов. 2007. Т. 73. № 1. С. 83-90.
13. Хрущов М.М. Структурные факторы поведения конструкционных материалов // Проблемы прочности, техногенной безопасности и конструкционного материаловедения / Под ред. Н.А. Махутова, Ю.Г. Матвиенко, А.Н. Романова. М.: ЛЕНАНД. 2018. С.643-682.

СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ХРОМУГЛЕРОДНЫХ НАНОКОМПОЗИТНЫХ ВАКУУМНЫХ ПОКРЫТИЙ

М.М. Хрущов¹, Е.А. Марченко¹, М.В. Атаманов², И.С. Левин¹, О.С. Антонова^{1,3}

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

²ООО «ИНАКОТЕК Центр», Москва, Россия

³Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова, Москва, Россия

В работе проведено комплексное изучение твердых хромуглеродных покрытий, наносимых магнетронным распылением мишеней на основе хрома и наноалмазного порошка в атмосферах различного состава. Было установлено, что структура таких покрытий носит композиционный характер и состоит из смеси металлического хрома и фаз внедрения на его основе. Углерод в покрытиях присутствует в виде отдельных изолированных включений свободного углерода микронного размера, структура которого носит графитоподобный характер, причем степень графитизации наблюдаемой углеродной фазы может меняться в широких пределах.

Введение

Создание высокопрочных покрытий и исследование их характеристик является одной из актуальных задач физического материаловедения, что связано как с растущей потребностью необходимостью в новых функциональных материалах, обладающих заданными свойствами, так и с необходимостью увеличения длительности стабильной работы узлов, в которых используются такие материалы, исходно находящиеся в метастабильном состоянии. Решение этих задач неразрывно связано с исследованиями структуры материалов, поскольку ее характеристики, как правило, определяют физические и функциональные свойства. Рентгеноструктурные исследования, позволяющие неразрушающим способом получить информацию о структуре покрытий и образующих их фаз, и на этой основе оценить возможное поведение трибологических и прочностных свойств, занимают здесь особое место.

В машиностроении традиционно используют функциональные покрытия на основе твердых материалов, таких как карбиды и нитриды ряда переходных и простых металлов [1]. В связи с этим легированные карбидообразующими переходными металлами алмазоподобные [2-4] и наноалмазные (НА) покрытия [5], позволяющие значительно улучшить физико-механические, износостойкие и антифрикционные характеристики упроченных ими поверхностей, могут представить значительный интерес с точки зрения их практического использования в узлах трения. При этом, если число публикаций, посвященных алмазоподобным покрытиям трибологического назначения достаточно велико, металл-углеродные покрытия на основе наноалмазов изучены значительно меньше.

В этой связи в настоящей работе нами с использованием ряда современных экспериментальных методик проведено комплексное исследование структуры, фазового состава и функциональных свойств легированных хромом углеродных покрытий, полученных ионным распылением мишеней на основе хрома и детонационных наноалмазов.

Методы исследования

В настоящей работе структуру образцов покрытий, полученных магнетронным распылением хром-наноалмазных мишеней, исследовали с помощью рентгеновского дифрактометра, оснащенного вертикальным гониометром и энергодисперсионным детектором Пельтье, на медном $K\alpha$ -излучении. Покрытия толщиной $4\div 7$ мкм наносили на стальные подложки, геометрия которых (диаметр – 35 мм; толщина – $1\div 3$ мм) позволяла проводить на них весь комплекс исследований структуры, механических и трибологических характеристик. Все полученные дифрактограммы предварительно обрабатывались по методике, описанной в [6]. Помимо фазового состава покрытий определяли размер ОКР – областей когерентного рассеяния (субзерен) для наблюдаемых фаз. Поскольку для хрома в эксперименте наблюдали два порядка отражений дифракционной линии 110, то расчет размеров ОКР в нем проводился по методу Вильямсона–Холла [7], для остальных наблюдаемых фаз использовался метод Шеррера–Селякова [7]. Химический состав покрытий изучали с помощью приставки для энергодисперсионного микрорентгеноспектрального анализа в растровом электронном микроскопе. Исследование микромеханических свойств проводили методом измерительного наноиндентирования (нанотвердомер ННТ, фирмы CSM International). Трибологические испытания покрытий были выполнены на шариковом трибометре со схемой контакта «сфера – диск» при контактных давлениях $\sim 200\div 450$ МПа (соответствующий диапазон нагрузок – $0,02\div 0,2$ Н). Спектры комбинационного рассеяния (КР) были получены с использованием спектрометра Horiba LabRam (возбуждающее излучение 532 нм).

При изготовлении образцов для исследований были использованы два типа мишеней: на основе массивного металла с наноалмазными включениями (в отверстия, высверленные в мишени наноалмазный порошок) и хром-наноалмазные мишени, полученные методом порошковой металлургии (спеченные). Для сравнения изучали также покрытия, полученные магнетронным распылением чистого хрома. Детали ис-

пользованной технологии получения покрытий и методики трибологических испытаний описаны в [8]. Данные об условиях получения, типе используемой мишени, химическом и фазовом составе, размере

ОКР приведены в таблице, результаты измерений нанотвердости и трибологического тестирования конкретных покрытий – на рис. 1.

Таблица. Покрытия, полученные магнетронным распылением мишеней хрома и детонационных НА, условия их напыления, химический и фазовый состав, размеры ОКР хрома и фаз внедрения на его основе

№ обр.	Тип покрытия	Условия напыления	Химический состав, ат. %			Фазовый состав и объемная доля фаз	D, нм	
			Cr	C	N		Cr	фазы Cr
1	Cr	Ar	90,7	9,3	–	Cr	400	–
2	Cr + N ₂	Ar+N ₂ (20 об. %)	78,2	7,5	12,2	Cr+Cr ₂ N (64:36)	60	30
3	Cr+НА (составная)	Ar	91,3	8,7	–	Cr	35	–
4	Cr+НА + N ₂ (составная)	Ar+N ₂ (20 об. %)	75,9	7,6	14,3	Cr+Cr ₂ N (37:63)	20	25
5	Cr+НА + N ₂ (составная)	Ar+N ₂ (12,5 об. %)	72,5	16,4	8,1	Cr+Cr ₂ N _{0,39} C _{0,61} (46:54)	100	80
6	Cr+НА + N ₂ (составная)	Ar+N ₂ (12,5 об. %) U _{см} = –60 В	78,6	8,0	11,6	Cr+Cr ₂ N (75:25)	5	10
7	Cr–НА (спеченная)	Ar	58,5	40,6	–	Cr+ Cr ₇ C ₃ (60:40)	13	14

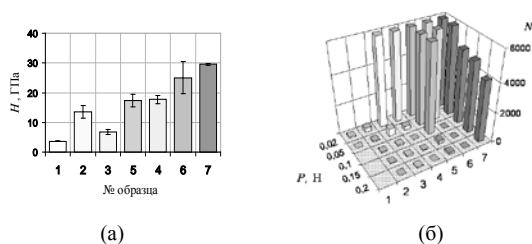


Рис. 1. Результаты микромеханических и трибологических испытаний: (а) – нанотвердость покрытий; (б) – зависимость числа циклов N до разрушения покрытий от нагрузки P .

Результаты и их обсуждение

Исследования показали, что содержание углерода в образцах №№1–4 составляло менее 10 ат. %. В образцах №1 и №2, полученных в отсутствии азота, наблюдалась только фаза хрома. В образцах №3 и №4, полученных в присутствии азота, его концентрация в них была на уровне ~12÷14 ат.%, и помимо хрома в них были обнаружены также линии нитрида Cr₂N. В покрытии №5, содержащем 15 ат.% углерода и 10 ат.% азота, помимо хрома наблюдали карбонитрид состава Cr₂N_{0,4}C_{0,6}. В покрытии №6 с содержанием азота 11,6 ат. %, близким наблюдаемому в образцах №3 и №4, были обнаружены хром, содержание которой было максимальным, и фаза Cr₂N.

Было установлено, что, как хром, так и наблюдаемые его фазы являются наноструктурированными (размер ОКР $D \approx (20\div60)$ нм). Из анализа данных таблиц таблицы следует, что на размер субзерна в покрытиях влияют также некоторые технологические факторы. Действительно, снижение доли азота в рабочей атмосфере напыления приводит к увеличению D (образец №5), а ионная бомбардировка в условиях отрицательного потенциала смещения, поданного на образец, к его существенному уменьшению (образец №6).

В виду того, что покрытия, полученные распылением составных хром-наноалмазных мишеней, содержали относительно небольшое количество углерода (не более 17 ат. %), при изготовлении покрытия №7 была использована мишень, полученная спеканием хромового и наноалмазного порошков.

Полученное покрытие содержит ~40 ат. % углерода, что сопоставимо с содержанием углерода в легированных хромом алмазоподобных покрытиях, полученных в смеси аргона и ацетилена и отличающихся высокими трибологическими характеристиками [9]. Данное покрытие помимо наноразмерных включений хрома содержало также фазу Cr₇C₃, доля которой по результатам количественного рентгенофазового анализа составляет около 40 об. %.

Результаты измерений нанотвердости H представлены на рис. 1,а. из которого следует, что с увеличением [C], содержания углерода в покрытии, величина H возрастает. Авторами была предпринята попытка систематизировать полученные данные о химическом составе покрытий, размере ОКР и механическом поведении с учетом ряда технологических параметров – типа используемой атмосферы, содержания азота в использованной для распыления смеси аргон–азот, наличия потенциала смещения. Результаты, представленные на рис. 2, демонстрируют, что, учитывая технологию их получения, можно разделить рассматриваемые покрытия на четыре группы: (1) – покрытия №№ 1 и 2, полученные при распылении чисто металлической мишени; (2) – покрытия №№ 3–5 на основе составных Cr–НА мишеней, полученные без смещения; (3) – покрытия на основе составных Cr–НА мишеней, полученные при отрицательном смещении (№ 6); (4) – покрытия, полученные распылением спеченной мишени (№ 7).

На рис. 2 и 3 для обозначения этих четырех типов покрытий использованы разные условные обозначения: квадраты, кружки, треугольники и ромбы, соответственно. Из приведенных нами данных следует, что зависимости твердости покрытий и суммы концентраций неметаллических компонентов в них от содержания азота в аргон-азотной смеси, в целом, подобны друг другу, что указывает на существование корреляции между H и [C]+[N]. ведут себя сходным образом покрытия. Наличие такой, близкой линейной, корреляции подтверждают данные рис. 2,б. Это означает, что величина твердости хромуглеродных покрытий, полученных распылением Cr–НА мишеней, должна возрастать при увеличении суммарного содержания в покрытии неметаллической

примеси, способствующей образованию в нем соответствующих фаз внедрения.

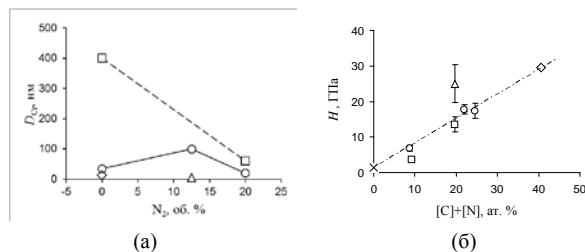


Рис.2. Зависимость от объемного содержания азота в смеси аргон–азот, используемой при магнетронном распылении хром-наноалмазных мишеней, величин: (а) – размера ОКР хрома; (б) – экспериментальная зависимость нанотвердости от концентрации углерода и азота

Дальнейший анализ показал, что, в отличие от легированных хромом алмазоподобных покрытий [9], зависимость нанотвердости от размеров ОКР, как хрома, так и его фаз, примерно соответствует эмпирическому соотношению Холла-Петча (рис. 3), вероятные отклонения от которого возможны лишь в области $D < 10$ нм. Это означает, что механизм структурного упрочнения хромуглеродных покрытий, изученных в данной работе, такой же, как и в некоторых других покрытиях на основе хрома с большим размером его субзерен [11].

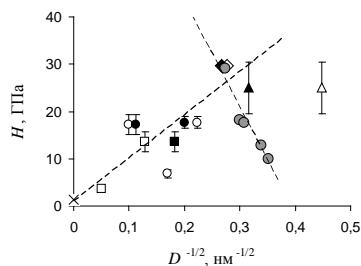


Рис. 3. Зависимость нанотвердости от размера ОКР в покрытиях, исследованных в данной работе, и в легированных хромом алмазоподобных покрытиях, полученных в смеси аргон-азот [9]. Используются те же обозначения, что на рис. 2, причем светлые значки соответствуют размерам ОКР хрома; темные – ОКР образующихся карбидов и нитридов; кружки с заливкой серым – алмазоподобным покрытиям a -C:H:Cr.

Различие в поведении хромуглеродных (структурное упрочнение) и алмазоподобных покрытий, содержащих включения хрома и его фаз (структурное разупрочнение) можно связать с различиями в их структурно-фазовом состоянии, поскольку алмазоподобные покрытия a -C:H:Cr:N и подобные им обладают аморфной углеродной матрицей, в которой распределены наноразмерные включения кристаллических фаз, а хромуглеродные покрытия, судя по всему, имеют матрицу с большим содержанием хрома, зерна которой образованы смесью наноструктурированных областей, содержащих хром, либо его фазы внедрения, связанные между собой той или иной степенью ориентационного соответствия. Подобная структура характерна, например, для многих двухфазных вакуумных ионно-плазменных покрытий [12]. Подобное отличие характера структурного упрочнения также может

означать, в отличие от алмазоподобных покрытий количество свободного углерода меньше, а его распределение в покрытии имеет существенно иной характер, чем в покрытиях a -C:H:Cr:N. Высказанное предположение в дальнейшем, действительно, подтвердилось (см. ниже).

Коэффициент трения всех исследованных нами покрытий находится на примерно одном, достаточно высоком ($f \sim 0,3 \div 0,35$), уровне и не зависит от нагрузки P на сферический образец, служащий контртелом. На рис. 1,б представлены результаты трибологических испытаний образцов покрытий на работоспособность в условиях высоких контактных давлений. Они показали, что покрытия №№1-4 даже при малых нагрузках ($P < 0,1$ Н) разрушаются практически сразу. В то же время у покрытий №№ 5–6 трибологические свойства выше, в частности, при $P = 0,1$ Н они оставались вполне работоспособными, а значительные колебания коэффициента трения f , связанные с началом фрикционно-усталостного разрушения, наблюдались при $P = 0,15$ Н, что, по-видимому, было обусловлено тем, что при их нанесении в рабочей атмосфере помимо аргона дополнительно присутствовал азот.

Также было установлено, что работоспособность покрытия №6 оказалась выше, чем у прочих образцов, полученных с использованием составных мишеней, что, одновременно с наблюдавшимся увеличением их нанотвердости до ~ 25 ГПа, можно связать с дополнительной ионной бомбардировкой поверхности при потенциале смещения $U_{см} = -60$ В, ведущей к формированию более плотной структуры и пониженной пористости данного покрытия.

Покрытие №7, в отличие от других, несмотря на имеющее достаточно высокий коэффициент трения, оказалось, как следует из рис. 1,б, оказалось работоспособным во всем диапазоне нагрузок P , использованных при испытаниях: $N > 4000$ циклов при нагрузке, равной $(0,1 \div 0,2)$ Н, что значительно превышает показатели образцов №№1–6 и может служить подтверждением перспективности использования магнетронных мишеней, полученных спеканием, для нанесения хромуглеродных покрытий с высокими функциональными свойствами.

Проведенное исследование спектров КР покрытий №№ 1-7 показало, что характер распределения в них углерода существенно отличается от наблюдаемого в алмазоподобных покрытиях, легированных хромом. В последних матрица на основе гидрогенизированного аморфного углерода, «армирована» наноразмерными частицами хрома и его фаз внедрения [9].

Полученные нами результаты позволяют предположить, что хромуглеродный композит, полученный при распылении хром-наноалмазных мишеней, образован смесью наноразмерных частиц хрома, его карбидов и нитридов. Углерод, согласно данным КР, представлен в виде отдельных частиц размером $\sim (1 \div 10)$ мкм с разным типом графито- и алмазоподобной структуры, в которых отношение

sp^3/sp^2 , определяемое отношением интенсивностей спектральных линий D и G , для отдельных частиц может меняться в очень широких пределах. Результаты, полученные при изучении образца № 5, приведенные в качестве примера на рис. 4, подтверждают это.

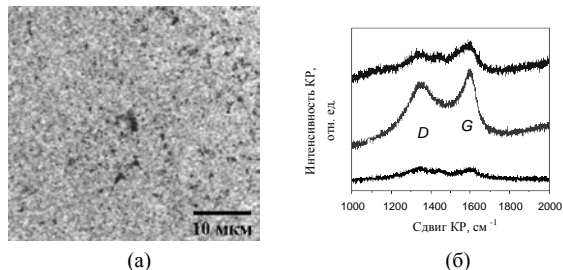


Рис. 4. Результаты лазерной КР-спектроскопии покрытий: (а) – вид поверхности образца № 5 с агломератами, образованными из углеродных микрочастиц сферической формы; (б) – спектры КР, полученные от разных углеродных частиц и агломератов данного образца.

Проведенное исследование спектров комбинационного рассеяния поверхностей дорожек трения после испытаний показало присутствие на их поверхности микронного размера частиц свободного углерода с меняющейся в широких пределах степенью графитизации. Такие частицы, по мнению авторов, могут играть роль твердой смазки, слой которой, образующиеся при трении, будет защищать поверхность хромуглеродного покрытия и значительно уменьшать его износ.

Выводы

- Структура хромуглеродных покрытий, наносимых магнетронным распылением хром-наноалмазных мишеней, носит композиционный характер и представлена фазами, образованными в результате взаимодействия компонентов мишени друг с другом и с активными газами, входящими в состав рабочей атмосферы напыления.
- Композитная структура покрытий формируется на основе металлического хрома и его фаз; свободный углерод присутствует в виде отдельных изолированных включений микронного размера и существенного влияния на функциональные свойства покрытий не оказывает.
- Все изученные хромуглеродные покрытия обладают относительно высоким коэффициентом трения, а проведенная в ходе их трибологических испытаний на фрикционную усталость оценка показала, что покрытия, нанесенные неактивным распылением в аргоне спеченной мишени на основе хрома и наноалмазов детонационного синтеза, при максимальной контактной нагрузке $P = 0.2$ Н (контактном давлении ~ 450 МПа) обладают работоспособностью, значительно превышающей показатели всех прочих покрытий.
- На основе проведенного анализа экспериментальных данных показано, что существует ли-

нейная зависимость между величиной твердости хромуглеродных покрытий, полученных распылением хром-наноалмазных мишеней, и суммарным содержанием углерода и азота, способствующих образованию в карбидных и нитридных фаз хрома в напыляемых конденсатах.

- Зависимость нанотвердости хромуглеродных покрытий от размеров ОКР, как хрома, так и его фаз в них, примерно соответствует эмпирическому соотношению Холла-Петча, что свидетельствует о происходящем при уменьшении характерных размеров структурной неоднородности упрочнении. Такое поведение существенно отличается от структурного разупрочнения, наблюдаемого в легированных хромом покрытиях аморфного углерода и, возможно, связано с принципиальными различиями в структурно-фазовом состоянии покрытий, различным содержанием, структурой и, соответственно, ролью углеродной фазы, которую она может играть в процессах пластической деформации металл-углеродных покрытий разных типов.

1. Методы упрочнения поверхностей деталей машин / Под ред. Г.В.Москвитина, М.: КРАСАНД. 2008. 400 с.
2. Семенов А.П. Трибологические свойства и вакуумные ионно-плазменные методы получения алмазных и алмазоподобных покрытий // Трение и износ. 2009. Т. 30. С. 83–102.
3. Левин И.С., Хрущов М.М., Марченко Е.А., Авдюхина В.М. Влияние легирования на структуру и особенности трибологического поведения вакуумных алмазоподобных покрытий // Вестн. Моск. ун-та. Сер. 3. 2016. № 2. С. 46–52.
4. Левин И.С., Хрущов М.М., Авдюхина В.М., и др.. Влияние особенностей структуры вакуумных алмазоподобных покрытий, легированных металлами IV А группы, на их свойства // Уч. записки физич. Ф- МГУ. 2016. № 3. 163503.
5. Долматов В.Ю. Детонационные наноалмазы: Получение, свойства, применение. СПб: Профессинал. 2011. 534 с.
6. Хрущов М.М., Свешников С.В. К методике рентгеновского исследования диффузного фона тонких аморфных и наноструктурированных покрытий, конденсированных на подложки // Наноинженерия. 2012. № 8. С. 37–40.
7. Уманский Я.С., Скаков Ю.А., Иванов А.Н. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. М.: Металлургия. 1982. 632 с.
8. Хрущов М.М., Атаманов М.В., Шевченко Н.В. и др. Хромуглеродные покрытия на основе хрома и детонационных наноалмазов: Получение методом магнетронного распыления, особенности фазового состава и трибологические свойства // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2018. № 2. С.44–53.
9. Хрущов М.М., Атаманов М.В., Марченко Е.А. и др., Алмазоподобные нанокондитионные покрытия а-С:H:Cr – структурное состояние, механические и трибологические свойства // Известия РАН: Серия физическая. 2014. Т. 78. № 10. С. 1257–1265.
10. Свойства элементов: Справочник. / Под ред. Г.В. Самсонова. М: Металлургия. 1976. 600 с.
11. Хрущов М.М. Структурные характеристики и триботехнические свойства покрытий хрома, полученных реактивным напылением в кислородсодержащих смесях // Трение и смазка в машинах и механизмах. 2009. № 1. С.11-18.
12. Hibbs M.K., Sundgren J.-E., Johansson B.O., Jacobson B. E. The microstructure of reactively sputtered Ti-N films containing the Ti₂N phase // Acta Metallurgica. 1985. V. 33. No. 5. P.797-803.

АНАЛИЗ СОСТОЯНИЯ МАТЕРИАЛА КОМПРЕССОРНЫХ ЛОПАТОК ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

И.Н. Царева, О.Б. Бердник, С.В. Кириков

Институт проблем машиностроения РАН - филиал ФИЦ Института прикладной физики РАН,
Нижний Новгород, Россия; npktribonika@yandex.ru

Исследовано постэксплуатационное состояние материала (стали 20X13) рабочих лопаток осевого компрессора газоперекачивающего агрегата ГТК-10И в состоянии с фактической наработкой ~ 110 000 часов. Накопление усталостных повреждений проявляется в появлении микропористости, размельчении субзеренных блоков фазы α -Fe и коагуляции карбидной фазы, что приводит к повышению микротвердости и снижению предела прочности материала в пригальтельной области перовой части лопаток.

Цель

Анализ состояния материала лопаток с разными наработками является весьма актуальным при изучении процессов усталости с целью прогнозирования остаточного ресурса деталей. Ранее нами [1] были проведены исследования состояния материала компрессорных лопаток, отработавших назначенный ресурс, с наработками 50 000 – 60 000 часов. Целью данной работы являлось изучение процессов усталости в стали 20X13 при длительной эксплуатации рабочих компрессорных лопаток в течение ~ 110 000 часов в составе газотурбинного двигателя газоперекачивающего агрегата ГТК-10И.

Материалы и методы

Объектами исследований являлись рабочие лопатки компрессора разных ступеней ГТК-10И, изготовленные из хромистой нержавеющей стали 20X13, которые эксплуатировались в условиях повышенных температур (до 400°C), эрозионного воздействия воздушного потока, вибрационных и знакопеременных циклических нагрузок.

Элементный состав материала лопаток определяли атомно-эмиссионным методом по ГОСТ 22001-87. Микроструктуру материала анализировали на оптическом микроскопе «Axio Observer Inverted microscope» после травления реактивом Марбле. Фазовый состав и субструктуру материала исследовали методом рентгеноструктурного анализа на дифрактометре «Дрон-3М» (Cu-K α -излучение, метод съемки по Бреггу-Брентано). Параметры субструктуры (размер субзеренных блоков и величину микрорелаксаций в них) определяли методом аппроксимаций из физического уширения дифракционных линий (011) и (022) α -Fe.

Механические испытания на растяжение образцов проводили при комнатной температуре по ГОСТ 1497-84. Предел прочности определяли на ультразвуковом твердомере МЕТ-У1 по ГОСТ 22761-77. Микротвердость измеряли на рабочей поверхности лопаток при переменной нагрузке на индентор (0,20 – 2,0 Н) и на поперечных шлифах на приборе ПМТ-3 по ГОСТ 9450-76.

Результаты и их обсуждение

Рабочие лопатки компрессора были изготовлены из хромистой нержавеющей стали мартенситного класса с элементным составом: 12.8 % Cr; 0.2 % C; 0.45 % Ni; 0.44 % Mn; 0.3 % Si; 0.066 % Mo; 0.16 % Cu. Фазовый состав материала лопаток в исходном состоянии представлял собой: α -Fe + Fe₃C. Для защиты лопаток от коррозии на поверхность лопаток было нанесено защитное гальваническое покрытие на основе никеля.

Исследования состояния материала были проведены на лопатках 0-ой ступени, работающих при минимальной температуре (~100 °C), и на лопатках 5-ой ступени, испытывающих в процессе эксплуатации большие температурные (до 300 °C) и рабочие нагрузки.

Визуально-оптическим осмотром было установлено, что в результате эрозионного воздействия нагретого воздушного потока защитное покрытие на поверхности лопаток после длительной эксплуатации практически целиком изношено (рис. 1). После удаления (методом электролитно-импульсной обработки) эксплуатационных отложений на поверхности лопаток обнаружены многочисленные точечные очаги питтинговой коррозии глубиной 0,05 – 0,3 мм. Коррозии были подвержены лопатки всех ступеней, особенно в зоне входной кромки. На отдельных лопатках покрытие сохранилось на 10 – 20 % площади пера в зоне выходной кромки. В зоне входной кромки имелись единичные механические забоины.

Металлографический анализ показал, что микроструктура материала замковой части лопатки 0-ой ступени, подверженной во время эксплуатации наименьшему тепловому воздействию, близка к исходному состоянию (до эксплуатации) стали 20X13. Она представляет собой сорбитообразный перлит с карбидной фазой (Fe₃C) круглозернистого строения (рис. 2а). Микроструктура материала перовой части аналогична состоянию материала замковой части (рис. 2б). При этом имеют место процессы коагуляции карбидной фазы, проявляющиеся локально.

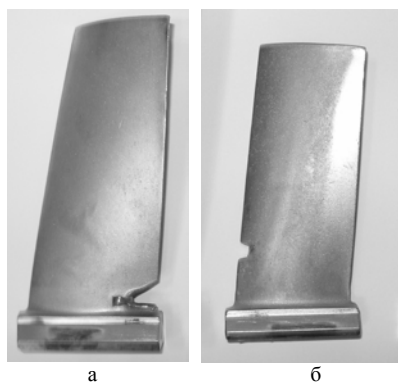


Рис. 1. Внешний вид рабочих лопаток 0-ой (а) и 5-ой (б) ступеней после эксплуатации в течение 110 000 часов

Микроструктура материала перовой части лопатки 5-ой ступени, подверженной во время эксплуатации наибольшему удельному рабочему нагружению, после длительной эксплуатации представляет собой пластинчатый перлит (рис. 2). В поперечном сечении отмечено наличие внутренней микропористости, характерной для стадии накопления повреждений при развитии усталостных процессов. Видны скопления пор размером 4 - 6 мкм. В материале перовой части пористость составляет ~3 %, в материале замковой части ~5 %.



Рис. 2. Микроструктура материала перовой части рабочей лопатки 5-ой ступени, X 500

Методом рентгеноструктурного анализа были определены параметры субструктуры материала в разных зонах лопатки 5-ой ступени (табл. 1). Материал в поперечном сечении замковой и перовой частей характеризуется крупноблочной структурой зерен α -Fe с плотностью дислокаций внутри зерен $\sim 5,3 \cdot 10^6 \text{ м}^{-2}$. Материал рабочей поверхности лопатки в наиболее нагруженной пригальтельной зоне отличается более мелкодисперсной субструктурой.

Размельчение субзеренных блоков является следствием протекания процессов пластической деформации при перестройке дислокационных конфигураций и увеличении (почти на порядок) плотности дислокаций на субзеренных границах. Установлено, что изменения в субструктуре происходят в поверхностном слое (на глубине $\sim 5 - 15 \text{ мкм}$) и не затрагивают поперечное сечение лопаток.

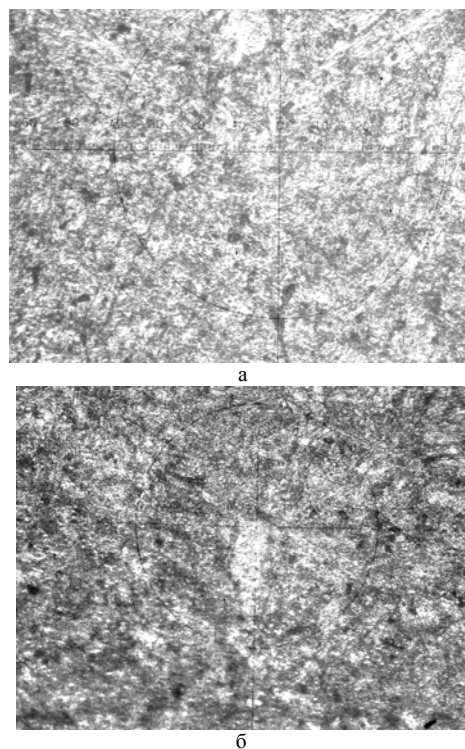


Рис. 3. Микроструктура материала замковой (а) и перовой (б) частей рабочей лопатки 0-ой ступени, X 500

Таблица 1. Параметры субструктуры α -Fe в материале лопаток 5-ой ступени

Зона анализа	D, нм	ε	$\rho_L, \text{м}^{-2}$	$\rho_{\varepsilon}, \text{м}^{-2}$
Поперечный шлиф замковой части	~500	0,00082	10^5	$5,3 \cdot 10^6$
Поперечный шлиф перовой части	~500	0,00082	10^5	$5,3 \cdot 10^6$
Рабочая поверхность перовой части	180	0,00041	$9,2 \cdot 10^3$	$1,3 \cdot 10^6$

Микротвердость материала рабочей поверхности лопаток 0-ой ступени имеет однородное распределение по глубине и находится в пределах 2,70 – 3,20 ГПа. Микротвердость материала лопаток 5-ой ступени в поперечном сечении составляет $\sim 3,20$ ГПа и соответствует нормируемым значениям для стали 20X13. Повышенные значения $H_{200} = 3,90$ ГПа зарегистрированы на рабочей поверхности, что обусловлено размельчением субзеренных блоков.

По результатам механических испытаний на растяжение образцов, вырезанных из перовой части лопаток 0-ой ступени, предел прочности материала составляет 746,4 МПа, относительное удлинение $\delta = 13,7$ %. Данные, полученные из разрывных испытаний, характеризуют состояние внутренних слоев материала лопаток. В связи с тем, что процессы старения, как правило, развиваются в поверхностном слое деталей, были проведены измерения предела прочности ультразвуковым твердомером непосредственно на рабочей поверхности. Нормальные значения предела прочности (900 - 990 МПа) зарегистрированы в замковой части лопаток 0-ой ступени, которые близки к нормируемому значению для стали

20X13 (~950 МПа). Это связано с тем, что замок при эксплуатации меньше подвержен знакопеременным циклическим нагрузкам. На рабочей поверхности перовой части лопаток в разных точках пригальтельной зоны предел прочности понижен (от 740 до 780 МПа). На перовой части лопаток 5-ой ступени в этой же зоне зарегистрированы самые низкие значения предела прочности (от 620 до 720 МПа). Снижение прочностных характеристик материала лопаток в пригальтельной зоне обусловлено воздействием вибро-механических нагрузок.

Обнаруженные в материале лопаток усталостные повреждения не являются критическими, но указывают на его ограниченную работоспособность. Дальнейшая эксплуатация и надежность лопаток не могут быть гарантированы.

Заключение

На основании результатов анализа постэксплуатационного состояния материала компрессорных лопаток с наработкой ~ 110 000 часов установлено,

что усталостные изменения наиболее выражены в материале лопаток 5-ой ступени, которые подвержены наибольшим термомеханическим нагрузкам. Они проявляются в виде коагуляции карбидной фазы и накоплении дефектов дислокационного типа на границах субзерен α -железа, что сопровождается повышением микротвердости поверхности и снижением предела прочности в пригальтельной зоне.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИПФ РАН на проведение фундаментальных научных исследований на 2013-2020 гг. по теме № 0035-2014-0401 (№ госрегистрации 01201458049)

1. Царева И.Н., Кривина Л.А., Бердник О.Б., Фель Я.А. Оценка технического состояния рабочих лопаток компрессора из сплава ЭИ961 энергетической установки ГТЭ-45-3 Сборник научных трудов «Прикладная механика и технологии машиностроения», Нижний Новгород. 2013. №22 (1). С. 37-42.

ПЛАЗМЕННОЕ ЖАРОСТОЙКОЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОЕ ПОКРЫТИЕ ДЛЯ ТУРБИННЫХ ЛОПАТОК (ПОЛУЧЕНИЕ, СВОЙСТВА, ЖИВУЧЕСТЬ)

И.Н. Царева, О.Б. Бердник, М.В. Максимов

Институт проблем машиностроения РАН - филиал ФИЦ Института прикладной физики РАН,
Нижний Новгород, Россия; npktribonika@yandex.ru

Приведены результаты исследований фазового, состава, микроструктуры и физико-механических свойств материала жаростойкого интерметаллидного покрытия, полученного методом высокоэнергетического плазменного напыления (с применением плазматрона ПНК-50) в исходном состоянии и после длительной эксплуатации в натуральных условиях на лопатках турбины газотурбинной энергетической установки ГТЭ-45-3.

Цель

Реновация турбинных лопаток газотурбинных двигателей и продление их ресурса в современных условиях энергосбережения является насущной проблемой теплоэнергетики России. Разработка ремонтно-восстановительных технологий с использованием плазменных жаростойких покрытий является одним из методов решения насущной проблемы. Развитие современной плазменной порошковой технологии открыло перспективу использования жаростойких покрытий для защиты крупногабаритных деталей горячего тракта газотурбинных двигателей (ГТД), как на стадии изготовления, так и при восстановительном ремонте. Целью работы являлось изучение закономерностей формирования жаростойкого интерметаллидного покрытия системы «Ni-Co-Cr-Al-Y» и исследование его живучести при натурной эксплуатации на реальных деталях в составе ГТД энергетических установок.

Материалы и методы

Объектом исследований являлось жаростойкое интерметаллидное покрытие системы «Ni-Co-Cr-Al-Y», сформированное методом высокоэнергетического плазменного напыления (с применением плазматрона ПНК-50) из порошковой смеси ПНХ20К20Ю13 (40/100) в исходном состоянии (после напыления) и в состоянии после эксплуатации в натуральных условиях в течение ~29 000 часов (на лопатках, изготовленных из жаропрочного никелевого сплава ЭИ607) 4-ой ступени турбины газотурбинной энергетической установки ГТЭ-45-3. Во время эксплуатации температура нагрева лопаток находилась в интервале 400-600 °С.

Фазовый состав жаростойкого покрытия исследовали методом рентгеноструктурного анализа на дифрактометре «Дрон-3М» (Cu-K_α-излучение, в геометрии по Бреггу-Брентано). Металлографические исследования проводили на растровом электронном микроскопе «VEGA TESCAN II». Плотность и пористость покрытия определяли методом гидростатического взвешивания по ГОСТ 18898-89 с использованием аналитических весов VIBRA. Измерения твердости по Виккерсу проводили с помощью ультразвукового твердомера МЕТ-У1. Испытания жаростойкости проводили в электропечи мето-

дом изотермической выдержки при температуре 850°C (в течение 500 часов), так как она является максимальной рабочей температурой для рабочих и направляющих лопаток турбины энергетической установки ГТЭ-45-3.

Результаты и их обсуждение

Традиционный метод плазменного порошкового напыления основан на использовании тепловой и кинетической энергии плазменной струи, генерируемой плазматроном (T=800-3000 °С, V=200-350 м/с) [1]. Напыляемый материал в виде порошковой смеси вводится в плазменную струю, где он нагревается, ускоряется и, попадая на напыляемую поверхность, образует покрытие. Потребность продления сроков эксплуатации лопаточного аппарата диктует повышенные требования к эксплуатационным свойствам жаростойких покрытий. Использование стандартного плазменного оборудования не может в полной мере обеспечить высокую надежность и ресурс покрытий из-за недостаточной адгезионной прочности. В данной работе приведены результаты исследований жаростойкого интерметаллидного покрытия, полученного на модернизированном оборудовании с использованием плазматрона оригинальной конструкции ПНК-50, обеспечивающего повышенные энергетические характеристики частиц плазменного потока (температура 5000-12000 К, среднemasсовая скорость истечения плазменной струи V=2400 м/с) [2] по сравнению с серийными плазменными установками [1].

При разработке жаростойкого интерметаллидного покрытия, предназначенного для защиты рабочей поверхности турбинных лопаток от высокотемпературной газовой коррозии, была выбрана порошковая смесь марки ПНХ20К20Ю13 (40/100) с дисперсностью частиц основной фракции 100 мкм и элементным составом: Co – 22,3 %; Cr – 18,8 %; Al – 14,0 %; Fe – 0,14 %; Y – 0,09 %; Si – 0,51 %; Nb – 0,14 %; C – 0,15 %; Ca – 0,06 %; Mn – 0,01 %; S – 0,006 %; Ni – остальное. Данный материал относится к классу интерметаллидных порошков и содержит в своем составе сформированную при изготовлении интерметаллидную фазу β-(Ni,Me)Al, где «Me» обозначает легирующие элементы металлов, образующих твердые растворы замещения. Методом рентге-

ноструктурного анализа установлено, что при высокоэнергетическом плазменном напылении из данной порошковой смеси формируется покрытие (толщиной ~ 100 - 150 мкм) с двухфазным интерметаллидным составом: β -(Ni,Me)Al + γ' -(Ni,Me)₃Al. Образование γ' -фазы в покрытии является результатом протекания фазового $\beta \rightarrow \gamma'$ – превращения под действием высокотемпературного плазменного потока [3]. На поверхность подложки напыляемый материал поступает в диспергированном состоянии в виде мелких оплавленных частиц, которые, ударяясь об нее, деформируются и, закрепляясь, накладываются друг на друга, образуя покрытие со слоистой структурой пластифицированных зерен в поперечном сечении (рис. 1а).

На поверхности покрытия видны зерна сферической формы, являющиеся результатом оплавления граней частиц порошка под действием высокотемпературного плазменного потока (рис. 1б). В покрытии имеются также включения капельной фазы, формирующейся из частиц, затвердевших до осаждения на подложку, а также микропоры размером 5 - 10 мкм. Границы интерметаллидных зерен окаймлены темными прослойками (толщиной ~ 0,5-2 мкм).

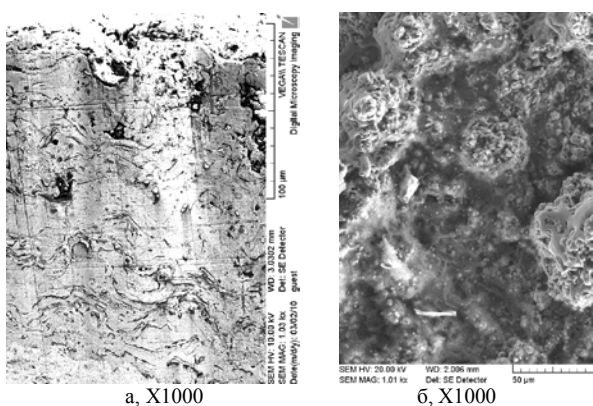


Рис. 1. Микроструктура поперечного сечения (а) и поверхности (б) жаростойкого интерметаллидного покрытия в исходном состоянии

Анализ распределения элементного состава [3] показал, что на границах зерен наблюдается синхронный всплеск интенсивности рефлексов кислорода, алюминия и хрома, что свидетельствует об образовании оксидов этих металлов в результате протекания окислительных процессов при плазменном напылении в воздушной среде.

В исходном состоянии покрытие имело следующие показатели физико-механических свойств: плотность $\rho=7900 \text{ кг/м}^3$, общая пористость $P=5,7 \%$, открытая пористость $P_0=0,6 \%$, закрытая пористость $P_3=5,1 \%$, твердость $HV\sim 6,0 \text{ ГПа}$ [3].

Лабораторные испытания жаростойкости интерметаллидного покрытия показали высокую температурную стабильность. После испытаний на образцах не было обнаружено сколов, отслоений и растрескиваний. Методом электронной микроскопии установлено, что после проведенных испытаний оно

сохранило свой внешний вид, целостность внутренних слоев, элементный состав и исходную микроструктуру зерен (рис.2). Рентгенофазовый анализ показал, что после высокотемпературных испытаний в покрытии возрастает содержание γ' -фазы.

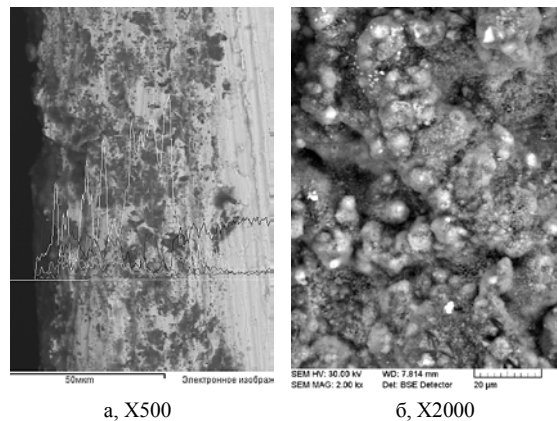


Рис. 2. Микроструктура поперечного сечения (а) и поверхности (б) жаростойкого интерметаллидного покрытия после испытаний жаростойкости

Жаростойкое интерметаллидное покрытие было апробировано при выполнении ремонтно-восстановительных работ для продления ресурса направляющих и рабочих турбинных лопаток (рис.3) газотурбинной энергетической установки ГТЭ-45-3, эксплуатируемой на тепловой электростанции в ПАО «Якутскэнерго». Опыт эксплуатации в натуральных условиях (в среде горючей смеси газов при температуре ~ 650 – 850 °С) показал, что данное покрытие обеспечивает надежную работу турбинных лопаток в течение ~29 000 часов при назначенном ресурсе 24 000 часов.

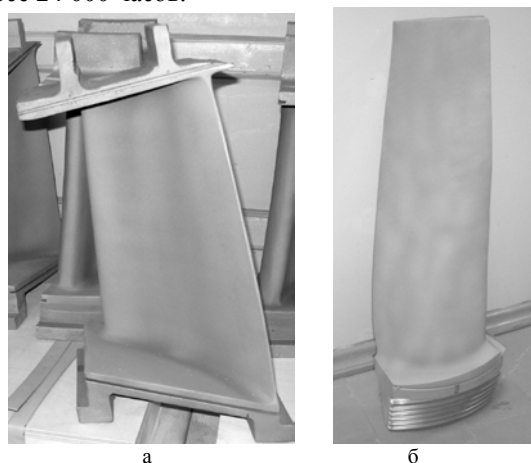


Рис. 3. Восстановленные направляющая и рабочая лопатки турбины ГТЭ-45-3 с жаростойким интерметаллидным покрытием

После отработки назначенного ресурса были проведены исследования постэксплуатационного состояния покрытия на образцах, вырезанных непосредственно из зоны выходной кромки лопаток, подверженной при работе наибольшему температурному и эрозионному воздействию. Методом оптической металлографии установлено, что после

