Запорожский национальный технический университет, ОАО «Мотор Сич», Национальный аэрокосмический университет им. Жуковского «ХАИ»

ВЕСТНИК №2 ДВИГАТЕЛЕСТРОЕНИЯ 2008 издается

издается сяг00тяг.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ

Выходит два раза в год

Входит в список научных профессиональных изданий Украины, в которых могут публиковаться результаты диссертационных работ на получение научных степеней доктора и кандидата технических наук

> Свидетельство о регистрации КВ № 6157 от 20 мая 2002 г. выдано Министерством информации Украины

Запорожье ОАО «Мотор Сич» 2008

ISSN 1727-0219

Уважаемые авторы публикаций!

Журнал отражает достижения в области науки и техники предприятий и организаций Украины и зарубежных стран в области двигателестроения, публикует разработки ведущих специалистов и ученых, направленные на совершенствование производства и повышение качества продукции, а также статьи потенциальных соискателей ученых степеней и званий.

Статьи и сообщения будут формироваться по следующим рубрикам:

- Общие вопросы двигателестроения
- Конструкция и прочность
- Сборка и испытания
- Эксплуатация, надежность, ресурс

- Технология производства и ремонта
- Конструкционные материалы
 - Стандартизация и метрология
 - Экология

Шановні автори публікацій!

Журнал відображає досягнення науки і техніки підприємств та організацій України і зарубіжних країн в галузі двигунобудування, публікує розробки провідних спеціалістів та вчених, спрямовані на вдосконалення і підвищення якості продукції, а також статті потенціальних здобувачів степеней і звань.

Статті та повідомлення будуть формуватися за наступними рубриками:

- Загальні питання двигунобудування
- Конструкція і міцність
- Складання і випробування
- Експлуатація, надійність та ресурс

- Технологія виробництва і ремонту
- Конструкційні матеріали
- Стандартизація і метрологія
- Екологія

To the attention of authors!

The journal presents the achievements in the field of science and technique of Ukrainian enterprises, scientific institutions and foreign countries working at aircraft engineering. The journal publishes developments of leading specialists, scientists and the articles of potential applicants for scientific degrees aimed at perfection of the production and improvement of the quality.

The journal covers the subjects of:

- Aircraft engineering
- Structures and strength
- Assembling and trials
- Operation, reliability, service life

Материалы номера рекомендованы к публикации Ученым Советом Запорожского национального технического университета (протокол № 10 от 26.05.2008 г.).

Главный редактор

д-р техн. наук, профессор Ф. М. Муравченко

Заместители главного редактора:

д-р техн. наук, профессор А. Я. Качан д-р техн. наук, профессор А. И. Долматов

Члены редакционной коллегии:

д-р техн. наук В. А. Богуслаев д-р техн. наук С. Б. Беликов д-р техн. наук В. С. Кривцов д-р техн. наук Ю. Н. Внуков д-р техн. наук А. Д. Коваль д-р техн. наук Э. И.Цивирко д-р техн. наук Л. И. Ивщенко канд. техн. наук П. Д. Жеманюк д-р техн. наук Г. А. Кривов д-р техн. наук В. А. Титов д-р техн. наук Ю. А. Ножницкий д-р техн. наук Б. С. Карпинос

д-р техн. наук Б. А. Грязнов д-р техн. наук А. Я. Мовшович д-р техн. наук В. Е. Ольшанецкий д-р техн. наук Г. А. Горбенко д-р техн. наук С. В. Епифанов д-р техн. наук Н. С. Кулик д-р техн. наук С. А. Дмитриев д-р техн. наук Н.Ф. Дмитриченко д-р техн. наук Ю. В. Петраков канд. техн. наук В. В. Ткаченко канд. техн. наук В. Ф. Мозговой канд. техн. наук А. В. Богуслаев канд. техн. наук А. В. Шереметьев

Редакторско-издательский совет: В. А. Богуслаев, С. Б. Беликов, В. С. Кривцов, Ю. А. Рыбина, Т. А. Сокол, Н. А. Савчук, В. Н. Агарков, Т. Е. Деркаченко

> © 3HTV © НАУ им. Жуковского «ХАИ» © ОАО «Мотор Сич»

- Structural materials
 - Standartization and metrology
 - Ecology
- Technology of production and maintenance

Члены редакционной коллегии



Муравченко Ф.М. Гл. редактор, д-р техн. наук, чл.-кор. АН Украины



Богуслаев В.А. д-р техн. наук



Коваль А.Д. д-р техн. наук



Кривов Г.А. д-р техн. наук



Ножницкий Ю.А. д-р техн. наук



Петраков Ю.В. д-р техн. наук



Беликов С.Б. д-р техн. наук



Цивирко Э.И. д-р техн. наук



Дмитриченко Н.Ф. д-р техн. наук



Горбенко Г.А. д-р техн. наук



канд. техн. наук



Качан А.Я. Зам. гл. редактора, д-р техн. наук



Кривцов В.С. д-р техн. наук



Ивщенко Л.И. д-р техн. наук



Мовшович А.Я. д-р техн. наук



Епифанов С.В. д-р техн. наук



Богуслаев А.В. канд. техн. наук



Долматов А.И. Зам. гл. редактора, д-р техн. наук



Жеманюк П.Д. канд. техн. наук



Грязнов Б.А. д-р техн. наук



Ольшанецкий В.Е. д-р техн. наук



Кулик Н.С. д-р техн. наук



Мозговой В.Ф. канд. техн. наук



Внуков Ю.Н. д-р техн. наук



Карпинос Б.С. д-р техн. наук



Титов В.А. д-р техн. наук



Дмитриев С.А. д-р техн. наук



Шереметьев А.В. канд. техн. наук

Для сведения авторов

Условия публикации:

Научно-технические и производственные статьи, планируемые к опубликованию в нашем издании, утверждаются на редакционной коллегии. При положительных заключениях материалы помещаются в «портфель» редакции в очередь на опубликование. Процедура рецензирования-утверждения занимает срок от 1 до 3 месяцев. Статьи, прошедшие данную процедуру и размещенные в журнале в порядке очереди, публикуются бесплатно.

Требования к оформлению материалов для журнала «Вестник двигателестроения»

К рассмотрению принимаются научные статьи, содержащие такие необходимые элементы: постановка проблемы в
общем виде и ее связь с важнейшими научными или практическими задачами; анализ последних исследований и публикаций,
в которых имеются предпосылки решения данной проблемы и на которые опирается автор, выделение не решенных ранее
частей общей проблемы, которым посвящается данная статья; формулирование целей статьи (постановка задания); изложение
основного материала исследования с полным обоснованием результатов; выводы из данного исследования и перспективы
дальнейших разработок в данном направлении.

 Рукопись статьи присылается в редакцию в двух экземплярах вместе с аннотацией (на трех языках: украинском, русском и английском), актом экспертизы и справкой об авторах. Объем текстовой части статьи 3–6 листов. Рабочие языки: украинский, русский, английский. Последовательность размещения материала статьи: индекс УДК, название статьи, инициалы и фамилия авторов, полное название учреждения, в котором работают авторы, текст статьи (с подписями авторов на последней странице), перечень литературы, таблицы, рисунки.

В статье нужно четко и последовательно изложить то новое и оригинальное, что получено авторами в результате исследований. Не следует приводить известные факты, повторять содержание таблиц и иллюстраций в тексте. Термины и обозначения технических параметров следует употреблять в соответствии с нормами Госстандарта, а единицы измерения – в международной системе единиц (СИ). В статье должны быть выделены следующие разделы: вступление, методика (исследований), результаты, обсуждение, выводы.

 Набор текста статьи следует выполнять с помощью текстового редактора Microcoft Word 97 или 2000 (в соответствии с ДСТУ 3008–95). Формат листа – А4, ориентация – книжная, поля – 20 мм со всех сторон. Шрифт: гарнитура Times New Roman, размер 12 пт; интервал – 1,5; выравнивание по ширине. Текст с ручным переносом не принимается!

• Для набора формул надо использовать редактор Microsoft Equation версии 2 или 3. Размер букв: обычный – 12 пт, крупный индекс – 10 пт, мелкий индекс – 8 пт, крупный символ – 16 пт, мелкий символ – 12 пт.

Иллюстрации (чертежи) могут быть подготовлены с помощью любых графических редакторов и переданы в виде отдельных графических файлов изображения. Для графиков и чертежей (двубитных файлов) плотность изображения должна составлять 300 dpi (формат TIFF), для фотографий – 200–240 dpi (формат JPG, EPS, BMP). Не допускается вставка рисунков в файл статьи непосредственно из прикладных программ (AutoCAD, Excel и т.п.), минуя графический формат. Для четкого воспроизведения изображения при печати толщина линий не должна быть меньше, чем 0,1 мм. Наличие подрисуночной надписи обязательно. При наличии дополнительных обозначений, или нескольких изображений, их объясняют в подрисуночной надписи.

Таблицы должны содержать только необходимую информацию, быть лаконичными и максимально понятными. Возле
обозначений параметра необходимо указать его размерность. Размер шрифта таблицы должен составлять 10 пт. Ширина таблицы
не должна превышать 80 мм (размер колонки). В отдельных случаях разрешается делать таблицы шириной 170 мм.

 Перечень литературы в конце рукописи на языке оригинала приводится в соответствии с последовательной ссылкой на работы в тексте и требованиями действующих норм. Ссылка на литературу в тексте нумеруется арабскими цифрами в прямых скобках.

• В справке об авторах нужно привести фамилии, имена и отчества всех авторов, их служебные и домашние адреса, должности, ученые степени, номера телефонов, электронные адреса. Авторами считаются лица, которые принимали участие в выполнении работы в целом или ее главных разделов.

Статьи направляются в редакцию по адресу:

69063, Украина, г. Запорожье, ул. Жуковского, 64 Запорожский национальный технический университет, зам. главного редактора Качану Алексею Яковлевичу Электронный вариант статьи можно передать по адресу: vd@zntu.edu.ua. (максимальный объем письма 2 Мбайта).

СОДЕРЖАНИЕ

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ ДВИГАТЕЛЕСТРОЕНИЯ

<i>Чигиринский В.В., Бень А.Н.</i> НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ ОБОБЩЕННОЙ ТЕОРИИ ПЛАСТИЧНОСТИ ДЛЯ УПРОЧНЯЮЩЕЙСЯ СРЕДЫ8
<i>Сергеев Д.М.</i> АВТОМАТИЧЕСКОЕ ЗАЩИТНОЕ УСТРОЙСТВО ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ УСТАНОВОК ОТ ПРЕВЫШЕНИЯ ТОКА НА ДЖОЗЕФСОНОВСКИХ ПЕРЕХОДАХ
<i>Катренко М.А.</i> НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ СОВМЕСТНОЙ РАБОТЫ СВЕРХЗВУКОВОГО ДИФФУЗОРА И РАКЕТНОЙ СТУПЕНИ РАКЕТНО-ПРЯМОТОЧНОГО ДВИГАТЕЛЯ16
<i>Ємець В.В.</i> ОЦІНКА ТЕПЛОФІЗИЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОЛІЕТИЛЕНУ В УМОВАХ ГАЗИФІКАЦІЙНОЇ КАМЕРИ СПАЛИМОЇ РАКЕТИ-НОСІЯ
<i>Мазін В.О.</i> МЕТОД ВИЗНАЧЕННЯ ЗНАЧИМОСТІ ФАКТОРІВ ПРИ АНАЛІЗІ ДОСКОНАЛОСТІ ТЕПЛОВОГО ДВИГУНА 24
Кубич В.И., Ивщенко Л.И. КИНЕМАТИКА, ДИНАМИКА РАБОТЫ ТРИБОСОПРЯЖЕНИЯ «ШЕЙКА-ПОКРЫТИЕ-ВКЛАДЫШ» И РЕАЛИЗАЦИЯ В НЕМ ИЗБИРАТЕЛЬНОГО ПЕРЕНОСА
<i>Долматов Д.А.</i> ПОСТАНОВКА БАЛЛИСТИЧЕСКОЙ ЗАДАЧИ ПРИ ИССЛЕДОВАНИИ ТЕЧЕНИЯ ГАЗА С ТВЕРДЫМИ ЧАСТИЦАМИ В ФИКСИРОВАННОМ ЛИНЕЙНО СВЯЗАННОМ ОБЪЕМЕ
КОНСТРУКЦИЯ И ПРОЧНОСТЬ
Шевченко В.Г., Попович А.Г. КОНЕЧНОЭЛЕМЕНТНАЯ ОЦЕНКА НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ В ОБЛАСТЯХ КРАЕВОГО ЭФФЕКТА И ТРЕЩИН В ДЕТАЛЯХ С ГАЗОТЕРМИЧЕСКИМИ ПОКРЫТИЯМИ
<i>Левицька Т.II., Чумаченко Я.В.</i> РОЗРАХУНОК НАПРУЖЕНОГО СТАНУ ЗАМКНЕНОЇ СКЛАДЕНОЇ ОБОЛОНКИ ОБЕРТАННЯ, ЯКА ЗНАХОДИТЬСЯ ПІД ДІЄЮ ОСЕСИМЕТРИЧНОГО СИЛОВОГО НАВАНТАЖЕННЯ ТА ТЕМПЕРАТУРИ 40
Трощенко В.Т., Ющенко К.А., Грязнов Б.А., Савченко В.С., Налимов Ю.С., Червякова Л.В., Кононученко О.В. О ПРИЧИНАХ ПОЛОМОК НАПРАВЛЯЮЩИХ ЛОПАТОК ОСЕВЫХ КОМПРЕССОРОВ АГРЕГАТА ГТК-25И45
<i>Мастиновский Ю.В., Данильченко Д.В.</i> НЕСТАЦИОНАРНАЯ ПОПЕРЕЧНАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ОБОЛОЧКИ С КРИВОЛИНЕЙНОЙ ОСЬЮ
Белик В.Н., Мовшович А.Я. ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ КОРПУСА ПРИСПОСОБЛЕНИЯ УПТО ДЛЯ МНОГОКООРДИНАТНОЙ ОБРАБОТКИ

ЭКСПЛУАТАЦИЯ, НАДЕЖНОСТЬ, РЕСУРС

ТЕХНОЛОГИЯ ПРОИЗВОДСТВА И РЕМОНТА

<i>Кресанов Ю.С., Качан А.Я., Богуслаев А.В.</i> ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ СПРЯМЛЯЮЩЕЙ ЛОПАТКИ ВЕНТИЛЯТОРА МЕТОДАМИ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ
<i>ПанасенкоВ.А., Качан А.Я., Мозговой С.В., Карась Г.В.</i> ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ ДИСКОВ ГТД ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА ОБРАБАТЫВАЮЩИХ ЦЕНТРАХ
Пейчев Г.И., Кондратюк Э.В., Зиличихис С.Д. ОСОБЕННОСТИ СОВРЕМЕННОЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ПОДГОТОВКИ ПРОИЗВОДСТВА В УСЛОВИЯХ ОПЫТНОГО ПРОИЗВОДСТВА АВИАЦИОННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ
Кресанов Ю.С., Ющенко К.А., Качан А.Я., Богуслаев А.В., Петрик И.А. ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЗАГОТОВОК РАБОЧИХ ЛОПАТОК ВЕНТИЛЯТОРА МЕТОДАМИ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ И СВАРКИ
Чигиринский В.В., Белый Е.Т., Андрющенко С.А., Корниенко В.В. МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ АСИММЕТРИЧНОГО ПРОЦЕССА ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ С ПРОДОЛЬНЫМ СДВИГОМ
Шелягин В.Д., Хаскин В.Ю., Бернацкий А.В., Сиора А.В. РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРИЕМОВ ЛАЗЕРНОГО УПРОЧНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ДЕТАЛЕЙ ИЗ СТАЛИ 38ХНЗМФА
<i>Сахно А.Г.</i> ЭФФЕКТИВНОСТЬ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ ДИСКОВ КОМПРЕССОРА ИЗ СПЛАВА ХН73МБТЮ-ВД ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ ТЕМПЕРАТУР
Коцюба В.Ю., Пахолка С.Н., Беженов А.И. ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ПЕСКОСТРУЙНОЙ ОБРАБОТКИ НА РАБОТОСПОСОБНОСТЬ СПЛАВА ВТ8 ПРИ ЦИКЛИЧЕСКИХ НАГРУЗКАХ
Чернета О.Г., Коробочка А.Н., Шурыгин Д.А., Поддубный И.Н., Загробский А.В. ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ДЕТАЛЕЙ ЦИЛИНДРО-ПОРШНЕВОЙ ГРУППЫ, ГАЗОРАСПРЕДЕЛИТЕЛЬНОГО И КРИВОШИПНО-ШАТУННОГО МЕХАНИЗМА ДВИГАТЕЛЕЙ ВНУТРЕННЕГО СГОРАНИЯ
Ершов А.В., Сытников Н.Н., Быковский О.Г. ИОННО-ДУГОВАЯ АКТИВАЦИЯ ПРИ НАНЕСЕНИИ ГАЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ 114
Мовшович А.Я., Остапчук В.Н., Тимофеева Л.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОВОГО СОСТОЯНИЯ ПЛУНЖЕРОВ ТОПЛИВНОЙ АППАРАТУРЫ ДИЗЕЛЕЙ В ПРОЦЕССЕ ВАКУУМНО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ
СТАНДАРТИЗАЦИЯ И МЕТРОЛОГИЯ

Лоскутов С.В. ОБ ЭЛЕМЕНТАРНЫХ ПРОЦЕССАХ НА ДЕФОРМИРОВАННОЙ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПОВЕРХНОСТИ 121

Наумик В.В., Бялик Г.А. УСКОРЕННЫЙ МЕТОД ИСПЫТАНИЯ АНТИФРИКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ИЗНОС 124

Сокол Г.И., Тучина У.Н. СПЕКТРАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ШУМОВ ПУЛЬСИРУЮЩЕЙ КАМЕРЫ
Дубровин В.И., Федорончак Т.В. ДИАГНОСТИКА ДЕФЕКТОВ ПОДШИПНИКОВ КАЧЕНИЯ ПРИ ПОМОЩИ ВЕЙВЛЕТ-ПРЕОБРАЗОВАНИЯ 132
Лавренко А.С., Коробко А.В., Ольшанецкий В.Е., Гоменюк С.И., Гребенюк С.Н. ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ ЛИСТОВЫХ МЕТАЛЛОКОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ НЕРЖАВЕЮЩАЯ СТАЛЬ-ВОЛЬФРАМ В ШИРОКОМ ДИАПАЗОНЕ ТЕМПЕРАТУР
<i>Беженов С.А.</i> МЕТОДИКА ЭКСПРЕСС-ОЦЕНКИ ХАРАКТЕРИСТИК СОПРОТИВЛЕНИЯ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ
<i>Бычков Н.Г., Лепешкин А.Р., Першин А.В.</i> МЕТОДИКА ИСПЫТАНИЙ ЛОПАТОК ТУРБИН ГТД И МОДЕЛЕЙ ЖАРОВЫХ ТРУБ С КЕРАМИЧЕСКИМИ ТЗП НА ТЕРМИЧЕСКУЮ УСТАЛОСТЬ140
КОНСТРУКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ
Беликов С.Б., Лавренко А.С., Ольшанецкий В.Е., Гоменюк С.И., Гребенюк С.Н. ОЦЕНКА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННЫХ СОСТОЯНИЙ В ЖАРОПРОЧНОМ КОМПОЗИЦИОННОМ МАТЕРИАЛЕ МАТРИЦА (12X18H10T) – ВОЛОКНА (ВР27-ЗВП) ДЛЯ РАЗНЫХ СХЕМ ЛИНЕЙНОГО АРМИРОВАНИЯ
Ивщенко Л.И., Качан А.Я. ИЗНАШИВАНИЕ ЖАРОПРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ВИБРАЦИЯХ
Глотка О.А., Коваль А.Д. ВИКОРИСТАННЯ ВАЖКОТОПКОГО БРУХТУ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ FE-W ЛІГАТУРИ
Педаш А.А., Цивирко Э.И. ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ОДНОРОДНОГО РАСПЛАВА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА ЖСЗЛС-ВИ
Бялик Г.А., Гонтаренко В.И., Бажмина Э.А. ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ЦЕЛЕСООБРАЗНОСТИ ЗАМЕНЫ ТРАДИЦИОННЫХ ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ БОЛЕЕ СОВЕРШЕННЫМИ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ ДЕТАЛЕЙ МАШИН ДЛЯ ТРАНСПОРТНЫХ СРЕДСТВ
Голтвяница В.С., Цивирко Э.И., Голтвяница С.К. ВЛИЯНИЕ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ СКАНДИЕМ И ГАДОЛИНИЕМ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ
<i>Пашечко М.І., Лєнік К.С.</i> ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ПОВЕРХНЕВОЇ СЕГРЕГАЦІЇ АТОМІВ НА ТРИБОЛОГІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЕВТЕКТИЧНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Fe-Mn-C-B-Si ЛЕГОВАНИХ Cr
Каплун В.Г., Машовець Н.С. ДОСЛІДЖЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ПОВЕРХНІ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ ВТ8 ПІСЛЯ НИЗЬКОТЕМПЕРАТУРНОГО АЗОТУВАННЯ В ПЛАЗМІ ТЛІЮЧОГО РОЗРЯДУ
<i>Акимов И.В., Волчок И.П.</i> ПОВЫШЕНИЕ КОНСТРУКТИВНОЙ ПРОЧНОСТИ ГРАФИТИЗИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ 194
Шаломеев В.А. МОДИФИЦИРОВАНИЕ МАГНИЕВОГО СПЛАВА МЛ-5 ПРИ ФИЛЬТРАЦИИ ЧЕРЕЗ УГЛЕРОД-СОДЕРЖАЩИ МАТЕРИАЛЫ

УДК 539.374.001.8.621.7-111

В. В. Чигиринский, А. Н. Бень

НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ ОБОБЩЕННОЙ ТЕОРИИ ПЛАСТИЧНОСТИ ДЛЯ УПРОЧНЯЮЩЕЙСЯ СРЕДЫ

Получено замкнутое решение плоской задачи обобщенной теории пластичности. Теоретически определена модель сложной пластической среды. Показаны решения с использованием деформационной теории и теории пластического течения. Проведен анализ решения задачи для простой упрочняющейся среды.

Введение

На базе замкнутого решения плоской задачи теории пластичности предложен новый метод, который отличает упрощение анализа напряженно-деформированного состояния среды и получение теоретического выхода на ее механические характеристики через параметры процесса.

Постановка задачи

Известно замкнутое решение плоской задачи теории пластичности в аналитическом виде для упрочняющейся среды [1]. Показана сложная модель упрочняющейся пластической среды, базирующейся на том, что сопротивление пластической деформации на сдвиг k есть функция координат очага деформации. В связи с этим появляется возможность анализа новых подходов к решению задач, включая разработку обобщенной теории пластичности. Помимо исходных уравнений, уравнений равновесия, условия пластичности, уравнения несжимаемости для скоростей деформаций и деформаций, постановка задачи включает:

- уравнения равновесия

$$\frac{\partial \sigma_x}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial y} = 0; \quad \frac{\partial \tau_{yx}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_y}{\partial y} = 0;$$

- условие пластичности

$$(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 4 \cdot \tau_{xy}^2 = 4 \cdot k^2;$$

 уравнения связи для скоростей деформаций и деформаций

$$\frac{\sigma_x - \sigma_y}{2 \cdot \tau_{xy}} = \frac{\xi_x - \xi_y}{\gamma'_{xy}} = F_1; \ \frac{\sigma_x - \sigma_y}{2 \cdot \tau_{xy}} = \frac{\varepsilon_x - \varepsilon_y}{\gamma_{xy}} = F_2; (1)$$

 уравнения несжимаемости для скоростей деформаций и деформаций

$$\xi_x + \xi_v = 0; \quad \varepsilon_x + \varepsilon_v = 0;$$

© В. В. Чигиринский, А. Н. Бень, 2008

 уравнения неразрывности скоростей деформаций и деформаций

$$\frac{\partial^2 \xi_x}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 \xi_y}{\partial x^2} = \frac{\partial^2 \dot{\gamma}_{xy}}{\partial y \partial x}; \quad \frac{\partial^2 \varepsilon_x}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 \varepsilon_y}{\partial x^2} = \frac{\partial^2 \gamma_{xy}}{\partial y \partial x};$$

- уравнение теплопроводности

$$a^{2}\left(\frac{\partial^{2}T}{\partial x^{2}} + \frac{\partial^{2}T}{\partial y^{2}}\right) = 0$$

Модель сложной пластической среды

$$T_i = \chi \cdot (H_i)^{m_1} \cdot (\Gamma_i)^{m_2} \cdot (T)^{m_3}.$$
 (2)

В систему (1) включены уравнения деформационной теории пластичности и теории течения. Кроме этого добавлено уравнение теплопроводности [2]. Модель (2) – это реальная упрочняющаяся среда.

Граничные условия для напряжений [3]

$$\tau_n = -T_i \cdot \sin[A\Phi - 2 \cdot \alpha], \ T_i = k$$

или
$$\tau_n = (\frac{\sigma_x - \sigma_y}{2} \cdot \sin 2 \cdot \alpha - \tau_{xy} \cdot \cos 2 \cdot \alpha)$$
. (3)

Дополнительные условия заданы контактными удельными силами (3) трения, изменяющимися по синусоидальному закону с деформационным и скоростным упрочнением. Все интенсивности и температура зависят от координат очага деформации.

Решение задачи

Для получения модели (2) рассмотрим три уравнения второго порядка в частных производных, неоднородных, гиперболического типа

$$\frac{\partial^{2} \tau_{xy}}{\partial x^{2}} - \frac{\partial^{2} \tau_{xy}}{\partial y^{2}} = 2 \cdot \frac{\partial^{2}}{\partial x \partial y} \sqrt{k^{2} - \tau_{xy}^{2}},$$

$$\frac{\partial^{2} \xi_{x}}{\partial y^{2}} - \frac{\partial^{2} \xi_{x}}{\partial x^{2}} = 2 \cdot \frac{\partial^{2}}{\partial y \partial x} \frac{1}{F_{1}} \cdot \xi_{x},$$

$$\frac{\partial^{2} \varepsilon_{x}}{\partial y^{2}} - \frac{\partial^{2} \varepsilon_{x}}{\partial x^{2}} = 2 \cdot \frac{\partial^{2}}{\partial y \partial x} \frac{1}{F_{2}} \cdot \varepsilon_{x}.$$
(4)

Граничным условиям вида (3) соответствует под-

- 8 -

становка вида $\tau_{xy} = \kappa \cdot \sin A\Phi$. Рассматривается сложная зависимость от координат, т.е. $k = f(\Gamma_i, H_i, T, x, y)$. При этом $\kappa = C_{\sigma} \cdot \exp \theta'$, где $\theta' = f(\Gamma_i, H_i, T, x, y)$, Γ_i, H_i, T – интенсивности деформаций, скоростей деформаций и температур.

Производные в данном случае необходимо брать как от сложной функции [4] и после подстановки в первое уравнение (3) получим

$$\begin{split} &\left\{ \left(\dot{\theta}_{H} \cdot H_{x} + \dot{\theta}_{z} \cdot \Gamma_{x} + \dot{\theta}_{t}' \cdot T_{x} \right)_{x} + \\ &+ \left[\left(\dot{\theta}_{H}' \cdot H_{x} + \dot{\theta}_{z}' \cdot \Gamma_{x} + \dot{\theta}_{t}' \cdot T_{x} \right)_{x} + A \Phi_{y} \right]^{2} - \\ &- \left(\dot{\theta}_{H}' \cdot H_{y} + \dot{\theta}_{z}' \cdot \Gamma_{y} + \dot{\theta}_{t}' \cdot T_{y} \right)_{y} - \\ &- \left[\left(\dot{\theta}_{H}' \cdot H_{y} + \dot{\theta}_{z}' \cdot \Gamma_{y} + \dot{\theta}_{t}' \cdot T_{y} \right)_{y} - A \Phi_{x} \right]^{2} + 2A \Phi_{xy} \right\} \times \\ &\times \sin(A \Phi) + \left\{ 2 \cdot \left[\left(\dot{\theta}_{H}' \cdot H_{x} + \dot{\theta}_{z}' \cdot \Gamma_{x} + \dot{\theta}_{t}' \cdot T_{x} \right)_{x} + A \Phi_{y} \right] \right\} \\ &\times \left[A \Phi_{x} - \left(\dot{\theta}_{H}' \cdot H_{y} + \dot{\theta}_{z}' \cdot \Gamma_{y} + \dot{\theta}_{t}' \cdot T_{y} \right) \right] + A \Phi_{xx} - A \Phi_{yy} - \\ &- 2 \cdot \left(\dot{\theta}_{HH}' \cdot H_{x} \cdot H_{y} + \dot{\theta}_{H}' \cdot H_{xy} + \dot{\theta}_{zz}' \cdot \Gamma_{x} \cdot \Gamma_{y} + \\ &+ \dot{\theta}_{z}' \cdot \Gamma_{xy} + \dot{\theta}_{tt}' \cdot T_{x} \cdot T_{y} + \dot{\theta}_{t}' \cdot T_{xy} \right\} \cdot \cos(A \Phi) = 0. \end{split}$$

$$(5)$$

Уравнение (5) тождественно равно нулю, если выражения, стоящие в квадратных скобках равны нулю. Действительно,

$$\begin{split} \dot{\theta'_{H}} \cdot H_{x} + \dot{\theta'_{e}} \cdot \Gamma_{x} + \dot{\theta'_{t}} \cdot T_{x} &= -A\Phi_{y}, \\ \dot{\theta'_{H}} \cdot H_{y} + \dot{\theta'_{e}} \cdot \Gamma_{y} + \dot{\theta'_{t}} \cdot T_{y} &= A\Phi_{x}, \\ (\dot{\theta'_{H}} \cdot H_{x} + \dot{\theta'_{e}} \cdot \Gamma_{x} + \dot{\theta'_{t}} \cdot T_{x})_{x} &= -A\Phi_{yx}, \\ (\dot{\theta'_{H}} \cdot H_{y} + \dot{\theta'_{e}} \cdot \Gamma_{y} + \dot{\theta'_{t}} \cdot T_{y})_{y} &= A\Phi_{xy}, \\ A\Phi_{yy} &= -(\dot{\theta'_{HH}} \cdot H_{x} \cdot H_{y} + \dot{\theta'_{H}} \cdot H_{xy} + \dot{\theta'_{ee}} \cdot \Gamma_{x} \times \\ * \Gamma_{y} + \dot{\theta'_{e}} \cdot \Gamma_{xy} + \dot{\theta'_{tt}} \cdot T_{x} \cdot T_{y} + \dot{\theta'_{t}} \cdot T_{xy}), \\ A\Phi_{xx} &= (\dot{\theta'_{HH}} \cdot H_{x} \cdot H_{y} + \dot{\theta'_{H}} \cdot H_{xy} + \dot{\theta'_{ee}} \cdot \Gamma_{x} \times \\ \times \Gamma_{y} + \dot{\theta'_{e}} \cdot \Gamma_{xy} + \dot{\theta'_{tt}} \cdot T_{x} \cdot T_{y} + \dot{\theta'_{t}} \cdot T_{xy}). \end{split}$$

Операции над сложной функцией позволяют показатель экспоненты определить, как сумму трех функций, учитывающую влияние степени, скорости деформации и температуры, действительно

$$\boldsymbol{\theta}' = -A\boldsymbol{\theta} = \boldsymbol{\theta}_1' + \boldsymbol{\theta}_2' + \boldsymbol{\theta}_3' = -(A_1'\boldsymbol{\theta} + A_2'\boldsymbol{\theta} + A_3'\boldsymbol{\theta}).$$

Сопротивление сдвигу и составляющие тензора напряжений

$$\kappa = C_{\sigma} \cdot \exp(-A_{1}^{'}\theta) \cdot \exp(-A_{2}^{'}\theta) \cdot \exp(-A_{3}^{'}\theta),$$

$$\tau_{xy} = C_{\sigma} \cdot \exp(-A_1 \theta) \cdot \exp(-A_2 \theta) \cdot \exp(-A_3 \theta) \cdot \sin(A\Phi), (6)$$

$$\begin{split} \sigma_{x} &= C_{\sigma} \cdot \exp(-A_{1}^{'}\theta) \cdot \exp(-A_{2}^{'}\theta) \times \\ &\times \exp(-A_{3}^{'}\theta) \cdot \cos(A\Phi) + \sigma_{0} + f(y) + C, \\ \sigma_{y} &= -C_{\sigma} \cdot \exp(-A_{1}^{'}\theta) \cdot \exp(-A_{2}^{'}\theta) \times \\ &\times \exp(-A_{3}^{'}\theta) \cdot \cos(A\Phi) + \sigma_{0} + f(x) + C \\ \text{при } \theta_{x}^{'} &= (\theta_{1}^{'})_{x} + (\theta_{2}^{'})_{x} + (\theta_{3}^{'})_{x} = -A\Phi_{y}, \\ \theta_{y}^{'} &= (\theta_{1}^{'})_{y} + (\theta_{2}^{'})_{y} + (\theta_{3}^{'})_{y} = A\Phi_{x}. \end{split}$$

Подставляя в уравнение связи значения напряжений, получим

$$\frac{\sigma_x - \sigma_y}{2 \cdot \tau_{xy}} = \operatorname{ctg} A \Phi; \quad \frac{\xi_x - \xi_y}{\gamma_{xy}} = \operatorname{ctg} B_1 \Phi,$$
$$\operatorname{ctg} A \Phi = \operatorname{ctg} B_1 \Phi = F_1,$$
$$\frac{\varepsilon_x - \varepsilon_y}{\gamma_{xy}} = \operatorname{ctg} B_2 \Phi,$$
$$\operatorname{ctg} A \Phi = \operatorname{ctg} B_2 \Phi = F_2.$$

Это позволяет установить связь между сдвигами и линейными показателями скоростей деформаций и деформаций. С учетом уравнений несжимаемости имеем

$$\gamma'_{xy} = 2 \cdot \frac{1}{F_1} \cdot \xi_x = 2 \cdot \xi_x \cdot \mathrm{tg}B_1 \Phi,$$

$$\gamma_{xy} = 2 \cdot \frac{1}{F_2} \cdot \varepsilon_x = 2 \cdot \varepsilon_x \cdot \mathrm{tg}B_2 \Phi.$$

С целью упрощений имеем

$$\xi_x = C_{\xi} \cdot \exp \theta_1^{''} \cdot \cos B_1 \Phi; \quad \varepsilon_x = C_{\varepsilon} \cdot \exp \theta_2^{''} \cdot \cos B_2 \Phi \; .$$

Подставляя последние соотношения в уравнения неразрывности скоростей деформаций и деформаций (1) или (4) получаем

$$\begin{aligned} \left| -\theta_{1xx}^{"} - (\theta_{1x}^{"} + B_{1}\Phi_{y})^{2} + \theta_{1yy}^{"} + (\theta_{1y}^{"} - B_{1}\Phi_{x}) \right| \times \\ \times \sin B_{1}\Phi + \left[2 \cdot (B_{1}\Phi_{x} - \theta_{1y}^{"}) \cdot (\theta_{1x}^{"} + B_{1}\Phi_{y}) + \right. \\ \left. + (B_{1}\Phi_{xx} - B_{1}\Phi_{yy}) \right] \cdot \cos B_{1}\Phi = \\ &= 2 \cdot B_{1}\Phi_{xy} \cdot \sin B_{1}\Phi + 2 \cdot \theta_{1xy}^{"} \cdot \cos B_{1}\Phi, \end{aligned}$$
(7)

также

$$\left| -\theta_{2xx}^{"} - (\theta_{2x}^{"} + B_2 \Phi_y)^2 + \theta_{2yy}^{"} + (\theta_{2y}^{"} - B_2 \Phi_x) \right| \times \\ \times \sin B_2 \Phi + \left[2 \cdot (B_2 \Phi_x - \theta_{2y}^{"}) \cdot (\theta_{2x}^{"} + B_2 \Phi_y) + \right. \\ \left. + \left(B_2 \Phi_{xx} - B_2 \Phi_{yy} \right) \right] \cdot \cos B_2 \Phi = \\ = 2 \cdot B_2 \Phi_{xy} \cdot \sin B_2 \Phi + 2 \cdot \theta_{2xy}^{"} \cdot \cos B_2 \Phi, \qquad (8)$$

В уравнениях (7) и (8), появляются аналогичные скобки, как и в (5). При условии

$$(\theta_1^{''})_x = -B_1 \Phi_y, \quad (\theta_1^{''})_y = -B_1 \Phi_x,$$

 $(\theta_2^{''})_x = -B_2 \Phi_y, \quad (\theta_2^{''})_y = B_2 \Phi_x,$

уравнения превращаются в тождества, где $\theta_1^{''} = -B_1\theta$, $\theta_2^{''} = -B_2\theta$ – показатели экспонент функций, определяющих поля скоростей деформаций и деформаций, $B_1\Phi$ и $B_2\Phi$ – аргументы тригонометрических функций, определяющие поля скоростей деформаций и деформаций.

Выражения для скоростей деформаций и деформаций имеют вид

$$\xi_{x} = -\xi_{y} = C_{\xi} \cdot \exp \theta_{1}^{"} \cdot \cos B_{1} \Phi = C_{\xi} \cdot \exp(-B_{1}\theta) \cdot \cos B_{1} \Phi,$$

$$\gamma'_{xy} = C_{\xi} \cdot \exp \theta_{1}^{"} \cdot \sin B_{1} \Phi = C_{\xi} \cdot \exp(-B_{1}\theta) \cdot \sin B_{1} \Phi, \quad (9)$$

$$H_{i} = 2 \cdot C_{\xi} \cdot \exp \theta_{1}^{"} = 2 \cdot C_{\xi} \cdot \exp(-B_{1}\theta),$$

$$\varepsilon_{x} = -\varepsilon_{y} = C_{\varepsilon} \cdot \exp \theta_{2}^{"} \cdot \cos B_{2} \Phi =$$

$$= C_{\varepsilon} \cdot \exp(-B_{2}\theta) \cdot \cos B_{2} \Phi,$$

$$\gamma_{xy} = C_{\varepsilon} \cdot \exp \theta_{2}^{"} \cdot \sin B_{2} \Phi =$$

$$= C_{\varepsilon} \cdot \exp(-B_{2}\theta) \cdot \sin B_{2} \Phi, \quad (10)$$

$$\Gamma_{i} = 2 \cdot C_{\varepsilon} \cdot \exp \theta_{2}^{"} = 2 \cdot C_{\varepsilon} \cdot \exp(-B_{2}\theta)$$

при

$$\begin{split} (\theta_1^{''})_y &= B_1 \Phi_x, \ (\theta_1^{''})_x = -B_1 \Phi_y, \\ (\theta_2^{''})_y &= B_2 \Phi_x, \ (\theta_2^{''})_x = -B_2 \Phi_y. \end{split}$$

Сопоставляя формулы (9), (10) и (7), убеждаемся, что во всех выражениях присутствуют функциональные зависимости от координат θ и Φ (показатели экспонент и аргументы тригонометрических функций).

Представляет интерес получения в решении для поля температур аналогичных зависимостей, что позволило бы замкнуть эту задачу теоретически. Рассмотрим дифференциальное уравнение для стационарного температурного поля

$$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} = 0.$$

В этом случае решение ищем в виде

$$T = C_T \cdot \exp(\theta_3'') \cdot (\sin B_3 \Phi + \cos B_3 \Phi), \qquad (11)$$

при $(\theta''_3)_x = -B_3 \Phi_y$, $(\theta''_3)_y = B_3 \Phi_x$.

Покажем, что выражение (11) является решением уравнения Лапласа. Подставив производные от (11) в уравнение теплопроводности, после упрощений, получим

$$\begin{cases} \left(\boldsymbol{\theta}_{3}^{"}\right)_{xx} + \left[\left(\boldsymbol{\theta}_{3}^{"}\right)_{x} + B_{3}\boldsymbol{\Phi}_{y}\right] \cdot \left[\left(\boldsymbol{\theta}_{3}^{"}\right)_{x} - B_{3}\boldsymbol{\Phi}_{y}\right] + \left(\boldsymbol{\theta}_{3}^{"}\right)_{yy} + \\ + \left[\left(\boldsymbol{\theta}_{3}^{"}\right)_{y} + B_{3}\boldsymbol{\Phi}_{x}\right] \cdot \left[\left(\boldsymbol{\theta}_{3}^{"}\right)_{y} - B_{3}\boldsymbol{\Phi}_{x}\right] \right] \cdot \left(\sin B_{3}\boldsymbol{\Phi} + \cos B_{3}\boldsymbol{\Phi}\right) + \\ + \left[2 \cdot \left(\boldsymbol{\theta}_{3}^{"}\right)_{x} \cdot B_{3}\boldsymbol{\Phi}_{x} + B_{3}\boldsymbol{\Phi}_{xx} + 2 \cdot \left(\boldsymbol{\theta}_{3}^{"}\right)_{y} \cdot B_{3}\boldsymbol{\Phi}_{y} + B_{3}\boldsymbol{\Phi}_{yy}\right] \times \\ \times \left(\cos B_{3}\boldsymbol{\Phi} - \sin B_{3}\boldsymbol{\Phi}\right) = 0. \tag{12}$$

Скобки $[(\theta_3'')_x + B_3 \Phi_y]$, $[(\theta_3'')_y - B_3 \Phi_x]$ в уравнении (12) при их равенстве нулю устанавливают связь вида

$$\begin{aligned} (\theta_{3}^{"})_{xx} &= -B_{3} \Phi_{yx}, \ (\theta_{3}^{"})_{yy} &= B_{3} \Phi_{xy}, \\ B_{3} \Phi_{xx} &= (\theta_{3}^{"})_{yx}, \ B_{3} \Phi_{yy} &= (\theta_{xy}^{"}). \end{aligned}$$

Последние соотношения соответствуют условию Коши-Римана. Они являются теми функциями, которые определяются уравнением Лапласа, что и соответствует (11).

Сопоставляя решения (7)...,(11) (условия, накладываемые на функции) приходим к выводу, что $\theta_3'' = -B_3 \theta$ для напряженного и деформированного состояний и поля температур. Из этого можно определить общую параметрическую функцию, которая входит в поля напряжений, деформаций, скоростей деформаций и температур, и математически выразить друг через друга. Таким образом

$$\exp(-\theta) = \left(\frac{H_i}{2 \cdot C_{\xi}}\right)^{\frac{1}{B_1}} =$$
$$= \left(\frac{\Gamma_i}{2 \cdot C_{\varepsilon}}\right)^{\frac{1}{B_2}} = \left(\frac{T}{C_T \cdot (\sin B_3 \Phi + \cos B_3 \Phi)}\right)^{\frac{1}{B_3}}.$$

Подставляя в выражение для сопротивления деформации, получим

$$T_{i} = \chi \cdot (H_{i})^{\frac{A_{1}'}{B_{1}}} \cdot (\Gamma_{i})^{\frac{A_{2}'}{B_{2}}} \cdot (T^{"})^{\frac{A_{3}'}{B_{3}}}.$$
 (13)

Выражение (13) по своей форме соответствует зависимости напряжения текучести от скорости, степени деформации и температуры, представленной в работе [1].

Анализ полученных результатов

Для анализа полученного результата использовали выражения (6) для изучения напряженного состояния пластической среды при плоской осадке на шероховатых плитах.

Если задачу привести к более простой математической модели ($A'_2 = A'_3 = 0$), то выражения (6) соответствуют решениям [5]

$$\kappa = C_{\sigma} \cdot \exp(-A_{1}^{'}\theta) ,$$

$$\tau_{xy} = C_{\sigma} \cdot \exp(-A_{1}^{'}\theta) \cdot \sin(A\Phi) ,$$

$$\sigma_{x} = C_{\sigma} \cdot \exp(-A_{1}^{'}\theta) \cdot \cos(A\Phi) + \sigma_{0} + f(y) + C ,$$

$$\sigma_{y} = -C_{\sigma} \cdot \exp(-A_{1}^{'}\theta) \cdot \cos(A\Phi) + \sigma_{0} + f(x) + C.$$
(14)

Из условия пластичности $\sigma_0 = -2 \cdot k \cdot \cos A \Phi$, $C = k_0$. Функции $A \Phi$ и θ гармонические. Из уравнения Лапласа и соотношений Коши-Римана получили выражения для определения указанных функций в виде координатного полинома

$$A\Phi = AA_{6} \cdot x \cdot y - AA_{13} \cdot x \cdot y \cdot (x^{2} - y^{2}),$$

$$\theta' = - \begin{cases} 0.5 \cdot AA_{6} \cdot (x^{2} - y^{2}) - \\ -AA_{13} \cdot [0.25 \cdot (x^{4} + y^{4}) - 1.5 \cdot x^{2} \cdot y^{2}] \end{cases}.$$

В выражениях постоянные величины определялись из реальных граничных условий

$$AA_6 = 4 \cdot \frac{\Psi_0}{l \cdot h}, \ AA_{13} = 16 \cdot \Psi_1 \cdot \frac{l - 2 \cdot h}{l^3 \cdot h \cdot (l + h)},$$
$$\Psi_0 = \operatorname{arctg}[2 \cdot f \cdot (1 - f)], \ \Psi_1 = \operatorname{arctg}[1, 7 \cdot f \cdot (1 - f)]$$

где *l* и *h* – длина, и высота очага деформации при осадке полосы,

f – коэффициент трения,



*k*₀ – сопротивление сдвигу в начале очага деформации на контакте.

При этом коэффициент

$$C_{\sigma} = \frac{k_0}{\cos A\Phi_0} \cdot \exp(-\dot{\theta_0}),$$

$$A\Phi_0 = AA_6 \cdot \frac{l \cdot h}{4} - AA_{13} \cdot \frac{l \cdot h}{4} \cdot \left(\frac{l^2}{4} - \frac{h^2}{4}\right),$$

$$\dot{\theta_0} = -A\theta_0 = -\begin{cases} 0.5 \cdot AA_6 \cdot \left(\frac{l^2}{4} - \frac{h^2}{4}\right) - \\ -AA_{13} \cdot \left[0.25 \cdot \left(\frac{l^4}{16} + \frac{h^4}{16}\right) - 1.5 \cdot \frac{l^2 \cdot h^2}{16}\right] \end{cases}$$

Подставляя в (14) компоненты тензора напряжений, имеем

$$\sigma_{x} = -k_{0} \cdot \frac{\exp(\theta' - \theta'_{0})}{\cos A \Phi_{0}} \cdot \cos A \Phi + k_{0},$$

$$\sigma_{y} = -3 \cdot k_{0} \cdot \frac{\exp(\theta' - \theta'_{0})}{\cos A \Phi_{0}} \cdot \cos A \Phi + k_{0}, \quad (15)$$

$$\tau_{xy} = k_{0} \cdot \frac{\exp(\theta' - \theta'_{0})}{\cos A \Phi_{0}} \cdot \sin A \Phi.$$

Результаты расчета по формулам (15) приведены на рис. 1.....4. Показано, что распределение контактных напряжений реагирует на фактор формы очага деформации $\frac{l}{h}$ и коэффициент трения f. Относительные нормальные напряжения $\sigma_y / 2k_0$, относительные касательные напряжения τ_{xy} / k_0 . Результаты расчетов совпадают с реальными эпюрами контактных напряжений [6]. Следует подчеркнуть, что выражения (15) едины для всего очага деформации и нет необходимости разбивать его на отдельные зоны контактного трения [7].



Рис. 1. Распределение нормальных и касательных напряжений на контакте при осадке на шероховатых бойках l / h = 8, f = 0,1...0,5



Рис. 2. Распределение нормальных и касательных напряжений на контакте при осадке на шероховатых бойках f = 0.3,



Рис. 3. Распределение нормальных напряжений по высоте полосы при осадке на шероховатых бойках l/h = 8,

f = 0, 1...0, 5

Полученные результаты качественно и количественно отражают общие закономерности распределения полей тензора напряжений по всему очагу деформации. В полной мере удовлетворяют граничным условиям. Предложенная методика и, в частности, выражения (15) могут быть рекомендованы для расчетов разнообразных прикладных задач.

Показано, что предложенная сложная модель пластической среды, базирующаяся на замкнутом решении, может служить некоторым обобщением для создания теории пластичности, соединяющем деформационную теорию и теорию пластического течения.

Перечень ссылок

 V.V. Chygyryns'kyy, I. Mamuzic, G.V. Bergeman. Analysis of the State of Stress of a Medium under Conditions of Inhomogeneous Plastic Flow // Metalurgija. Zagreb. – 2004. – vol. 43, br. 2. – P. 87-93.



Рис. 4. Распределение нормальных напряжений по высоте полосы при осадке на шероховатых бойках f = 0,3,

- Тихонов А.Н., Самарский А.А. Уравнения математической физики. М.: Наука, 1977. 735 с.
- Малинин Н.Н. Прикладная теория пластичности и ползучести. – М.: Машиностроение, 1975. – 399 с.
- Качанов Л.М. Основы теории пластичности. М.: Наука, 1969. – 419 с.
- Аркулис Г.Э., Дорогобид В.Г. Теория пластичности. – М.: Металлургия, 1987. – 251 с.
- Чекмарев А.П., Клименко П.Л. Экспериментальное исследование удельных давлений на контактной поверхности при прокатке в калибрах / / Обработка металлов давлением: Сб. тр. Днепропетровского металлургического ин-та. Харьков, М., 1960. Вып. 39.
- Сторожев М.В., Попов Е.А. Теория обработки металлов давлением. – М.: Машиностроение, 1977. – 422 с.

Отримано замкнене рішення плоскої задачі узагальненої теорії пластичности. Теоретично визначено модель складного пластичного середовища. Показано рішення з використанням деформаційної теорії і теорії пластичного плину. Проведено аналіз рішення задачі для простого середовища, що зміцнюється.

It is received closed decision of the flat problem generalized theories of plasticity. Model of the complex plastic ambience is theoretically determined. Decisions are shown with use strain theories and theories of the plastic current. Analysis of the decision of the problem for simple hardening ambiences has been carried out.

УДК 621.396.6(045)

Д. М. Сергеев

АВТОМАТИЧЕСКОЕ ЗАЩИТНОЕ УСТРОЙСТВО ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ УСТАНОВОК ОТ ПРЕВЫШЕНИЯ ТОКА НА ДЖОЗЕФСОНОВСКИХ ПЕРЕХОДАХ

Рассмотрен вопрос о создании автоматического защитного устройства энергетических установок от превышения тока на джозефсоновских переходах.

Введение

Традиционные методы автоматической защиты энергетических установок от превышения тока имеют ряд недостатков: сложность схем, сравнительно большие габариты, даже иногда утеря защитной способности из-за выхода из строя радиоэлементов или микросхем. В данной работе рассмотрен вопрос о создании автоматической защиты энергоустановок от превышения тока на джозефсоновских переходах.

С открытием высокотемпературной сверхпроводимости (ВТСП) с критической температурой, большей, чем температура дешевого и доступного жидкого азота (77,3 К), бурно развивается разработка и применение новых технических устройств передачи, преобразования и сохранения энергии на сверхпроводимости [1-3]. Особенно расширились практические использования сверхпроводящих слабых связей (слабой сверхпроводимости), являющихся физическими объектами, в которых имеет место эффект Джозефсона [4].

Эффект Джозефсона

Под эффектом Джозефсона понимают совокупность явлений при протекании электрического тока через слабую связь между двумя массивными сверхпроводниками (слабой сверхпроводимости). Примерами таких связей являются: туннельный переход, узкий сверхпроводящий мостик (мостик Дайема), S-N-S контакт (сверхпроводник – нормальный металл – сверхпроводник), точечный контакт и др. [5-7].

Величина постоянного сверхпроводящего тока (сверхток) через сверхпроводящую слабую связь (джозефсоновский переход (ДП)) представляет собой периодическую функцию разности фаз волновых электродов $\varphi = \chi_1 - \chi_2$. В некоторых случаях зависимость сверхтока от джозефсоновской фазы описывается гармонической функцией:

$$I_S = I_C \sin \varphi, \tag{1}$$

где I_S – сверхпроводящий ток, I_C – критичекий

© Д. М. Сергеев, 2008

ток, ϕ – разности фаз волновых электродов или джозефсоновская фаза.

При отсутствии тока через ДП $\varphi = 0$, а при протекании максимального сверхтока I_S , равного I_C , джозефсоновская фаза равна $\pi/2$. При протекании постоянного тока через ДП меньше критического I_C ($I < I_C$), напряжение на контакте равно нулю (рис. 1, *a*). Это явление носит название стационарный эффект Джозефсона. А при протекании через переход тока больше критического I_C ($I > I_C$) появляется напряжение, равное

$$V = I_n R_n \,, \tag{2}$$

где R_n – нормальное сопротивление перехода (рис. 1, δ). Это явление называется нестационарным эффектом Джозефсона.

Наиболее важной характеристикой ДП является вольт-амперная характеристика (ВАХ), представляющая зависимость среднего напряжения на переходе \overline{V} от задаваемого через него тока *I*. Исследование ВАХ ДП является мощным инструментом изучения физических процессов, определяющих токоперенос через такие контакты, так как ВАХ отражает внутреннюю динамику сверхпроводящих переходов. Изучения ВАХ слабой сверхпроводимости расширяет возможность применение джозефсоновских контактов в сверхпроводящей электронике.

При отсутствии емкости ВАХ ДП описывается выражением (3) и состоит из одной сверхпроводящей ($\overline{V} = 0$) и из двух резистивных ($\overline{V} \neq 0$) ветвей (рис. 2):

$$\frac{\overline{V}}{V_C} = \operatorname{sign}(I) \left[\left(\frac{I}{I_C} \right)^2 - 1 \right]^{1/2} \operatorname{при} |I| > I_C, \quad (3)$$

где V_C , I_C – критические значения напряжения и тока.



Рис. 1. Эффекты Джозефсона:

а – стационарный; б – нестационарный



Рис. 2. Вольт-амперная характеристика джозефсоновского перехода

Принцип работы автоматического защитного устройства энергетических установок от превышения тока на джозефсоновских переходах

Предлагаемое автоматическое защитное устройство основано на эффектах Джозефсона (рис. 1). Активным элементом данного защитного устройства является джозефсоновский переход. В зависимости от параметров энергоустановок определяются типы и параметры ДП. Значение критического тока *I*_C можно регулировать подбором геометрической протяженности перехода: чем больше геометрическая протеженность перехода, тем меньше значения критического тока I_C. На рис. 3 приведена схема включения автоматического защитного устройства. При нормальном режиме работы устройства 2 (источник питания, предварительный каскад и т.п.) через активный элемент (ДП) протекает ток величиной, не превышающей установленного значения (*I* < *I*_C). Блок 3 – оконечное устройство или потребитель (защищаемое устройство). При отклонении величины выходного тока на сторону повышения $(I > I_C)$ на ДП наблюдается падение напряжения (2), которое поступает на управляющий блок 1. Управляющий блок обусловливает понижение выходного тока и нормализирует работу блока 2.

При мгновенном многократном превышении величины тока сверхпроводящие слои активного элемента переходят из сверхпроводящего состояния в нормальное. При этом сопротивление активного элемента резко увеличивается [8].

Выводы

Предлагаемое автоматическое защитное устройство энергоустановок от превышения тока на джозефсоновском переходе имеет ряд преимуществ по сравнению с традиционными:

- повышение надежности защиты;

- увеличение быстродействия (реагирует на превышение тока быстрее 1/50 сек);

- отсутствие размыкающих контактов;
- простота устройства и малые габариты.

В перспективе для повышения надежности работы в качестве активных элементов защитных устройств возможно использование системы джозефсоновских контактов.

Перечень ссылок

- Шмидт В.В. Введение в физику сверхпроводников. – М.: Наука, 1982. – 238 с.
- Лихарев К.К. Введение в динамику джозефсоновских переходов. – М.: Наука, 1985. – 302 с.
- Бароне А., Патерно Дж. Эффект Джозефсона. Физика и применения. – М.: Мир, 1984.
- Корнев В.К. Эффект Джозефсона и его применение в сверхпроводящей электронике // Соросовский образовательный журнал. Т. 7. № 8. 2001. С. 83-90.
- Лихарев К.К. Сверхпроводящие слабые связи: стационарные процессы // УФН. – Т. 127. – Вып.



Рис. 3. Схема включения автоматического защитного устройства на джозефсоновских переходах:

1 – блок управления, 2 – предварительное устройство или источник питания, 3 – защищаемое устройство

2. - 1979. - C. 185-218.

- Сергеев Д.М. Шункеев К.Ш. Моделирование вольт-амперной характеристики джозефсоновского перехода // Вестник Карагандинского университета. – № 1(49). – 2008.– С. 33-37.
- Куприянов М.Ю., Лихарев К.К. Эффект Джозефсона в ВТСП // УФН. – Т. 160. – Вып. 5. – 1990. – С. 49-87.
- Сергеев Д.М. Сверхпроводящий прерыватель тока // Вестник двигателестроения, 2006.– № 2. – С. 29-31.

Поступила в редакцию 19.02.2008

Розглянуто питання про створення автоматичного захисного пристрою энергетичних установок від завишеного току на джозефсоновських переходах.

The topic of producing automatic defensive of energy plants from current exceeding at Josephson's junctions is considered.

УДК: 629.7.036.22.001 (024)

М. А. Катренко

НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ СОВМЕСТНОЙ РАБОТЫ СВЕРХЗВУКОВОГО ДИФФУЗОРА И РАКЕТНОЙ СТУПЕНИ РАКЕТНО-ПРЯМОТОЧНОГО ДВИГАТЕЛЯ

Проведенное исследование посвящено анализу некоторых особенностей согласования основных параметров сверхзвукового воздухозаборника и жидкостной ракетной ступени (ЖРД) комбинированного, ракетно-прямоточного двигателя (РПД).

Введение

Совокупность воздушного контура и ракетной ступени в составе РПД представляет из себя, достаточно сложную техническую систему. Разнообразие конфигураций различных элементов этого типа двигателя обусловливает сложность согласования их совместной работы. Вместе с тем, имеющиеся публикации по тематике ракетно-прямоточных двигателей говорят о перспективности их использования в летательных аппаратах с широким диапазоном назначения и применения, и актуальности работ и исследований.

Цель исследования

Целью данной работы является определение основных особенностей совместной работы сверхзвукового входного устройства и камеры сгорания жидкостной ракетной ступени комбинированного, ракетно-прямоточного двигателя.

Результаты исследования

Из уравнения сохранения массы, протекающей через сечения h и входа в камеру смешения двигателя ∂ , (рис. 1) [1, 2]:



Рис. 1. Схема совместной работы диффузора и ступени ЖРД РПД

© М. А. Катренко, 2008

$$\frac{P_H^* F_H^* q(\lambda_H)}{\sqrt{T_H^*}} = \frac{P_A^* F_A^* q(\lambda_A)}{\sqrt{T_A^*}}.$$
 (1)

В процессе адиабатного повышения давления воздуха в диффузоре примем, что полная температура воздуха проточной части воздухозаборника постоянна. Отсутствует влияние диссоциации компонентов воздуха на газовую постоянную *R* и показатель адиабаты *k*. Воздухозаборник выполнен с оптимальной системой скачков – четырехскачковой (3 косых скачка + 1 прямой скачок).

Известно, что для достижении максимального $\sigma_{\mathcal{A}}$ для системы *m* - 1 косых и одного прямого скачков при фиксированном значении *Mн* значения нормальных к фронту косых скачков компонент числа *M* одинаковы:

$$M_{HN} = M_1 n = \dots = idem$$
или
Мнп sin $\alpha_n = M_1 n \sin \alpha_1 = \dots = idem.$

Отсюда следует равенство отношения полных давлений на косых скачках, а также равенство отношений других параметров. Число M перед прямым скачком в оптимальной системе должно быть меньше, чем в косых скачках [3].

Тогда, очевидно, что отношение соответствующих площадей диффузора можно выразить в виде:

$$\frac{F_H}{F_{\mathcal{I}}} = \frac{M_H \cdot \varepsilon(M_{\mathcal{I}})}{M_{\mathcal{I}} \cdot \varepsilon(M_H)} \cdot \frac{1}{\sigma_{\mathcal{I}}}, \qquad (2)$$

где
$$\sigma_{\mathcal{I}} = \prod_{1}^{m} \sigma_{KCI} \cdot \sigma_{\mathcal{I}}^{*}$$
.

На рис. 2 представлены зависимости *F* $_{H}/F\partial = f(Mn, M\partial, \sigma_{\Pi}).$

Из рис. 2 видно, что в диапазоне чисел *Mn* 1÷6, при незначительном изменении площади входа в

Общие вопросы двигателестроения



Рис. 2. Зависимости $F_H/F\partial = f(Mn, M\partial, \sigma_{\Pi})$

деляется из соотношения:

воздухозаборник, сохранении максимального восстановления полного давления и числа $M\partial$, его относительная площадь уменьшается более чем в 10 раз.

Это потребует использования комбинированных методов регулирования проточной части. В то же время для поддержания расчетности сопла ракетной ступени, необходимо изменять его высотность. Особенно это обстоятельство важно для односопловой, осесимметричной схемы РПД.

Так например, для ракетной ступени, используемой в составе РПД с параметрами:

- компоненты топлива: кислород + керосин;
- давление в камере сгорания 1500000 Па;
- коэффициент избытка окислителя $\alpha = 0,8;$
- массовый расход топлива m = 278 кг/с;

 диаметр критического сечения камеры сгорания 0,22 м;

- изменение статического давления на срезе сопла от 100000 Па до 15000 Па, диаметр среза сопла, при условии соблюдения его расчетности будет изменяться от 0,99 м до 2, 49 м – т.е. более 2,5 раз.

Для компонентов топлива кислород + водород, при тех же параметрах изменение диаметра среза сопла будет изменяться более, чем 2,6 раза.

С учетом того, что для рассматриваемой схемы РПД площадь поперечного сечения двигателя опре-

$$F_{\pi B} = F_C + F_{\pi}, \qquad (3)$$

то при изменении высотности ракетной ступени появится кольцевое $F\kappa$ пространство, затрудняющее процесс смешения воздуха и продуктов сгорания

$$F_{\mathcal{I}\mathcal{B}} = F_C^* + F_{\mathcal{I}} + F_K$$

Следовательно, для выполнения (3) необходимо увеличивать площадь на выходе из диффузора, что приведет к уменьшению приведенной скорости воздуха.

Если же сопло ЖРД не регулируемо и поддерживается звуковая скорость воздуха в выходном сечении диффузора, ступень ЖРД будет работать на режиме перерасширения, и в случае достижения значения $\lambda c = 1$ и уровня критического теплоподвода в двигателе, произойдет запирание воздушного контура.

В случае работы ступени ЖРД на режиме недорасширения и при околозвуковых скоростях воздуха во втором контуре двигателя (рис. 3) также возможен режим запирания воздухозаборника при достижении потоком воздуха в некотором сечении камеры смешения скорости звука. Для определения условий запирания используем уравнения количества движения и сохранения



Рис. 3. Режим запирания воздухозаборника РПД

массы для участка 1-2 цилиндрической камеры смешения рис. 3. В данном случае есть определенная условность вследствие того, что подразумеваются несмешивающиеся потоки.

Для несмешивающегося воздушного потока имеем:

$$\frac{F_{\mathcal{I}}^{*}}{F_{B}^{*}} = \sqrt{\frac{T_{\mathcal{I}} \cdot \tau(\lambda_{B})}{T_{B} \cdot \tau(\lambda_{\mathcal{I}})}} \cdot \frac{P_{B}^{*}}{P_{\mathcal{I}}^{*}} \cdot \frac{1}{q(\lambda_{\mathcal{I}})}.$$
 (4)

Для струи газов из ступени ЖРД и воздуха второго контура уравнение количества движения:

$$\frac{k+1}{k} \cdot a_{KP\mathcal{I}} \cdot \left(Z(\lambda_{\mathcal{I}}) - 2 \right) \cdot G_{B} = \frac{k_{C} + 1}{k_{C}} \left(\stackrel{\bullet}{m_{OK}} \stackrel{\bullet}{m_{\Gamma}} \right) \cdot a_{KP,C} \cdot \left(Z(\lambda_{C}^{'}) - Z(\lambda_{C}) \right), \quad (5)$$

Откуда с учетом
$$n = \frac{G_B}{\begin{pmatrix} \bullet & \bullet \\ m_{OK} + m_{\Gamma} \end{pmatrix}}$$
 и

$$X = \frac{k+1}{k_C+1} \cdot \sqrt{\frac{k}{k+1} \cdot \frac{k_C+1}{k_C}}$$
получим:

$$n = \sqrt{\frac{T_C^*}{T_{\mathcal{A}}^*} \cdot \frac{X \cdot \left(Z(\lambda_C) - Z(\lambda_C)\right)}{\left(Z(\lambda_{\mathcal{A}}) - 2\right)}}.$$
 (6)

Подставив (5) в (4) получим:

$$\frac{F_{C}^{'}-F_{C}+1}{F_{B}} = \sqrt{\frac{T_{C}\cdot0.833}{T_{B}\cdot\tau(\lambda_{\mathcal{I}})}} \cdot \sigma_{1-2} \cdot \frac{1}{q(\lambda_{\mathcal{I}})} \cdot \frac{X}{n} \frac{\left(Z(\lambda_{C}^{'})-Z(\lambda_{C})\right)}{\left(Z(\lambda_{\mathcal{I}})-2\right)}, \quad (7)$$

где σ_{1-2} – коэффициент восстановления полного давления на участке 1-2.

Газодинамическая функция $Z(\lambda'c)$, как неизвестная величина в уравнении (6), выражается через параметры проточной части и потоков в виде: - 18 –

$$Z(\lambda_{C}') = \sqrt{\frac{T_{\mathcal{A}}}{T_{C}}} \cdot \frac{1}{X} (Z(\lambda_{\mathcal{A}}) - 2) + Z(\lambda_{C}) =$$

$$\frac{F_{C}}{F_{\mathcal{A}}} \cdot \frac{q(\lambda_{\mathcal{A}})}{q(\lambda_{C})} \cdot \frac{\pi(\lambda_{C})}{\pi(\lambda_{\mathcal{A}})} \cdot (Z(\lambda_{\mathcal{A}}) - 2) + Z(\lambda_{C}) =$$

$$\frac{q(\lambda_{\mathcal{A}})}{q(\lambda_{C})} \cdot \frac{F_{C}}{F_{\mathcal{A}}} \cdot \frac{P_{\mathcal{A}}^{*}}{P_{C}^{*}} \cdot (Z(\lambda_{\mathcal{A}}) - 2) + Z(\lambda_{C}), \qquad (8)$$

Объединив уравнения (7) и (8) и предположив изоэнтропичность течения в рассматриваемых сечениях можно определить приведенную скорость потока продуктов сгорания, статическую температуру воздуха в сечении 2 и коэффициент эжекции *n*, из расчета площадей $F'_C + F_B = F_B + F_A$, соответствующих режиму запирания воздухозаборного устройства. При этом необходимо будет учесть потери в скачках уплотнения расширяющейся струи из сопла ЖРД.

Уравнения 7-8 можно решить численными методами, используя тепловые расчеты ступени ЖРД для различных значений полных давлений на срезе сопла ракетной ступени и чисел M полета. В частности, это обусловлено различием процесса расширения сверхзвуковой струи в потоке движущегося газа от свободного расширения. Поэтому площадь струи в сечении запирания F'c аналитически вычислить достаточно трудно.

Например, на рис. 4. приведена зависимость коэффициента эжекции на режиме запирания, при

$$\varepsilon = \frac{F_C}{F_{\mathcal{I}}} = 0,5$$
, $\overline{P_C^*} = \frac{P_C^*}{P_{\mathcal{I}}^*} = 5$ и различных *Mn*.

Рис. 4. Зависимость коэффициента эжекции от параметров работы РПД

Если же в камере смешения и дожигания установится такой режим течения, что дозвуковая смесь газов и воздух на выходе из диффузора достигнут скоростей звука – будет также существовать режим запирания. Для этого случая критическая степень эжекции, при догорании топлива из ракетной ступени и без подвода дополнительного топлива

$$\frac{G_B}{\left(m_O + m_\Gamma\right) \cdot \left(\alpha_{\mathcal{K}P\mathcal{I}} \cdot K_m\right)} = 0$$
 может быть опре-

делена по соотношению:

$$n = \frac{1}{\frac{Z(\lambda_C)^2}{\overline{P}^2} \cdot \left[\frac{1}{\overline{P}} + \frac{1}{\overline{P}^2} + \frac{1}{Z(\lambda_C)^2} - \frac{1}{4}\right]},$$

где
$$\overline{P} = \sqrt{\frac{R_C}{R_B} \cdot \frac{T_C^*}{T_B^*} \cdot \left(\frac{k_C \cdot (k+1)}{k \cdot (k_C + 1)}\right)} \cdot Z(\lambda_C) \cdot \left(\frac{k \cdot (k_C + 1)}{k_C \cdot (k+1)}\right),$$

и представлена на рис. 5.

Выводы

1. Проточная часть РПД должна быть регулируема как по сверхзвуковому диффузору, камере сгорания ЖРД так и по камере смешения и дожигания РПД и реактивному соплу.

2. Можно получить для фиксированного числа *Mn* и параметров двигателя ЖРД множество конфигураций проточной части, при которых может реализовываться помпажная работа воздухозаборника.

 Глубина регулирования рассмотренных элементов РПД изменяется в очень широких пределах.



Рис. 5. Зависимость критического коэффициента эжекции РПД от относительной удельной тяги РПД

Перечень ссылок

- Зуев В.С., Макарон В.С. Теория прямоточных и ракетно-прямоточных двигателей. – М: Машиностроение, 1971. – 367 с.
- Орлов Б.В., Мазинг Г.Ю. и др. Основы проектирования ракетно-прямоточных двигателей. – М: Машиностроение, 1967. – 424 с.
- Теория и расчет воздушно-реактивных двигателей. Под ред. С.М. Шляхтенко. – М: Машиностроение, 1987. – 568 с.

Поступила в редакцию 25.02.2008

Проведене дослідження присвячене аналізу деяких особливостей узгодження основних параметрів надзвукового повітрозбірнику і рідинного ракетного двигуна (РРД) комбінованого, ракетно-прямоточного двигуна (РПД).

The carried out research is devoted the analysis of some features of the coordination of main parameters of the supersonic air intake and a liquid rocket stage (LRS) of the rocket based combined cycle engine (RBCC).

УДК 629.764

В.В. Ємець

ОЦІНКА ТЕПЛОФІЗИЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОЛІЕТИЛЕНУ В УМОВАХ ГАЗИФІКАЦІЙНОЇ КАМЕРИ СПАЛИМОЇ РАКЕТИ-НОСІЯ

Експериментально оцінені в першому наближенні температурні залежності для теплоємності, теплопровідності, густини і питомої тепловитрати на термічну деструкцію. Основною частиною експериментальної установки є електричний нагрівач, оточений шаром поліетилену і термопарами. Робиться висновок, що низька температуропровідність і суттєві витрати тепла на деструкцію визначатимуть зубчасту або конічну форму газифікаційної камери спалимої ракети-носія.

Вступ

Поява сучасних доступних технологій створення ефективних мікро-, нано- і пікосупутників викликала проблему розробки дешевої малої ракетиносія (РН), спеціально призначеної для запуску малих космічних апаратів. Для України ця проблема зараз тимчасово дещо пом'якшується можливістю доступу до конверсійних РН, але, наприклад, для США вона вже набула критичної гостроти. Згідно [1] Міністерство оборони США за допомогою сучасних РН здатне вивести лише 20 % від потрібних корисних вантажів, значна частина яких є мікросупутники. Університетські мікро- і наносупутникові програми США, такі як DoD-University Nanosatellite, CATSAT, Starshine II, Explorers, відкладені на невизначений час із-за проблем, пов'язаних із запуском [1]. Навіть запуск мікросупутника руками космонавта вважається фахівцями із Великої Британії набагато дешевшим шляхом, ніж запуск за допомогою сучасної РН [2].

На нашу думку, застосування спалимих РН (СРН) [3] може розглядатися як один із способів розв'язання цієї проблеми, яка, напевно, незабаром постане для широкого кола країн. Ос-кільки СРН не мають баків, як окремих конструктивних елементів, то зменшується вплив масштабного фактора і, тому. мала СРН може мати високу масову досконалість і, навіть, бути реалізована в одноступінчастому варіанті при використанні вуглеводневого пального [4, 5]. В СРН поліетиленова (ПЕ) бакова оболонка послідовно перетворюється на газ в газифікаційній камері (ГК) і спалюється в камері згоряння як основне пальне. Методика розрахунку ГК запропонована в [6]. Наголошується, що для цього розрахунку треба мати залежності теплофізичних характеристик ПЕ в широкому температурному діапазоні – впритул до температури повної газифікації. Величини теплоємності та теплопровідності ПЕ за порівняно низьких температур ϵ в літературі, наприклад [7, 8, 9], але потрібні залежності за високих температур нам не відомі, тому постала задача оцінити їх експериментально.

Обладнання і методика проведення експерименту

Основною частиною експериментальної установки (рис. 1) є стакан із термотривкого скла ємністю 5·10⁻⁵ м³, заповнений поліетиленом (використовувався поліетилен високого тиску марки 15803-020). Всередину стакана вміщений електричний нагрівач, потужність якого протягом експерименту змінювалась від 13,5 до 46,5 Вт. Між нагрівальним елементом і стінкою стакана на різних відстанях від нагрівача розташовані чотири хромель-алюмелеві термопари. Перша термопара прикріплена до нагрівача, четверта – до внутрішньої стінки стакана, друга та третя розташовані між ними. Стакан з ПЕ вміщується у внутрішній термос (скляний), а внутрішній термос - у зовнішній (металевий). Термоси розміщуються в посудині з водою таким чином, що вода перешкоджає проникненню зовнішнього повітря всередину термосів. Для контролю температури газів, що знаходяться всередині термосів, в газовій порожнині внутрішнього термоса розташована термопара. Водяний замок практично не перешкоджає виходу газоподібних продуктів термічної деструкції назовні, оскільки його висота становить лише кілька сантиметрів. Разом з тим, таке влаштування дозволяє наближено оцінити швидкість утворення газів за допомогою спостереження за бульбашками, що виходять назовні через воду.

Оскільки температуропровідність ПЕ досить низька (він може бути застосований як руйнівне теплозахисне покриття [10]), різке нагрівання цього матеріалу призводить лише до швидкої газифікації тонкого прошарку, що безпосередньо прилягає до нагрівача (в безкисневому середовищі). З цієї причини нагрівання треба проводити повільно. В наведеному пристрої потужність електричного нагрівача спочатку була найменшою, а потім тричі дискретно збільшувалась протягом експерименту. Додавання потужності (приблизно 50 %) здійснювалось експериментатором кожного разу, коли зростання температури ПЕ припинялось. Фіксувались такі параметри: дані термопар T, потужність нагрівача N, об-'ємна швидкість газоутворення G, час t.



Рис. 1. Схема експериментальної установки (розміри наведені в мм):

 посудина з водою; 2 – газові бульбашки; 3 – зовнішній термос; 4 – внутрішній термос; 5 – стакан заповнений ПЕ; 6 – електричний нагрівач; 7 – об'єм, заповнений газоподібними продуктами термічної деструкції ПЕ; 8 – термопари Дані одного з експериментів, що тривав 5 ½ годин представлені на рис. 2. Привертає увагу добре окреслена хвиляста форма температурних кривих 1, яка, на наш погляд, потребує пояснення. Зауважимо, що ПЕ не має певних точок плавлення і газифікації. Розм'якшення ПЕ починається приблизно при 105.....130 °C (в залежності від марки) [7, 8], в'язкість розплаву зменшується в міру зростання температури. Термічна деструкція ПЕ розпочинається за температури приблизно 290 °C, газифікація – близько 360 °C, її швидкість збільшується із зростанням температури і має максимум коло 430 °C, а за 475 °C ПЕ практично повністю перетворюється на газ (за умови відсутності окислювача) [9].

На нашу думку, температурні «хвилі» можливо пояснити наступним чином. На першій ділянці зростання температури відбувається підвищення внутрішньої енергії певного шару ПЕ, що межує з нагрівачем, до рівня енергії активації, потрібної для початку термічної деструкції (тут і далі розглядаються циліндричні шари). Далі на ділянці падіння температури має місце ендотермічний процес деструкції ПЕ. Падіння температури триває доти, доки витрата тепла на термічну деструкцію не зрівняється з потужністю нагрівача, тоді настає ділянка постійної температури. Наприклад, після першої «хвилі» спостерігаємо ділянку незмінної температури (в інтервалі 10500.....13800 с), причому газоутворення на цей час припиняється. Імовірно, що в цьому інтервалі за порівняно низьких температур термічна деструкція призводить лише до розриву молекулярних лан-



Рис. 2. Експериментальні дані:

I – температура шарів ПЕ, що лежать на відстані R від поверхні нагрівача; 2 – температура в об'ємі, що заповнений газоподібними продуктами термічної деструкції ПЕ; 3 – потужність нагрівача; 4 – швидкість газоутворення

цюгів без утворення летючих з'єднань. Після збільшення потужності нагрівача крім тієї кількості енергії, що витрачається на термічну деструкцію в певному прошарку ПЕ, з'являється ще деяка кількість енергії, яка витрачається на нагрів всіх шарів ПЕ. В процесі підвищення температури вже нові прошарки ПЕ набувають енергію активації термічної деструкції, тому бачимо збільшення газоутворення. Підвищення температури знову триває доти, доки термічна деструкція не охоплює таку кількість ПЕ, що витрати енергії на деструкцію перевищують її надходження. Тоді температура знову знижується, і швидкість газоутворення уповільнюється і т. д. Процес триває до повної газифікації. Кількість «хвиль», очевидно, залежить від дискретності додавання потужності.

Обробка експериментальних даних

Математична обробка експериментальних даних дозволяє отримати наближені оцінки залежностей від температури таких теплофізичних характеристик ПЕ як теплоємність, теплопровідність, питома тепловитрата (що обумовлена деструкцією) і густина, при деяких припущеннях і спрощеннях. Припустимо, що температурне поле в ПЕ змінюється лише в радіальному напрямку. Тоді теплопровідність можливо оцінити за формулою Фур'є в циліндричній системі координат [11]. Припустимо, що теплопровідність ПЕ, яка підрахована таким чином для деякого моменту часу, відповідає теплопровідності за середньомасової температури ПЕ на цей момент:

$$\lambda(\overline{T}) = \frac{Nk\Delta t \ln \frac{R_4}{R_0}}{2\pi L(T_0 - T_4)},\tag{1}$$

де \overline{T} – середньомасова температура, Δt – час нагрівання, L – довжина нагрівача; T_0 і T_4 – температура ПЕ біля нагрівача і внутрішньої стінки стакана відповідно, R_0 і R_4 – радіус нагрівача і стакана відповідно, k – коефіцієнт, що враховує долю тепла, яка не надходить в ПЕ.

Припустимо, що теплоємність, яка є середньою для всіх шарів ПЕ в деякий момент часу, дорівнює теплоємності за такої температури, яка є середньомасовою в цей момент:

$$c(\overline{T}) = \frac{Nk\Delta t}{\sum_{i} (m_i \Delta T_i)},$$
(2)

де ΔT_i – приріст температури *i*-го прошарку ПЕ за час Δt , m_i – маса *i*-го прошарку.

Припустимо також, що в моменти часу 1½, 2½, 3, 4, 5, 5½ годин (див. рис. 1) вся потужність нагрівача (з урахуванням розсіяння) витрачається лише на термічну деструкцію, ос-кільки в ці моменти температура ПЕ не змінюється. Тоді масове теплопоглинання (витрачання тепла на деструкцію в деякому об'ємі ПЕ, що має одиничну масу):

$$q_m(\overline{T}) = \frac{Nk}{V_o \rho(\overline{T})},\tag{3}$$



Рис. 3. Залежності теплопровідності (а), теплоємності (б), масового теплопоглинання (в) та густини (г) від середньомасової температури ПЕ (експериментальні точки і апроксимаційні криві)

де $\rho(\overline{T})$ еквівалентна густина ПЕ (в припущенні, що початковий об'єм ПЕ V_0 не змінюється), яка зменшується в міру газоутворення і виходу назовні газових бульбашок. З урахуванням *G* і відомої із літератури [12] середньої молекулярної маси газоподібних продуктів термічної деструкції ПЕ ($\mu = 692$):

$$\rho(\overline{T}) = \frac{m_0 - \rho_{gas} \int G(t) dt}{V_0},$$
 (4)

де m_0 – початкова маса ПЕ в стакані, ρ_{gas} – питома маса газоподібних продуктів термічної деструкції ПЕ, $\overline{T} = \overline{T}(t)$. Залежності (1-4) представлені на рис. 3. Різниця між експериментальними точками і апроксимаційною кривою на рис. 3, *г* імовірно пояснюється конденсацією частини газів при контакті з установкою.

Висновки

Висока теплоємність, низька теплопровідність і суттєві тепловитрати на газоутворення означають, що лише тонкий прошарок ПЕ, який безпосередньо контактує з нагрівачем, перебуватиме в ГК в газоподібному стані, а решта ПЕ буде відносно холодною. Це також означає, що швидкість газифікації бакової оболонки СРН буде малою. Отже, для забезпечення потрібного витрачання пального необхідно збільшувати площу газифікації. Наприклад, зубчаста або конічна форма поверхні контакту ГК з ПЕ оболонкою може збільшити витрачання пального на 1-2 порядки.

Наведені залежності теплофізичних характеристик ПЕ можуть розглядатися лише як груба оцінка в першому наближенні і потребують подальшої перевірки і уточнення.

Перелік посилань

- M. Bille, R. Kane. Practical Microsat Launch Systems: Economics and Technology // AIAA/USU Conference on Small Satellites, 2003. http:// www.mitre.org/work/tech_papers/ tech_papers_03/kane_mls.
- 2. HAND satellite project. http://www.aer.bris.ac.uk/ contact/academic/hempsell2.shtml.
- 3. Launch Vehicle with Combustible Polyethylene Fuel Tank. http://perocket.dnu.dp.ua.
- V. Yemets. Launch Vehicle with Combustible Polyethylene Case Gasification Chamber Design Basis // Journal of the British Interplanetary Society, Vol. 61, Issue 1, January 2008, pp. 32-38.
- Ємець В.В. Обтюратор двигунного блоку спалимої ракети-носія // Вісник двигунобудування, 2007. – № 2. – С. 17-23.
- В.В. Смець. Газифікаційна камера спалимої ракети-носія // Вісник двигунобудування. – 2008.
 № 1. – С. 17-21.
- Полиэтилен низкого давления. Научно-технические основы промышленного синтеза / З.В. Архипова, В.А. Григорьев, Е.В. Веселовская и др. – Л.: Химия, 1980. – 240 с.
- Полиэтилен высокого давления. Научно-технические основы промышленного синтеза / А.В. Поляков, Ф.И. Дунтов, А.Э. Софиев и др. – Л.: Химия, 1988. – 200 с.
- Мадорский С. Термическое разложение органических полимеров. М.: Мир, 1967. 328 с.
- Е.А. Джур, С.И. Вдовин, Л.Д. Кучма, В.А. Найденов, Е.Ю. Николенко, Е.И. Ухов. Технология производства космических ракет. – Днепропетровск: Изд-во ДГУ, 1992. – 184 с.
- Основы теплопередачи в авиационной и ракетно-космической технике / В.С. Авдуевский, Б.М. Галицейский, Г.А.Глебов и др. – М.: Машиностроение, 1992. – 528.
- Полиэтилен и другие полиолефины / Под ред. П.В. Козлова и Н.А. Платэ. – М.: Мир, 1964. – 594 с.

Поступила в редакцию 03.03.2008 Экспериментально определены в первом приближении в широком диапазоне температур теплопроводность, теплоемкость, удельное теплопоглощение и плотность полиэтилена, что необходимо для расчета газификационной камеры сжигаемой ракеты-носител я

В качестве основной части экспериментальной установки использовался электронагреватель, окруженный полиэтиленом и термопарами. Сделан вывод о целесообразности зубчатой или конической формы газификационной камеры сжигаемой ракеты-носителя.

Heat capacity, heat conductivity, density and specific heat uptake (caused by the thermal destruction of the matter) were estimated experimentally as a first approximation. The main part of the experimental plant consisted of an electric heater surrounded by a polyethylene layer and equipped with thermocouples. The experimental data shows the necessity to develop the gasification chamber as a «dental» or conical structure.

УДК 621.4

В. О. Мазін

МЕТОД ВИЗНАЧЕННЯ ЗНАЧИМОСТІ ФАКТОРІВ ПРИ АНАЛІЗІ ДОСКОНАЛОСТІ ТЕПЛОВОГО ДВИГУНА

Уведено поняття і дано визначення значимості факторів досконалості теплового двигуна; запропоновано метод і розроблено економічний підхід точного її визначення. Встановлена похибка і доведена вірогідність значимості за статистичним підходом.

Рівень досконалості (РД) теплового двигуна (ТД) необхідно визначати, враховуючи значимість (*Im*) факторів що впливають (ФД – факторів досконалості). До теперішнього часу було незрозумілим як оцінити значимість хоча б приблизно, методу не існувало; спроби робилися [1-3], результати, однак, сумнівні через необґрунтовані допущення. Відомий метод визначення РД за припущенням рівнозначності факторів [4], оцінка досконалості при цьому має похибку, що треба встановити.

Для автомобільних двигунів головне значення мають потужність і економічність, потім габарити і маса, екологічна чистота, надійність, довговічність і т.д. В авіації на першому плані тяга (потужність) і надійність, малі маса і габарити; показники екологічної чистоти, шум і довговічність тут малозначимі (довговічність – тому що регламентується). Відповідний ряд для стаціонарних двигунів за даним ранжиром виглядає так: потужність, економічність, екологічна чистота і шум, довговічність, надійність... Від двигунів військового призначення (танкових), вимагаються в першу чергу підвищені потужність (рівень форсування) й швидкохідність (прийомистість); надійність для них має звичайну значимість, а довговічність другорядна.

Досконалість, якість ТД встановлюють з аналізу множини показників і характеристик – факторів Z_n ; n – розмір, ширина множини, $i = 1 \dots n$ – порядковий номер і кількість факторів. Значимість фактора – це його важливість щодо досконалості ТД, роль у досконалості, внесок у досконалість. Розрізняють фактори звичайної, високої і дуже високої, низької і дуже низької й зневажливо малої значимості

Якість ТД поліпшують поетапно, значимість факторів при цьому змінюється; множина може скоротитись у разі зменшення значимості аналізованих факторів до зневажливо малої чи розширитись за рахунок сторонніх факторів підвищеної значимості. Розрізняють функції мети і аргументи з їх досягнення, фактори сприятливі й впливові. З методичних розумінь (відсівання другорядних факторів) запроваджена умова: вихідна сума значимостей аналізованих факторів зберігається $\Sigma Im_n = \text{const.}$

На рис. 1 графічна модель методу: площі великого контурного і різних менших прямокутників відповідають сумі значимостей і значимостям окремих факторів; рис. 1, a – випадок ви-хідної рівної значимості, рис. 1, δ ; 1, s – результати її перерозподілу: площі змінилися. За методичної умови контурний прямокутник зберігся у ході вдосконалення ТД, конфігурація, площа і склад менших змінилися.

Значимість фактора пов'язана з зусиллями, витратами щодо його визначення і виконання (час, гроші) і може бути розрахована за еконо-мічний підходом.

Економічний підхід щодо визначення значимості факторів за етапами створення і вдосконалення ТД.

Витрати (*B*) мають трудову і матеріальну складові у грошовому вираженні. Трудові витрати включають розрахунки, розробку технічної документації, матеріальні – придбання матеріалів, технологій, про-



Рис. 1. Графічна інтерпретація значимості аналізованих факторів теплового двигуна:

а – до вдосконалення, б і в – після вдосконалення коли кількість факторів скоротилась і збільшилась; p_κ – ступінь підвищення тиску у компресорі, а – коефіцієнт надлишку повітря, m – маса двигуна, N_e і g_e – ефективні потужність і питома витрата палива, CO₂ – концентрація вуглекислого газу у випускному газі, Довг. – довговічність двигуна

© В. О. Мазін, 2008

грамних і наукових продуктів. Розрізняють витрати з визначення і виконання фактору й зі створення і вдосконалення ТД.

Трудові витрати розподіляються з урахуванням ускладнень, особливостей що мали місце, якщо таких не було – розподіляються порівну. Мате-ріальні витрати розподіляються згідно призначення.

Значимість фактора визначається як відношення витрат на визначення і виконання окремо фактора й у цілому на створення ТД

$$Im = B_{d}/B_{T/I}.$$
 (1)

Якщо аналізований фактор виявився нерезультативним, його значимість змінюється відповідно до витрат все однак (зростає, як правило).

ФД ТД мають абсолютне і питоме виміряння. Значимість питомого фактору являє собою суму значимостей складових в абсолютному вимірянні – згідно визначення: за витратами. При визначенні РД допускається прийняти значимість питомого фактору по значимості в абсолютному вимірянні, якщо фактор зведення враховано самостійно: для питомої потужності N_e/m – маса m.

I етап. Розробка технічного завдання, бібліо-графічне дослідження, розрахунки й ескізний проект.

На І етапі мають місце трудові витрати. Ос-кільки ускладнень з визначенням факторів здебільшого не виникає, сукупні витрати на ТД розподіляються між факторами порівну, у результаті їх (стартова) значимість виявляється однаковою

$$B_{\phi i} = B_{T \square} / n; \quad Im_i = 1/n = \text{idem.}$$
(2)

II етап. Бібліографічне дослідження, математичні експерименти з удосконалення окремих факторів: перерозподіл значимості факторів.

Етап відрізняється аналізом частини факторів, а не усієї множини. Окреслюється коло технічних рішень щодо заходів удосконалення і встановлюються аргументи, ними можуть бути фактори з числа аналізованої множини і сторонні.

Встановлюються витрати щодо факторів і ТД в цілому, відносна зміна витрат на фактори і ТД проти попереднього етапу, відносна зміна значимості факторів

$$Dif_{\phi i} = B_{\phi i}, \kappa B_{\phi i}, \kappa-1, \quad Dif_{T \mu} = B_{T \mu} K B_{T \mu},$$
$$Dif_{\phi i} Dif_{T \mu}, \qquad (3)$$

де к, к-1 – ознаки поточного і попереднього етапів.

Уточнюється значимість. Для задіяних в етапі вдосконалення факторів незалежно від того покращилися вони, погіршилися чи не змінилися,

$$Im_{i,\kappa} = Im_{i,\kappa-1} \cdot Dif_{\phi i} / Dif_{TA}.$$
 (4)

Значимість незадіяних факторів рівномірно зни-

жується з умови збереження первісної суми значимостей $\sum Im_{n, \kappa-1} = \sum Im_{n, \kappa} = \text{const.}$ Вже на цьому етапі виявляються фактори дуже низької і зневажливо малої значимості, що відсіваються.

Сторонній фактор залучається до аналізованих, якщо його значимість низька й вище, інакше відсівається. Значимість членів якісно зміненої множини (при розширенні) рівномірно знижується до відповідності умові збереження $\sum Im_{n}$ = const.

III етап. Дослідний екземпляр, стендові іспити. Бібліографічне дослідження, математичні і фізичні експерименти.

Етап відрізняється матеріалізацією проекту і самою істотною диференціацією факторів за значимістю.

Цільові функції й аргументи можуть змінитися. Дії з визначення витрат й уточнення значимості факторів для цього і наступних етапів такі ж, як для ІІ етапу. Так, за результатами удосконалення встановлюються формат аналізованої множини і значимість факторів за економічним підходом для конкретного виробництва ТД.

Достовірною, об'єктивною є середня значимість з аналізу ряду родинних виробництв (одного типу, класу й призначення)

$$Im_i = \frac{\sum_{j=1}^m Im_{i,j}}{m},\tag{5}$$

де $j = 1 \dots m$ – ознака і кількість родинних виробництв ТД.

При визначенні значимості ФД з аналізу декількох виробництв, вплив серійності, комерційних інтересів й інфляції мінімізується просторо-часовим обмеженням. Розмір вибірки достатній, коли її розширення не змінює значимості. В аналізі ДВЗ Запорізького регіону ці величини склали З виробництва й 4 місяці відповідно [5].

Значимість залежить від розміру аналізованої множини – див. формулу (2). Розрізняють множини: для оцінки значимості ФД, значимих факторів й для визначення РД; перша множина сама загальна, а наступні – підмножини попередніх. Розмір множини факторів щодо визначення РД ТД встановлюється з умови необхідності й достатності, тому що існує межа, за якою його величина майже не змінюється; в поодинокому випадку множини щодо визначення РД ТД і значима збігаються.

Розрахована значимість ФД являє собою числа значно менші одиниці і не сприймається як яскрава характеристика, не зручна для аналізу і визначення РД ТД. Цих недоліків нема, якщо відраховувати значимість відносно одиниці.

Досвід показав, в аналізованій множині завжди

є численна група факторів близької значимості середніх величин — це фактори звичайної значимості, значимість інших істотно більша і менша. Якщо поділити значимість членів аналізованої множини на середню значимість звичайних факторів Im_{mid} і позначити межі, множина калібрується на якісно відрізнені групи зі значимістю, порівняною до одиниці.

У таблиці 1 наведено значимість ФД господарчих стаціонарних ДВЗ за економічним і статистичним [6] підходами і похибку за статистичним підходом відносно більш точного економічного.

Таблиця 1 – Значимість показників і характеристик для досконалості ДВЗ

Texuiuua yanak-	Пi,	дхід	
теристика ЛВЗ	еконо-	стати-	Похибка, %
тернетики дво	мічний	стичний	
<i>N</i> _e , кВт	1,61	1,54	+4,7
g_e , кг/кВт·год	1,47	1,42	+3,3
<i>n</i> , об/хв	1,04	1,53	-31,8
$V_h \cdot 10^6, \mathrm{m}^3$	0,99	1,01	-1,5
α	1,01	1,09	-7,6
ОЧ	0,91	1,02	-11,2
3	1,19	1,11	+6,9
CO, %	1,11	1,03	+8,0
$M_{\kappa p}, \mathrm{H}\cdot \mathrm{M}$	0,72	0,70	+2,4
CO ₂ , %	1,09	1,00	+8,5
Шум, дБ	1,32	1,38	-4,1

Позначення: $V_h - робочий об'єм циліндру; є – ступінь$ стиску; ОЧ – октанове число використовуваного бензину;а – коефіцієнт надлишку повітря; п – частота обертання $колінчастого валу; <math>N_e, M_{\kappa p}$ – ефективні потужність і крутний момент на валу двигуна; g_e – питома ефективна витрата палива; СО, СО₂ – концентрації окису вуглецю і вуглекислого газу у випускному газі.

Висновки

Введено понятие и дано определение значимости факторов совершенства теплового двигателя; предложен метод и разработан экономический подход точного её определения. Установлена погрешность и доказана достоверность значимости по статистическому подходу.

The concept of the factor perfection importance of the thermal engine is entered and its definition is given; the method is offered and the economic approach for its exact definition is developed. The error is fixed and reliability of the importance by statistical approach is proved.

1. Значимість факторів досконалості за статистичним підходом з [7] є достовірною; середня похибка складає 8,2 %., для подібних розрахунків вважається задовільним не більше 10 %.

 Слід звернути увагу на фактори, похибка значимості яких перевищує допустиму, зокрема, для частоти обертання колінчастого валу майже у 3 рази.

 При визначенні РД ТД допускається значимість не брати до уваги, коли усі члени відповідної множини мають порівнянну значимість (рівну у границі).

Перелік посилань

- Парсаданов И.В. Повышение качества и конкурентоспособности дизелей на основе комплексного топливно-экологического критерия: Монография. – Харьков: НТУ «ХПИ», 2003. – 244 с.
- Строков А.П., Парсаданов И.В. Многофакторное исследование процесса смесеобразования дизеля со смещённой форсункой //Сб. науч. тр., посвященный 50-летию МАМИ. – Труды МАМИ. – 1989. – С. 105.
- Clauton R.M. Hydrogen enrichment for lowemission jot Combustion //Evaporate combustion fuels symposium. 172-nd meet. amer. chem. soc. – Washington, D.C., 1978. – P. 267-286.
- Мазин В.А. Обобщенный показатель качества теплового двигателя: метод определения //Вісник двигунобудування, 2008. – № 1. – С. 13-16.
- Мазин В.А. Двигатели внутреннего сгорания Запорожского региона //Восточно-европейский журнал передовых технологий. – Харьков, 2008.
- Мазін В.О. Значимість факторів досконалості теплового двигуна /Авіаційно-космічна тех-ніка і технологія. – Харків: ХАІ, 2008. – С. 53-57.

Поступила в редакцию 28.03.2008

УДК 620.178.1.002.237

В. И. Кубич, Л. И. Ивщенко

КИНЕМАТИКА, ДИНАМИКА РАБОТЫ ТРИБОСОПРЯЖЕНИЯ «ШЕЙКА-ПОКРЫТИЕ-ВКЛАДЫШ» И РЕАЛИЗАЦИЯ В НЕМ ИЗБИРАТЕЛЬНОГО ПЕРЕНОСА

Рассмотрено деформационное нагружение локальных зон контакта элементов трибосопряжения «шейка-покрытие-вкладыш» относительно проявления в нем избирательного переноса. Предложен подход к моделированию кинематики и динамики взаимодействия поверхностей исследуемого трибосопряжения.

Актуальность

Эффективное снижение износа трибосопряжения «шейка-вкладыш» за счет реализации эффекта избирательного переноса (ИП) на основании первичного сформированного покрытия дают возможность значительно повысить долговечность двигателя в целом [1].

Однако, вопрос об обеспечении условий для протекания комплекса структурно-фазовых превращений в зоне поверхностной деформации медьсодержащего пленочного покрытия, свойственных проявлению ИП в трибосопряжении «шейка-вкладыш» является открытым [2, 3].

При исследованиях возможности проявления эффекта ИП с использованием медьсодержащих композиций в двигателях внутреннего сгорания была обнаружена закономерность в виде затухающих колебаний интенсивности изнашивания в зависимости от %-го содержания медьсодержащий композиции, т.е наблюдалась цикличность триботехнических параметров, свойственных ИП [1].

Возбуждение колебательных процессов в трибосопряжении «шейка-покрытие-вкладыш» можно объяснить наличием деформационных зон, т.е. диссипацией энергии в результате динамического нагружения [1, 2].

Вместе с тем конкретные модели и представления о характере деформационного нагружения локальных зон элементов рассматриваемого трибосопряжения, что в определенной мере будет обусловливать протекание процессов, свойственных проявлению ИП, пока отсутствуют.

Особенности взаимодействия элементов рассматриваемого сопряжения

Для сопряжения «шейка-вкладыш» двигателя внутреннего сгорания характерны следующие факторы динамического нагружения: газовая и инерционная составляющая при цикличности установив-

шихся и неустановившихся режимов работы двигателя в процессе эксплуатации [4]. Процесс смены режимов работы сопровождается изменением состояния смазочного слоя - переход от граничного трения к жидкостному трению. В результате такого взаимодействия изменяется геометрия и характер, как первоначального, так и последующего контакта поверхностей: вращательный касательный удар с проскальзыванием, сегментное скольжение, скольжение по фактической площади контакта, осевое смещения шеек коленчатого вала относительно коренных опор блока цилиндров. В зависимости от моментов передачи составляющих динамического нагружения будут неоднозначно изменяться зоны поверхностного деформирования, как структуры покрытия, так и подложки основного материала деталей сопряжения. Неоднократный процесс страгивания зон фрикционного контакта особенно проявляется в режиме «пуска-останова». Наряду с этим начало движения очень редко не сопровождается значительными колебаниями силы трения, вызванными автоколебаниями, которые возникают при малых скоростях скольжения, при падающих фрикционных характеристиках, в процессе пуска и остановки двигателя [5].

Исходя из изложенного трибосопряжение «шейка-вкладыш» с покрытием в процессе работы будет испытывать сложное динамическое нагружение и взаимное перемещение локальных зон фрикционного контакта, характер изменения которых представляет особый интерес с точки зрения влияния их на процессы, свойственные ИП.

Обзор публикаций и анализ методов оценки изнашивания сопряжений

Общепринятая методика экспериментального исследования процессов трения и изнашивания трибосопряжений типа «шейка-вкладыш» предлагает рассматривать и оценивать контактное взаимодействие, при котором учитывается только одномерно направленное нагружение пары трения по классической схеме: тело → контртело → нормальная нагрузка в зоне контакта — беззазорное относительное перемещение одного из элементов → критерии, характеризующие изнашивание данного узла. При этом не в полной мере учитывается роль тангенциальной составляющей нагружения, что может оказаться существенным в образовании и перемещении градиентов напряжений в зонах фрикционных контактов [6, 7, 9-11]. Значительное внимание уделяется элементам схематизации процесса изнашивания и построению его модели, причем на уровне разрушаемых локализованных микрообъемов на дискретных, контактирующих между собой площадках фактического контакта. Однако специфической схемы механизма сложного взаимодействия элементов рассматриваемого сопряжения, которая бы позволяла учитывать объективно изменение направленности, величины нагрузок с одновременной сменой взаимного перемещения зон контакта на микроуровне, пока не представлено.

Классический вариант расчета на износ рабочих поверхностей коленчатого вала двигателей сводится к косвенной оценке удельных давлений действующих на коренные и шатунные шейки. Теоретические диаграммы износа шеек коленчатого вала строятся на основе предположения о том, что его величина пропорциональна средней нагрузке и времени ее действия на каждый участок шейки [4].

Такая методика не позволяет получить объективную картину износа приповерхностных слоев материалов сопряжения «шейка-покрытие-вкладыш» в условиях проявления ИП по двум причинам. Во-первых, не учитывается разновекторность направления и соответственно величины нагружения в зонах локальных деформаций, что будет обусловливать особенность протекания структурных превращения в зонах контакта. Во-вторых, не может быть отражена картина возможного переноса массы модифицированного медьсодержащего слоя с поверхности шейки на поверхность вкладыша и обратно, т.е. не воспроизводится графически цикличность изменения характера изнашивания самого медьсодержащего покрытия. Для последнего в условиях ИП будет характерно некоторое постоянство массы пленочного образования с характерными специфическими свойствами [12].

В связи с этим представляется интересным моделирование механики контактного взаимодействия локальных деформационных зон элементов рассматриваемого сопряжения с учетом его геометрических характеристик и условий работы.

Геометрические характеристики рассматриваемого сопряжения и определение схемы кинематического и динамического взаимодействия его элементов

Для подшипников скольжения коленчатого вала: коренные шейки с вкладышами, шатунные шейки с вкладышами, — характерны осевые и диаметральные зазоры, конструктивно выполняемые для каждого типа двигателей. Численные значения таковых приведены в таблице 1. Коленчатый вал подвергается воздействию значительных осевых усилий, возникающих при выключении сцепления, а также вследствие работы косозубых распределительных шестерен. В собранном узле образуется осевой зазор, обеспечивающий свободное вращение вала, см. в табл. 1 [4, 13].

В рассматриваемом трибосопряжении «шейкавкладыш» с целью последующей реализации ИП используется медьсодержащее покрытие, полученное методом финишной антифрикционной безабразивной обработки (ФАБО) шеек коленчатых валов в специальной адгезионной среде [12]. Толщина данного покрытия составляет от 4 до 10 мкм, в зависимости от технологических факторов обработки [14]. Сам же факт реализации ИП предполагает образование сервовитной пленки из медьсодержащего покрытия с особыми свойствами, толщина которой составляет порядка 2 мкм [2].

Сопоставление общих по маркам двигателей численных значений величин зазоров в подшипниках (табл. 1), толщин медьсодержащего покрытия, и предполагаемой в сопряжении сервовитной пленки (см. табл. 2) вызывает необходимость разработки схемы и механизма оценки взаимного перемещения поверхностей в данном сопряжении в зависи-

Таблица 1 – Зазоры в подшипниках коленчатого вала, мкм

Наименование	Марка двигателя						
	ЗИЛ	Урал	ГАЗ	ЯМЗ	MeM3	BA3	«Москвич»
Шатунные,	26-65	26-65	30-65	56-106	26-71	36-86	30-76
диаметральный	250^{*}	250^{*}	250^{*}	250^{*}	250^{*}	150^{*}	150^{*}
Коренные, диа-	26-65	26-65	30-65	76-120	70-110	50-95	37-82
метральный	250^{*}	250^{*}	250^{*}	250^{*}	200^{*}	150^{*}	150^{*}
Осевой зазор	100-200	100-200	75-175	100-200	40-265	55-265	50-290

* – данные соответствуют предельно допустимым значениям зазоров в подшипнике

мости от действующих сил в трехмерном пространстве. Мало того анализ геометрических характеристик рассматриваемого трибосопряжения показывает, что для оценки изнашивания поверхностей нецелесообразно пренебрегать осевым смещением, вертикальными и горизонтальными перемещениями шейки, тангенциальными и радиальными силами в зоне деформаций, что не принимается во внимание в предлагаемых методиках расчета коленчатых валов на износ.

В соответствии с данными табл. 2 схему взаимного перемещения контактируемых поверхностей элементов подшипника в общем виде можно представить следующим образом, см. рис. 1.

В системе координат OX, OY, OZ приведено возможное движение коренной шейки 6 коленчатого вала 5 относительно оси OX, причем начало координат определено в центре оси вращения шейки. Ось OX представляет направление осевого смещения шейки 6 относительно неподвижного корпуса 3 в пределах осевого зазора, см. табл. 2 значение величины L_1 . Ось OY представляет направление вертикального смещения шейки 6 относительно неподвижного корпуса 3 в пределах осевого зазора, см. табл. 2 значение вертикального корпуса 3 в пределах диаметрального зазора, см. табл. 2 значение величины L_2 . Ось OZ определяет направление бокового смещения шейки относительно неподвижного корпуса 3 в пределах диаметрального зазора, см. табл. 2 значение величины L_3 .

Исходя из приведенного, перемещения относительных смещений зон контакта можно рассмотреть и представить в виде определяемого действующими силами некоторого планетарного движения шейки относительно вкладыша. Учитывая микромасштабность взаимного перемещения элементов данного сопряжения аналогичное взаимное перемещение зон смещений можно трансформировать в локализованные объемы материалов элементов, взаимодействующих на пятнах фактического контакта (как вариант на рисунке показаны направления из точки O_1 пунктиром к слою вкладыша 4 и вдоль медьсодержащего покрытия 1). Т.е. представляется возможным рассматривать взаимное перемещение объема медьсодержащего покрытия, имеющего определенную прочность адгезионной связи с подложкой материала шейки, с объемом структуры антифрикционного покрытия вкладыша в трехмерном пространстве. Причем взаимное перемещение можно рассматривать с учетом различной несущей способности смазочной среды в трибосопряжении.

В соответствии с изложенным при моделировании механики контактного взаимодействия элементов данного сопряжения предлагается учитывать изменения относительных перемещений по углу поворота коленчатого вала φ в трехмерном пространстве, т.е. использовать для математической модели

следующие величины: $\frac{\partial L_1}{\partial \phi}; \frac{\partial L_2}{\partial \phi}; \frac{\partial L_3}{\partial \phi}$. Эти же ве-

личины предлагается использовать для определения контурных площадей контакта, перемещающихся по углу вращения шейки. Контурные площади контакта могут определяться, например, для геометрического взаимного положения поверхностей, приведенного на рис. 2, как (для последующих положений по углу поворота φ аналогичным образом):

$$\partial S_i = \frac{\partial L_2 \partial L}{\partial \varphi}; \quad \partial S_j = \frac{\partial L_3 \partial L}{\partial \varphi}; \quad \partial S_k = \frac{\partial L_1 \partial L_2}{\partial \varphi}, \quad (1)$$

где ∂S_i – элементарная контурная площадь контакта, образованная смещениями относительно оси *OY* и *OX*, без учета осевого смещения, мкм²;

 ∂S_j – элементарная контурная площадь контакта, образованная смещениями относительно оси *OZ* и *OX*, без учета осевого смещения, мкм²;

 ∂S_k – элементарная контурная площадь контакта, образованная смещениями относительно оси *OY* и *OX* на определенном элементарном опорном участке ∂L общей длины контакта *L*, образованным отклонением микропрофильности.

Таблица 2 – Соотношение значений зазоров, обусловливающих взаимное перемещение деталей сопряжения «шейка-покрытие-вкладыш»

Наименорания элементор уала	Смещение L ₁	Смещение L ₂	Смещение L ₃
паименования элементов узла	по оси ОХ, мкм	по оси <i>ОҮ</i> , мкм	по оси ОΖ, мкм
	40-290	26-120	26-120
Поверхность коренной шейки	165**	250*	250*
		73**	73**
	40-290	26-106	26-106
Поверхность шатунной шейки	165**	250*	250*
		61**	61**
Толщина покрытия шейки	4-6	4-6	4-6
Толщина антифрикционного слоя вкладыша	20-45	20-45	20-45
Толщина формируемой пленки	2	2	2



Рис. 1. Схема взаимного перемещения элементов подшипника коленчатого вала:

медьсодержащее покрытие на шейке вала;

2 – вкладыш подшипника; 3 – корпус подшипника;

антифрикционный слой вкладыша подшипника;
 коленчатый вал; 6 – шейка (коренная, шатунная) вала

Для составления картины силового нагружения шеек коленчатого вала предлагается использовать следующие силы: нормальную (радиальную) – F_r , направленную по радиусу кривошипа; тангенциальную – F_{τ} , касательную к окружности радиуса кривошипа, что положено в основу классической методики построения полярных диаграмм нагрузок на шейки коленчатых валов. С учетом наличия осевого перемещения шеек дополнительно предлагается использовать фактор силового нагружения со стороны трансмиссии автомобиля, т.е. использовать силу – F_t , вызывающую осевое смещение шеек, и представить приведенные силы следующим образом, см. рис. 3.

При моделировании механики контактного взаимодействия элементов данного сопряжения предлагается учитывать силовые воздействия по углу поворота коленчатого вала ф в трехмерном пространстве, т.е. использовать в математической модели

величины: $\frac{\partial F_r}{\partial \phi}$; $\frac{\partial F_{\tau}}{\partial \phi}$; $\frac{\partial F_t}{\partial \phi}$.

Эти же величины можно использовать для определения напряжений на контурных площадях контакта, которые будут определяться как:

$$\partial \sigma_r = \frac{\partial F_r}{\partial S_j} = \frac{\partial F_r}{\partial \varphi \partial L L_3}; \qquad (2)$$

$$\partial \sigma_r^1 = \frac{\partial F_r}{\partial S_k} = \frac{\partial F_r}{\partial \varphi \partial L_1 L_2}; \qquad (3)$$

$$\partial \sigma_{\tau} = \frac{\partial F_{\tau}}{\partial S_i} = \frac{\partial F_{\tau}}{\partial \phi \partial L L_2};$$
 (4)

$$\partial \sigma_{\tau}^{l} = \frac{\partial F_{\tau}}{\partial S_{k}^{l}} = \frac{\partial F_{\tau}}{\partial \varphi \partial L_{1} L_{3}}; \qquad (5)$$

$$\partial \sigma_t = \frac{\partial F_t}{\partial \varphi \partial L_2 L_3^1}.$$
 (6)

где $\partial \sigma_r$, $\partial \sigma_\tau$ – напряжение в слоях материалов покрытий шеек и вкладышей, вызванные радиальной и тангенциальной силами на фрагментальной площади касания по углу поворота коленчатого вала ф без учета осевого смещения шейки, МПа.

 $\partial \sigma_r^1$, $\partial \sigma_\tau^1$, $\partial \sigma_t$ – напряжение в слоях материалов покрытий шеек и вкладышей, вызванные радиальной, тангенциальной и осевой силами на фрагментальной площади касания по углу поворота коленчатого вала ϕ , с учетом осевого смещения шейки, МПа.

Теоретически получаемые таким образом напряжения в локальных деформируемых объемах, характер их изменения в зависимости от условий работы исследуемого трибосопряжения, известные исходные значения параметров (микротвердость, предел прочности, предел текучести, модуль упругости, тангенциальная прочность адгезионной связи и т.п.), определяющих физико-механические свойства как покрытий, так и основного материала деталей, позволят определить границы полей действия напряжений вызывающих структурные изменения в зонах деформаций, а также предрасположенность к-ним



Рис. 2. Схема перемещения относительного смещения зон контакта:

 тело вкладыша; 2 – тело шейки, относительно центра вращения O₁; 3 – тело шейки, относительно центра вращения O₁¹ при повороте на некоторый угол φ;

А - точка начала зоны контакта и относительного смещения



Рис. 3. Схема нагружения элементарной зоны контакта: 1 – контурная линия поверхности антифрикционного слоя вкладыша; 2 – контурная линия поверхности медьсодержащего покрытия шейки; A – точка начала зоны контакта и относительного смещения ∂L_2

(см. рис. 2); ∂L_3^1 – элементарная глубина зоны деформации (упругой, пластической) при перекрытии микропрофильности поверхностей

Выводы

Таким образом, рассмотренный подход к моделированию кинематики и динамики взаимодействия поверхностей исследуемого трибосопряжения «шейка-покрытие-вкладыш» позволит:

 моделировать градиенты деформаций и напряжений в покрытии и приповерхностных слоях шеек валов, вкладышей;

- получать более объективную и достоверную картину структурных превращений, происходящих в приповерхностных слоях материалов деталей, обусловленных деформационным нагружением, в отношении проявления ИП;

 давать оценку триботехническим параметрам износостойких покрытий как при использовании медьсодержащих композиций для реализации в них ИП, так и в отсутствии такового.

Перечень ссылок

 Балабанов В.И. Повышение качества отремонтированных двигателей внутреннего сгорания путем реализации избирательного переноса при трении. – М.: Вестник машиностроения, 2001. – № 8. – С.14-19.

- Гаркунов Д.Н. Триботехника. М.: Машиностроение, 1985. – 424 с.
- Буяновский И.А. и др. Методы повышения эффективности смазочного действия путем организации двухслойной смазки// Вестник машиностроения, 2000. – №4. – С. 6-17.
- Белов П.М. Двигатели армейских машин. М.: Воениздат, ч.1. – 1971. – 511 с.
- Ленкевич В., Земба С. Влияние вибраций на трение скольжения при пусках и остановках. Контактное взаимодействие твердых тел и расчет сил трения и износа. – М.: Наука, 1971. – С.4 9-53.
- Меделяев И.А. Физические представления о процессах трения и изнашивания при граничной смазке // Вестник машиностроения, 2005. – №1 0. – С. 27-38.
- Громаковский Д.Г. Разрушение поверхностей при трении и разработка кинетической модели изнашивания // Вестник машиностроения, 2000.
 – №1. – С. 3-9.
- Дроздов Ю.Н. Структура метода расчетов на износ // Вестник машиностроения. 2003. – № 1. – С. 25-29.
- Дроздов Ю.Н. Исследование триботехнических свойств пар трения «стальной вал - многослойный подшипник» с различными покрытиями // Вестник машиностроения, 2005. – № 12. – С. 25-27.
- Яхьяев Н.Я. Влияние различных факторов и коэффициента трения на износ шеек коленчатых валов судовых дизелей // Вестник машиностроения, 2003. – № 5. – С. 50-53.
- Харламов В.В. Экспериментальное исследование тяжело нагруженного высокотемпературного подшипника скольжения // Вестник машиностроения, 2001. № 1. С. 14-18.
- Кубич В.И. Ивщенко Л.И. К методике исследования избирательного переноса в трибосопряжении // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні, 2007. – № 2 – С. 134-138.
- Рютман Х. Ремонт легковых автомобилей. М.: Патриот, 1992. –320 с.
- Колчаев А.М., Степанов В.Б. Способ фрикционно-механического нанесения антифрикционного покрытия. Патент РФ № 2060300. – 1996.

Поступила вредакцию 29.05.2008

Розглянуто деформаційне навантаження локальних зон контакту елементів трибоз'єднання «шийка-покриття-вкладиш» щодо прояву в ньому виборчого переносу. Запропоновано підхід до моделювання кінематики і динаміки взаємодії поверхонь досліджуваного трибоз'єднання.

The deformation loading of local areas of contact of elements of tribology connecting «neckcoverage-input» in relation on selective transfer are considered. Approach for simulating kinematics and dynamics of interation of surfaces of probed tribology connecting is offered. УДК 621.165

Д. А. Долматов

ПОСТАНОВКА БАЛЛИСТИЧЕСКОЙ ЗАДАЧИ ПРИ ИССЛЕДОВАНИИ ТЕЧЕНИЯ ГАЗА С ТВЕРДЫМИ ЧАСТИЦАМИ В ФИКСИРОВАННОМ ЛИНЕЙНО СВЯЗАННОМ ОБЪЕМЕ

Рассмотрены различные типы граничных условий при решении задач течения газа с твердыми частицами в линейно связанном объеме, предложен критерий, определяющий способ решения этих задач. Описан процесс движения частиц через жидкую границу с учетом интерференции возникающих возмущений.

Задачи расчета течения газа с мелкими твердыми частицами требуют разработки математического аппарата, включающего в себя систему уравнений для описания многофазного нестационарного течения, методику задания граничных условий в удобной для численного интегрирования форме, специальные функции для вычисления количества частиц, оседающих на выбранном участке поверхности, а также систему критериев подобия, позволяющих оценивать достоверность теоретических расчетов с помощью модельных задач, не прибегая к сложным натурным испытаниям. Ранее [1] были введены основные понятия, необходимые для математического моделирования процессов оседания частиц и их движения в проточной части каналов сложной формы. В частности, было указано на целесообразность использования непосредственного исследования траекторий мелких твердых частиц в качестве модельных и проверочных задач для расчетов течения с помощью функции осаждения для линейно связанного объема (ЛСО) [1].

Несмотря на высокую точность результатов, получаемых при анализе действительных траекторий движения мелких частиц в потоке газа, данный способ малопригоден для расчетов многофазного течения в целом. К его основным недостаткам относятся: большая трудоемкость расчета траекторий частиц при значительной запыленности и низкая точность интегральных характеристик. Последний факт связан с трудностями единовременного расчета процессов агрегации и дезагрегации [3] твердых частиц и нестационарного течения газа. При значительных концентрациях твердых частиц и больших дозвуковых, а тем более транс- и сверхзвуковых скоростях характер течения может существенно изменяться вследствие взаимодействия отдельных твердых частиц и их групп. Поскольку данные процессы делают затруднительным точную постановку граничных условий на поверхностях раздела «частица-среда», единовременное решение большого числа

© Д. А. Долматов, 2008

задач движения мелких частиц при общем моделировании течения нецелесообразно. Вместе с тем удобно использовать траектории движения частиц для определения числа ударов о стенки (а следовательно, и интенсивность оседания) при малых концентрациях частиц в потоке.

В настоящей работе будут исследованы особенности постановки баллистической задачи движения твердой частицы, т.е. задачи определения траектории движения мелкой твердой частицы в потоке газа, применительно к постоянному ЛСО, т.е. ЛСО, имеющему неизменные твердые и жидкие границы. В работе приняты следующие предположения:

 течение газа на жидких границах ЛСО дозвуковое и стационарное;

 известны граничные условия при моделировании течения однофазного потока (т.е. потока, не содержащего твердых частиц);

 известны параметры потока на жидких границах ЛСО и концентрация частиц;

 все твердые частицы являются недеформируемыми идеальными сферами;

5) при столкновении с твердой поверхностью происходит прилипание частицы (распределение вероятности прилипания по энергии удара не учитывается);

6) отрыв частиц от поверхности не учитывается.

Вначале рассмотрим единичную твердую частицу в установившемся потоке газа, не оказывающую значительного воздействия на граничные условия. Уравнение движения твердой частицы в потоке газа имеет вид

$$dx^{i} = C^{i}dt, \qquad dC^{i} = a^{i}dt, \quad ma^{i} = R^{i}, \qquad (1)$$

где x^i , C^i , a^i – компоненты соответственно координат, скорости и ускорения центра масс частицы, R^i – проекции результирующей силы \vec{R} , действующей на центр масс. \vec{R} можно определить как

$$\vec{R} = \iint_{\sigma} \left(\vec{p} + \vec{\tau} \right) dF + \vec{R}_{6H} , \qquad (2)$$

где \vec{p} и $\vec{\tau}$ – давление газа на поверхность твердой частицы и вектор сил трения газа о поверхность, \vec{R}_{6H} – вектор внешних сил (электромагнитных и др.), приложенных к частице, σ – площадь поверхности твердой частицы. Выбор системы координат при исследовании траектории, вообще говоря, произволен, поскольку уравнения твердых поверхностей, образующих проточную часть, однозначно определяют момент контакта твердой частицы. Для расчета течения удобно использовать неподвижную систему координат, выбранную с учетом формы канала. Система уравнений турбулентного течения газа [2, 5] в стационарном случае выглядит как

$$div\left(\overline{\rho}\widetilde{\widetilde{C}}\right) = 0, \qquad (3)$$

$$Div\left(\overline{\rho}\widetilde{\widetilde{C}}\widetilde{\widetilde{C}}\right) = -grad(\overline{p}) + Div\left(\overline{\tau}^{ij} - \overline{\overline{\rho}\widetilde{\widetilde{C}}'}\widetilde{\widetilde{C}'}\right), \quad (4)$$

$$div\left(\overline{\rho}\,\widetilde{C}c_V T^*\right) = div\left(\overline{\tau}^{\,ij}\,\overline{C}\right) + div\left(-\overline{q}\,-\overline{\overline{\rho}\,\overline{C}'\,c_V T^{*'}}\right), \tag{5}$$

$$\overline{p} = \overline{\rho} R \overline{\widetilde{T}}, \qquad (6)$$

причем граничные условия на жидких границах задаются равными граничным условиям при течении однофазного потока.

Начальным условием для решения системы уравнений (1)-(6), очевидно, является значение скорости центра масс (ЦМ) частицы $\vec{C}_a(x_{ep}^i)$, где x_{ep}^i – координаты точки на жидкой границе, в которой расположен ЦМ в момент времени t = 0. Задание данной величины из условия $\vec{C}_a(x_{ep}^i) = \vec{C}(x_{ep}^i)$, т.е. предположение о равенстве скорости частицы скорости невозмущенного однофазного потока не вполне соответствует действительности, поскольку движение частицы в потоке до входа в канал, разумеется, может видоизменить компоненты ее скорости. Удобно представить действительное вероятностное распределение скорости ЦМ в виде функции плотности вероятности $P(C_a)$, изотропной для каждой жидкой границы ЛСО, причем

$$\overline{C_a^i(\mathbf{x}_{2p}^i)} = C^i(\mathbf{x}_{2p}^i) = \int_0^\infty P(C_a) dC, \qquad (7)$$

где $\overline{C_a^i(x_{cp}^i)}$ – среднее значение скорости ЦМ на жидкой границе, $C^i(x_{cp}^i)$ – значения компонент скорости однофазного потока. Подставляя в (1) правую часть (7), получим уравнение для определения траекторий ЦМ в спектральном виде.

Для решения ряда частных задач вместо уравнения спектра скоростей (7) иногда удобно использовать возмущения скорости ЦМ на входе по сравнению с однофазным потоком. Кроме того, при наличии внешних сил (например, электромагнитных) баллистическая задача может включать в себя определение минимально потребного отклонения компоненты скорости частицы в данной точке, необходимого для прилипания к пластине электрофильтра. В связи с этим уравнения (1) и (2) следует записывать в спутной системе координат, центр которой для каждой частицы совпадает с ЦМ, а вектор \vec{s}_1 сонаправлен вектору скорости потока. В таком случае, возмущения скорости ЦМ (действительные или искусственные) можно записать в виде:

$$C_{a}^{j} = C^{j} + \delta C, \qquad C^{2} = C^{3} = 0,$$

 $C^{1}(x^{n}) = \sum_{i} (C^{i}(x^{n}))^{2}, \qquad (8)$

$$\vec{\mathfrak{P}}_{1}\left(x^{n}\right) = \frac{C^{i}\left(x^{n}\right)\vec{\mathfrak{P}}_{i}}{\sum_{i}\left(C^{i}\left(x^{n}\right)\right)^{2}},\qquad(9)$$

где C_a^j – компоненты скорости ЦМ в спутной системе координат $\{x^j\}$, δC – возмущения компонент скорости (задаются индивидуально для j = 1..3, $\vec{\mathfrak{s}}_1(x^n)$ – вектор базиса $\vec{\mathfrak{s}}_j$. Другие векторы $\vec{\mathfrak{s}}_j$ выбираются произвольно, из условия линейной независимости и удобства решения баллистической задачи (например, отыскания кратчайшего пути к стенке канала из заданной точки).

Перейдем к описанию движения большого количества частиц в потоке газа. Очевидно, вид баллистической задачи в этом случае должен зависеть от концентрации частиц c_a , поскольку для больших значений данной величины, помимо изменения поля параметров на входе и выходе из канала, становится возможным заменить движение отдельных частиц течением условной «жидкости». Данная замена возможна, разумеется, лишь в случаях преобладания эффектов дезагрегации над эффектами агрегации, поскольку для движения крупных комьев пыли необходимо снова переходить к решению системы Поскольку построение поля параметров в самом канале является одной из задач моделирования, критерий для определения типа баллистической задачи следует выбирать, исходя из параметров потока на жидкой границе ЛСО. Удобнее всего, на наш взгляд, использовать время распространения и интерференции возмущений, возникающих вследствие движения частиц сквозь жидкую границу. Введем поня-

тие частоты событий на границе v_A :

$$\mathbf{v}_A = \frac{N}{t} = c_A Q_t = c_A \iint_{F_{op}} \vec{C} \vec{n} dF , \qquad (10)$$

где $C_n(x_{cp}^i) = C^i(x_{cp}^i) n_0^k g_{ik}$, n_0^k – направляющие косинусы вектора нормали к границе, g_{ik} – метрический тензор пространства, в котором записана система уравнений (3)-(6). Как видно из (11), для определения τ используется осредненная по всей жидкой границе средняя скорость движения частиц (7), поскольку при определении характера взаимодействия возмущений затруднительно ввести общий критерий, основанный на спектральном распределении скоростей ЦМ.

Предположим, что возмущения на жидкой границе распространяются со скоростью $a_{\kappa p}$ [4]. Поскольку жидкая граница может иметь достаточно сложную форму [1], а месторасположение отдельного «события» невозможно задать на основании концентрации, то определить характерное время распространения прямых и отраженных от твердой поверхности волн возмущений затруднительно. Наиболее простым способом интегрального учета распространения возмущений является анализ изменения площади участка, за-хваченного возмущениями. Данный способ особенно удобен тем, что при использовании на криволинейных границах ЛСО он не требует дополнительного расчета участка течения в канале.

Для того, чтобы вся поверхность границы была затронута возмущениями, необходимо выполнение условия достаточности площади:

$$F_e > F_{cp} , \qquad (2)$$

где F_e – площадь возмущенного течения. Поскольку радиус единичной частицы значительно меньше газодинамического размера канала, можно пренебречь нестационарным характером генерации возмущений и считать, что момент возникновения возмущения совпадает с моментом касания верхней точки сферы о границу.

Действительная форма жидкой границы может оказывать значительное влияние на время распространения возмущений, как и точка расположения частицы. Для границы в виде круга, очевидно, наилучшим (т.е. соответствующим быстрейшему распространению по всей площади) будет расположение в центре круга, наихудшим – на периметре. Предполагая, что скорость прямой и отраженной от поверхности волны одинакова, определим приблизительное время достижения первичными отраженными волнами исходной точки как среднее арифметическое между двумя возможными положениями (предполагая, что для периметра площадь волны уменьшается вдвое):

$$\overline{\tau}_{re} = 2k_{ep}\frac{\sqrt{\frac{F_{ep}}{\pi a_{\kappa p}^2}} + \sqrt{\frac{4F_{ep}}{\pi a_{\kappa p}^2}}}{2} = 3k_{ep}\sqrt{\frac{F_{ep}}{\pi a_{\kappa p}^2}}, \quad (13)$$

где k_{cp} – коэффициент, учитывающий форму жидкой границы. Для различных ЛСО величина данного параметра может изменяться от 0,5 (криволинейные границы) до 3-4. По аналогии с частотой событий, можно ввести параметр $\overline{v}_{re} = \overline{\tau}_{re}^{-1}$. Данная величина может служить критерием различия между единичными и множественными баллистическими задачами. В самом деле, если распространение и затухание малых возмущений (условно совпадающее для данной задачи со временем достижения отраженными волнами исходной точки) происходит быстрее, чем новая частица пересекает жидкую границу ЛСО, то расчет движения частиц можно производить независимо. Данное условие можно записать как

$$\overline{v}_{r\rho} > v_{q}$$
. (14)

Итак, при выполнении условия (14) допустимо при решении баллистических задач течения газа с твердыми частицами использовать систему (1)-(7) отдельно для каждой частицы, так как их движение не оказывает существенного взаимного влияния.

Рассмотрим теперь случай, когда $\overline{v}_{re} < v_a$. Возможны два основных типа граничных условий в этом случае: задания большого числа мелких твердых поверхностей с переменным местоположением на границе и аппроксимации движения твердых частиц течением условной жидкости с соответствующими параметрами. Вторая модель, очевидно, наилучшим образом применима к потокам с высокой концентрацией мелких частиц, поскольку для крупных агрегированных частиц необходимо использовать модель движения твердого тела. Пренебрегая влиянием распределения (7) на интенсивность распространения возмущений, будем считать одинаковыми все волны возмущений, генерируемые частицами. Возможность использования модели условной жидкости может быть определена из условия возвращения отраженных волн в исходную точку в течение того времени, пока частица находится в этой точке. Данное условие может быть записано как

$$\tau < 3k_{zp} \sqrt{\frac{F_{zp}}{N\pi a_{\kappa p}^2}} .$$
 (15)

Но, осредняя площадь возмущений по времени их распространения для частиц в данном сечении, можно записать

$$N = \mathbf{v}_a \tau \,, \tag{16}$$

И

$$\tau < \sqrt[3]{\frac{9k_{2p}^2 F_{2p}}{\pi v_a a_{\kappa p}^2}}.$$
(17)

Полученный критерий условного времени интерференции возмущений, разумеется, требует уточнения с учетом действительных форм жидких границ. Кроме того, для ЛСО, расположенных на достаточном удалении от физических границ канала, необходимо учитывать влияние анизотропии распределения твердых частиц в потоке, обусловленной предыдущими участками течения. Важной задачей также является разработка универсальных функций для постановки граничных условий с использованием большого числа мелких твердых поверхностей. Несмотря на существование аналогичных расчетных методик для однофазных жидких потоков, данная проблема требует особых методов решения, учитывающих неопределенность компонент скорости твердых частиц и нестационарные процессы, обусловленные вероятностным пространственным распределением частиц при постоянной концентрации.

Итак, для малозапыленных потоков, подчиняющихся условию (14), баллистическая задача представляет собой решение независимых систем уравнений (1)-(7) для каждой частицы. В случае $\overline{v}_{re} < v_a$, граничные условия и уравнения баллистической задачи соответственно либо преобразуются к течению смеси двух жидкостей при выполнении условия (17), либо сводятся к предварительному решению системы уравнений (3)-(6) с переменными твердыми стенками на границах потока и последующим нахождением траекторий частиц из (1) и

(2) для нестационарных граничных условий. Дальнейшее исследование данного класса задач предполагает изучение зависимости k_{zp} от формы границ и методик аппроксимации движения твердых частиц условным течением жидкости.

Полученные результаты позволяют уточнить действительные функции распределения твердых частиц при постановке задачи и определении граничных условий течения двухфазного потока в каналах. На основании предложенной в работе концепции определения рода граничных условий по интерференции малых возмущений, создаваемых частицами, становится возможной разработка математического аппарата для расчета течений запыленного газа с одновременным моделированием всего возможного спектра значений скорости и размера частиц.

Дальнейшие исследования в данной области предполагают введение специальных функций для увязки граничных условий множества линейно связанных объемов канала, моделирование процессов распространения, интерференции и затухания малых волн возмущения для большого числа частиц при малом шаге по времени, а также расчет функции осаждения для различных типов граничных условий и возмущений нормальных компонент скорости частиц.

Перечень ссылок

- Долматов Д.А. Общий вид функции осаждения для случая течения запыленного газа в каналах сложной формы // Вестник двигателестроения, 2007. – № 1. – С. 128-135.
- Седов Л.И. Механика сплошной среды. М.: Наука, 1973. – в 2-х т.
- Белогловский А.А., Чекалов Л.В. Расчет степени очистки газов в электрофильтрах при высокой концентрации дисперсной среды // Электричество, № 12. – 2004. – С. 12-16.
- Бонд Дж., Уотсон К., Уэлч Дж. Физическая теория газовой динамики. – М.: Мир, 1968. – 556 с.
- Дейч М.Е., Филиппов Г.А. Газодинамика двухфазных сред. – М.: Энергоиздат, 1981. – 472 с.

Поступила в редакцию 29.05.2008

Розглянуто різні типи граничних умов при рішенні завдань течії газу із твердими частками в лінійно зв'язаному обсязі, запропонований критерій, що визначає спосіб рішення цих завдань. Описано процес руху часток через рідку границю з урахуванням інтерференції виникаючих збуджень.

The different types of the border conditions at decision of the problems of the current of the gas with hard particle in linear bound volume has been considered, criterion, defining way of the decision of these problems is offered. The process of the movement the particles through liquid border with account of the interferences appearing indignations are described. УДК 621.793.7

В. Г. Шевченко, А. Г. Попович

КОНЕЧНОЭЛЕМЕНТНАЯ ОЦЕНКА НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ В ОБЛАСТЯХ КРАЕВОГО ЭФФЕКТА И ТРЕЩИН В ДЕТАЛЯХ С ГАЗОТЕРМИЧЕСКИМИ ПОКРЫТИЯМИ

С помощью метода конечных элементов выполнена оценка напряжений в системе «покрытие-основа» в областях краевого эффекта и трещины.

Постановка задачи и ее актуальность

Термическое нанесение покрытий на подложки из основного материала является важной составляющей многих современных процессов производства и ремонта деталей машин, в частности, в авиадвигателестроении. Использование термически напыляемых покрытий может ограничиваться их скалыванием, отслоением и образованием трещин, что приводит к непредвиденным отказам или снижает срок службы деталей с покрытиями [1]. Эти явления непосредственно связаны с величинами остаточных напряжений, возникающих при формировании покрытий, и температурных напряжений, появляющихся в покрытиях, когда деталь работает при повышенных температурах. Из-за сложности и многосторонности тепловых, механических и физико-химических процессов, вызывающих остаточные и температурные напряжения в напыленных покрытиях, инженерные методы оценки этих напряжений мало разработаны.

Остаточные напряжения 1-го рода, а также температурные напряжения, уравновешиваются в объемах, соизмеримых с размерами всего покрытия; напряжения 2-го рода возникают при локальной неоднородной деформации отдельных зерен в частицах покрытия; напряжения 3-го рода действуют в пределах отдельных зерен и являются следствием локальных деформаций кристаллической решетки. Вследствие особенностей формирования напыленных покрытий в них действуют остаточные напряжения всех видов [2].

Прочность покрытия в большей степени определяется не прочностью материала отдельных частиц, а силами сцепления между этими частицами [3]. Поэтому наибольшее влияние на прочность покрытий оказывают остаточные напряжения 1-го рода и температурные напряжения (если деталь работает при повышенных температурах). При этом напыленное покрытие рассматривается как сплошная среда. Для расчетной оценки свойств покрытий физико-механические (модуль упругости 1-го рода *E*_{покр}, коэф-

© В. Г. Шевченко, А. Г. Попович, 2008

фициент Пуассона v_{nokp} , коэффициент термического расширения α_{nokp} , теплопроводность l) и прочностные характеристики (прочность на растяжение, на сдвиг), а также напряжения в покрытиях усредняют по объему, значительно большему, чем объем отдельно взятой частицы [2, 3].

При аналитических расчетах напряжений в системе «покрытие-основа» полагают, что в покрытии реализуется плоское напряженное состояние [3]. При этом напряжения будут постоянны по длине покрытия за исключением области краевого эффекта. Однако практика показывает, что отрыв напыленного металла от основы чаще всего происходит у краев участка детали с напыленным покрытием [4]. Это обстоятельство, а также то, что напряженное состояние у краев покрытия является объемным, а не плоским, обусловливает актуальность оценки напряженного состояния в области краевого эффекта. Произвести такую оценку для различных геометрических параметров краевого участка возможно численно - с помощью метода конечных элементов в программном продукте ANSYS. С этой задачей тесно связана задача об оценке напряженного состояния в покрытии и основе при возникновении в покрытии трещины, перпендикулярной его поверхности.

Содержание и результаты исследования

Рассматривалось напряженное состояние покрытия у края вала при наличии заплечика и при его отсутствии. Геометрия осевого сечения используемых моделей показана на рис. 1. На препроцессорной стадии в ANSYS создавалась геометрическая модель, задавались свойства материалов покрытия (сплав NiCr13Si4B3-25 %(WC-15Co) [1]) и основы (сталь). Для генерации конечноэлементной сетки был выбран тип элемента PLANE82 – плоский 8-узловой элемент. Задача решалась в осесимметричной постановке [5].

В общем случае напряжения в покрытии зависят от термической истории всего процесса нагреваохлаждения системы «покрытие-основа» с начала
напыления до полного остывания системы. В этой работе решали задачу в рамках линейной упругости при следующих условиях. Напыленное покрытие, находившееся на основе в ненапряженном состоянии и имевшее температуру, на ΔT большую температуры основы, охладилось до температуры основы. При этом в покрытии вне области краевого участка сформируется напряженное состояние, близкое к двухосному растяжению. Здесь ΔT – приведенное значение разности температур, которое можно найти с учетом экспериментально определяемых остаточных напряжений в покрытиях (вне области краевого участка) следующим образом. Толщина покрытия мала по сравнению с толщиной основы $H < <(D_{наруж} - D_{внутр})/2$, поэтому и жесткость по-крытия тоже значительно меньше жесткости основы. Следовательно, после остывания на ΔT покрытие вне области краевого участка получит деформации (осевую и тангенциальную): $\varepsilon_{oceb} = \varepsilon_{mahc} =$ α_{покр}·∆Т. Используя формулы, связывающие напряжения и деформации при двухосном напряженном состоянии [6]:



Рис. 1. Осевое сечение вала с покрытием при отсутствии (*a*) и при наличии (*б*) заплечика около торца вала

найдем, что

$$\sigma_{ocee} = \sigma_{mahr} = \frac{E_{nokp}}{1 - v_{nokp}} \cdot \alpha_{nokp} \cdot \Delta T.$$

Далее, полагая $\sigma_{oces} = \sigma_{mahr} = \sigma_{ocm}$, получим:

$$\Delta T = \frac{\sigma_{ocm} \cdot (1 - v_{nokp})}{E_{nokp} \cdot \alpha_{nokp}}$$

В зоне краевого участка напряженное состояние является трехосным и его оценку целесообразно выполнять путем конечноэлементного моделирования. Анализируя возможные механизмы разрушения покрытий, следует также учитывать, что скалывание вдоль слоев покрытия (особенно по границе раздела покрытие-основа) происходит много легче, чем разрушение в других направлениях [4].

Для определения предпочтительного варианта геометрии краевого участка с точки зрения прочности сцепления покрытия с основой сравнивали напряжения в покрытии для разных вариантов геометрии этого участка, но при одинаковых значениях ΔT и одинаковых типах и размерах конечных элементов, используемых для построения сетки.

В области покрытия и прилежащего к нему слоя основы была сгенерирована сравнительно мелкая сетка конечных элементов, а в остальной части основы – крупная сетка. При конечноэлементном моделировании рассматривалось покрытие на участке вала, длина которого много больше толщины по-крытия (L>>H).

Результаты решения и постпроцессорной обработки показывают, что при отсутствии заплечика в зоне краевого эффекта сдвиговые напряжения (shear XY stress) в покрытии значительно выше, чем в случае наличия заплечика (рис. 2).

Таким образом, проведенный численный эксперимент показывает возникновение концентрации напряжений у края покрытия при отсутствии заплечиков и подтверждает необходимость наличия заплечиков у торцов напыляемого вала.

Конечноэлементное моделирование покрытия с трещиной показало, что когда трещина доходит до основы, в основе возникает область концентрации напряжений (рис. 3). Таким образом, хотя граница раздела между покрытием и основой, как и границы раздела между слоями покрытия, является препятствием для дальнейшего распространения трещины, однако возникающая концентрация напряжений может инициировать возникновение трещины в основе.

Отсюда следует, что покрытия, так же как и пластически деформированный поверхностный слой, при наличии растягивающих остаточных напряжений, могут снижать сопротивление усталости материала детали. И наоборот, сжимающие остаточные напряжения в покрытии приводят к закрытию трещин и повышают эксплуатационные характеристики детали с покрытием. Дальнейшие исследования целесообразно направить на уточнение расчетов напряженного состояния в системе «покрытие-основа» с учетом термической истории процесса формирования покрытия.





Рис. 2. Сдвиговые (касательные τ_{xy}) напряжения в системе «покрытие - основа» в зоне краевого эффекта: *a* – при отсутствии заплечика; *б* – при наличии заплечика



Рис. 3. Напряжения о, в системе «покрытие-основа» при наличии в покрытии трещины

Выводы

1. При наличии заплечика у торца напыляемого вала сдвиговые напряжения значительно ниже, чем при отсутствии заплечика.

2. Когда трещина в покрытии, в котором действуют растягивающие остаточные напряжения, доходит до основы, в основе возникает область концентрации напряжений, что может инициировать возникновение трещины в основе.

3. Применяемая методика кроме качественного подтверждения эффекта концентрации напряжений в системе «покрытие-основа» позволяет количественно оценить величины и распределение напряжений для двухслойных композиций с учетом различной геометрии и свойств материалов, а также термомеханических условий формирования и эксплуатации покрытий на деталях.

Перечень ссылок

- Lille H. et al. Residual stresses in different thermal spray coatings. // Proc. Estonian Acad. Sci. – 2002.
 – Vol.813.-pp. 162-173.
- Кудинов В.В., Иванов В.М. Нанесение плазмой тугоплавких покрытий. – М.: Машиностроение, 1981. – 192 с.
- Барвинок В.А. Управление напряженным состоянием и свойства плазменных покрытий. – М.: Машиностроение, 1990. – 384 с.
- Ингхам Х.С., Шепард А.П. Газопламенное напыление по технологии фирмы «Метко».– Т.1. Процессы напыления из проволок: Пер. с англ. – М.: Всес. центр переводов науч.-техн. лит-ры и документации, 1982. – 288 с.
- Каплун А.Б. и др. ANSYS в руках инженера: Практическое руководство. – М.: УРСС, 2003. – 272 с.
- Справочник по теории упругости. / Под ред. Варвака П.М. и Рябова А.Ф. – К.: Будівельник, 1971. – 418 с.

Поступила в редакцию 09.04.2008

За допомогою метода скінченних елементів здійснено оцінку напружень у системі «покриття-основа» в зонах крайового ефекту та тріщини.

A stresses estimation in the «coating-substrate» system in border effect and crack zones is made by means of the finite element method.

УДК 539.3

Т. І. Левицька, Я. В. Чумаченко

РОЗРАХУНОК НАПРУЖЕНОГО СТАНУ ЗАМКНЕНОЇ СКЛАДЕНОЇ ОБОЛОНКИ ОБЕРТАННЯ, ЯКА ЗНАХОДИТЬСЯ ПІД ДІЄЮ ОСЕСИМЕТРИЧНОГО СИЛОВОГО НАВАНТАЖЕННЯ ТА ТЕМПЕРАТУРИ

Розглядається побудова схеми розрахунку напруженого стану спряжених оболонок, які знаходяться під дією силового навантаження та температурного поля. При цьому використовується метод суперелементів, для якого матриця жорсткості та вектор сил знаходяться при розв'язанні системи диференціальних рівнянь з використанням метода Годунова, що дає можливість розглядати достатньо протяжні окремі секції складених оболонок. Розглянуто приклад розрахунку оболонки, яка складається з конічної, сферичної та циліндричної оболонок з силовим навантаженням і двома варіантами розподілу температур по тов-

щині.

Замкнені оболонки обертання являють собою важливі конструкційні елементи, які використовуються в техніці. Розрахунок її пружного стану для оболонок складеної форми, які знаходяться під дією температури є досить складною задачею [1]. Для складених оболонок обертання задача знаходження пружного стану ускладнюється внаслідок того, що доводиться проводити спряження розв'язків для окремих секцій, які можуть бути досить протяжними.

Для розрахунку напружено-деформованого стану замкненої оболонки обертання при осесиметричному навантаженні будемо використовувати систему диференціальних рівнянь [2]:

$$\begin{cases} \frac{d}{ds}(rN_S) - \sin\varphi N_{\theta} - \frac{r}{R_S}Q_S + rq_S = 0, \\ \frac{d}{ds}(rQ_S) + \frac{r}{R_S}N_S + \cos\varphi N_{\theta} - rq_{\varsigma} = 0, \\ \frac{d}{ds}(rM_S) - \sin\varphi M_{\theta} + rQ_S = 0, \end{cases}$$
(1)

де

$$N_{S} = D_{N} (\varepsilon_{S} + v\varepsilon_{\theta} - (1 + v)\varepsilon_{T}),$$

$$N_{\theta} = D_{N} (v\varepsilon_{S} + \varepsilon_{\theta} - (1 + v)\varepsilon_{T}),$$

$$M_{S} = D_{M} (\chi_{S} + v\chi_{\theta} - (1 + v)\chi_{T}),$$

$$M_{\theta} = D_{M} (v\chi_{S} + \chi_{\theta} - (1 + v)\chi_{T}),$$

$$D_{N} = Eh/(1 - v^{2}), D_{M} = Eh^{3}/(12 \cdot (1 - v^{2})),$$

$$\varepsilon_{S} = \frac{dU}{ds} + \frac{W}{R_{S}}, \quad \varepsilon_{\theta} = \frac{\sin \varphi}{r}U + \frac{\cos \varphi}{r}W,$$

$$\chi_{S} = \frac{d\theta_{S}}{ds}, \quad \chi_{\theta} = \frac{\sin \varphi}{r}\theta_{S}, \quad \theta_{S} = -\frac{dW}{ds} + \frac{U}{R_{S}},$$

© Т. І. Левицька, Я. В. Чумаченко, 2008

$$\varepsilon_T = \frac{1}{h} \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} \alpha T d\varsigma, \ \chi_T = \frac{12}{h^3} \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} \alpha_T T \varsigma \, d\varsigma.$$
(2)

В цих формулах N_S , N_{θ} – тангенціальні зусилля, Q_S – перерізуюче зусилля, M_S , M_{θ} – згинальні моменти, U, W – переміщення, θ_S – кут повороту нормалі, q_S , q_{ς} – тангенціальна та нормальна складові поверхневого навантаження, E – модуль Юнга, v – коефіцієнт Пуассона, h – товщина оболонки, R_S – радіус кривини меридіанної лінії, α – температурний коефіцієнт лінійного розширення. Який будемо вважати сталим для одного суперелемента. Приймемо також, що для нього розподіл температур по товщині має квадратичну залежність, причому

$$T\Big|_{\zeta = -\frac{h}{2}} = T_0 , T\Big|_{\zeta = 0} = T_1 , T\Big|_{\zeta = \frac{h}{2}} = T_2 .$$

З урахуванням зроблених припущень величини ε_T , χ_T для одного суперелемента будуть знаходитися за формулами

$$\varepsilon_T = \frac{\alpha}{6} (T_0 + 4T_1 + T_2), \quad \chi_T = \frac{\alpha}{6} (T_2 - T_0).$$
 (3)

Додатні напрямки переміщень та зусиль наведені на рис. 1.

Серединна поверхня оболонки утворена обертанням лінії, рівняння якої буде задаватися в парамет-

ричній формі:
$$\begin{cases} x = x(t) \\ y = y(t) \end{cases}, & \alpha \le t \le \beta. \end{cases}$$

Тоді диференціальний оператор

$$\frac{d}{ds} = \frac{1}{\sqrt{x'^2(t) + {y'}^2(t)}} \cdot \frac{d}{dt}.$$
При цьому необхідно вра-
хувати, що $r(t) = y(t).$



Рис. 1. Додатні напрямки зусиль та переміщень

Функції sin ϕ та cos ϕ , що входять в рівняння (1)-(2) будуть обчислюватися за формулами:

$$\sin \varphi = \frac{y'(t)}{\sqrt{x'^2(t) + {y'}^2(t)}}; \ \cos \varphi = \frac{x'(t)}{\sqrt{x'^2(t) + {y'}^2(t)}}. \ (4)$$

Тут ϕ – кут нахилу дотичної до осі обертання (рис. 1).

Радіус кривини *R_S* лінії обертання визначається виразом

$$R_{S} = -\frac{\left(x'^{2}(t) + y'^{2}(t)\right)^{\frac{3}{2}}}{y''(t) \cdot x'(t) - y'(t) \cdot x''(t)}.$$
 (5)

Величини $\frac{dr}{ds}$, $\frac{d(\cos \varphi)}{ds}$ та $\frac{d(\sin \varphi)}{ds}$, що входять в рівняння, знаходяться таким чином

$$\frac{dr}{ds} = \sin \varphi \, \frac{d(\cos \varphi)}{ds} = -\sin \varphi \cdot \frac{d\varphi}{ds} = \sin \varphi \cdot \frac{1}{R_S};$$

$$\frac{d(\sin\phi)}{ds} = \cos\phi \cdot \frac{d\phi}{ds} = -\cos\phi \cdot \frac{1}{R_S}.$$
 (6)

З використанням цих операцій рівняння рівноваги (1) перепишуться у вигляді

$$\begin{cases} \sin \varphi \cdot N_S + r \cdot \frac{dN_S}{ds} - \sin \varphi N_{\theta} - \frac{r}{R_S} Q_S + rq_S = 0 ,\\ \sin \varphi \cdot Q_S + r \cdot \frac{dQ_S}{ds} + \frac{r}{R_S} N_S + \cos \varphi N_{\theta} - rq_{\varsigma} = 0 , \end{cases} (7)\\ \sin \varphi \cdot M_S + r \cdot \frac{dM_S}{ds} - \sin \varphi M_{\theta} + rQ_S = 0 . \end{cases}$$

При введенні невідомих $y_1 = N_S$, $y_2 = Q_S$, кос $y_3 = M_S$, $y_4 = U$, $y_5 = W$, $y_6 = -\theta_S$ система (1) приводиться до нормальної системи звичайних диференціальних рівнянь відносно невідомих функцій, яка в Махри Пійговор Викисник Зандателестроения № 2/2008

де $B = \sqrt{x'^2(t) + {y'}^2(t)}$, $A(t) = |a_{ij}(t)|$ – лінійний оператор системи (7), елементи якої мають наступні значення: $a_{11} = a_{33} = -\frac{\sin \varphi}{r} (1 - v)$, $a_{12} = a_{54} = \frac{1}{R_S}$, $a_{14} = \frac{\sin^2 \varphi}{2} D_N (1 - v^2),$ $a_{15} = -a_{24} = \frac{\sin \varphi \cos \varphi}{r^2} D_N (1 - v^2),$ $a_{21} = a_{45} = -\frac{1}{R_s} - \frac{v\cos\phi}{r}, \ a_{22} = -\frac{\sin\phi}{r},$ $a_{25} = -\frac{\cos^2 \varphi}{r^2} D_N (1 - v^2), \ a_{32} = -1,$ $a_{36} = -\frac{\sin^2 \varphi}{r^2} D_M (1 - v^2), \ a_{41} = \frac{1}{D_N},$ $a_{44} = a_{66} = -v \frac{\sin \varphi}{r}, \ a_{56} = 1, \ a_{63} = -\frac{1}{D_M};$ $a_{13} = a_{16} = a_{23} = a_{26} = a_{31} = a_{34} = a_{35} = a_{42} =$ $=a_{43} = a_{46} = a_{51} = a_{52} = a_{53} = a_{55} = a_{61} = a_{62} =$ $=a_{64}=a_{65}=0$; $q^{T}=(q_{1} \quad q_{2} \quad q_{3} \quad q_{4} \quad q_{5} \quad q_{6}),$ $q_1 = -q_S - \frac{\sin \varphi}{r} D_N (1 - v^2) \varepsilon_T,$ $q_2 = q_{\varsigma} + D_N \frac{\cos \varphi}{r} (1 - v^2) \varepsilon_T,$ $q_3 = -D_M \frac{\sin \varphi}{r} (1 - v^2) \chi_T, \ q_4 = (1 + v) \varepsilon_T,$ $q_5 = 0$, $q_6 = -(1 + v)\chi_T$.

Для розрахунку напружено-деформованого стану складної оболонки застосуємо метод, що використовує суперелементи, локальні матриці жорсткостей яких знаходяться розв'язанням систем ди-

– 41 –

ференціальних рівнянь методом Годунова, що має підвищену точність рішення [3]. Суть цього методу полягає в ортогоналізації проміжних рішень, що дозволяє знаходити локальні матриці жорсткостей для суперелементів, які являють собою достатньо довгі ділянки оболонок обертання.

При побудові локальної матриці жорсткості використаємо таку послідовність кроків.

Для заповнення локальної матриці жорсткості суперелементів слід вирішити послідовність крайових двоточкових задач для однорідної системи

$$\frac{1}{B}\frac{dy}{dt} = Ay:$$
(9)

$$y_{4}(t_{0}) = 1 \qquad y_{4}(t_{0}) = 0 \qquad y_{4}(t_{0}) = 0$$

$$y_{5}(t_{0}) = 0 \qquad y_{5}(t_{0}) = 1 \qquad y_{5}(t_{0}) = 0$$

$$1) \begin{array}{c} y_{6}(t_{0}) = 0 \\ y_{4}(t_{1}) = 0 \end{array}, 2) \begin{array}{c} y_{6}(t_{0}) = 0 \\ y_{4}(t_{1}) = 0 \end{array}, 3) \dots, 6) \begin{array}{c} y_{6}(t_{0}) = 0 \\ y_{4}(t_{1}) = 0 \end{array}, (10)$$

$$y_{5}(t_{1}) = 0 \qquad y_{5}(t_{1}) = 0 \qquad y_{5}(t_{1}) = 0$$

$$y_{6}(t_{1}) = 0 \qquad y_{6}(t_{1}) = 1 \end{array}$$

Тоді перший стовпець локальної матриці жорсткості $K^{(e)}$ заповниться як вектор рішень для 1-го варіанту умов, другий — для варіанту 2, ..., шостий стовпець буде відповідати 6-му варіанту з (10).

Рішенням неоднорідної задачі (8) при нульових граничних умовах $y_4(t_0) = 0$, $y_5(t_0) = 0$, $y_6(t_0) = 0$, $y_4(t_1) = 0$, $y_5(t_1) = 0$, $y_6(t_1) = 0$ знаходиться вектор зусиль, діючих на лівому та на правому краях у локальній системі координат цих країв, що буде мати вигляд

$$f^{(e)} = \begin{pmatrix} f_1^{(e)} & f_2^{(e)} & f_3^{(e)} & f_4^{(e)} & f_5^{(e)} & f_6^{(e)} \end{pmatrix}^T. (11)$$

Для формування глобальної матриці жорсткості та векторів силових навантажень слід побудувати локальні матриці жорсткості та зусиль у вузлах для глобальної системи координат. Це перетворення буде здійснюватися по формулам

$$\overline{K^{(e)}} = T^T \cdot K^{(e)} \cdot T \cdot \theta, \quad \overline{f^{(e)}} = -T^T \cdot f^{(e)} \cdot \theta, \quad (12)$$





Тут $\cos \varphi_0$, $\sin \varphi_0$, $\cos \varphi_1$, $\sin \varphi_1$, $R_0 = y(t_0)$, $R_1 = y(t_1)$ – величини, знайдені за формулами (4), (5) для початкового та кінцевого вузлів суперелемента, матриця θ з'являється внаслідок урахування реакцій суперелемента на кінцях.

Розв'язувальна система лінійних алгебраїчних рівнянь для знаходження переміщень в місцях стику оболонкових суперелементів буде мати вигляд

$$K \cdot \overline{\delta} = \overline{f}, \tag{14}$$

це
$$K = \sum_{e} \sqrt{K^{(e)}}$$
 – глобальна матриця жорсткості,

 $\overline{f} = \sum_{e} \frac{1}{f^{(e)}}$ – глобальний вектор зусиль,

$$\overline{\delta}^T = \left(\overline{U_1}, \ \overline{W_1}, \ -\theta_{S1}, \ \dots, \ \overline{U_k}, \ \overline{W_k}, \ -\theta_{Sk}\right) -$$
глобальні

переміщення точок в місцях стику. Знак Σ' позначає процес ансамблювання, що використовується в методі скінчених елементів.

Внаслідок симетрії локальних матриць жорсткостей глобальна матриця також буде симетрична, її можна записати як стрічкову матрицю і для вирішення (14) використовувати матричні операції із стрічковими матрицями. Оскільки отримана матриця жорсткості в глобальній системі координат, то зручно задавати переміщення, паралельні осям координат 0x та 0y.

Завдання переміщень та кутів повороту у відповідних вузлах дозволяє отримати єдиний розв'язок. Після вирішення, в місцях стику суперелементів будемо мати переміщення в глобальній системі координат.

Для знаходження напруженого стану суперелемента, з глобального рішення $\overline{\delta}$ вибираються переміщення на його кінцях $\overline{\delta^{(e)}}$ і після цього вони перераховуються в переміщення в локальній системі координат

$$\delta^{(e)} = T \cdot \delta^{(e)}. \tag{15}$$

$$y_4(t_0) = \delta_1^{(e)}, \ y_5(t_0) = \delta_2^{(e)}, \ y_6(t_0) = \delta_3^{(e)},$$
$$y_4(t_1) = \delta_4^{(e)}, \ y_5(t_1) = \delta_5^{(e)}, \ y_6(t_1) = \delta_6^{(e)}, \ (16)$$

де $\delta_1^{(e)},...,\delta_6^{(e)}$ –елементи матриці $\delta^{(e)}$.

Запропонована схема була програмно реалізована на персональному комп'ютері.

Розглянемо складену оболонку обертання форма перерізу якої площиною, що проходить через вісь симетрії, зображена на рисунку 2. На торцях оболонка жорстко защемлена.

Рівняння ліній для I, II, III секцій мають вигляд: I: x = 0.6t - 0.8, y = -0.1t + 0.3, t змінюється від $t_1 = 0$ до $t_2 = 1$;

II: $x = 0,283 \cos t$, $y = 0,283 \sin t$, t змінюється від $t_1 = 2,3562$ до $t_2 = 0,7854$;

III: x = 0,2t + 0,2, y = 0,2, змінюється від $t_1 = 0$ до $t_2 = 1$.

Товщини секцій мають значення $h_I = h_{II} = h_{III} = 0,02 \, \text{м}$. Модулі Юнга та коефіцієнти лінійного розширення мають значення

$$\begin{split} E_I &= E_{III} = 2,1 \cdot 10^{11} \, H \, / \, m^2 \, , \qquad E_{II} = 1,3 \cdot 10^{11} \, H \, / \, m^2 \, , \\ \alpha_I &= \alpha_{III} = 0,11 \cdot 10^{-4} \, 1 / \, zpa \partial \qquad \qquad , \end{split}$$

 $\alpha_{II} = 0,166 \cdot 10^{-4} 1/2 pad$. Коефіцієнт Пуассона приймемо однаковим для всіх секцій $v_I = v_{II} = v_{III} = 0,3$. Поверхневе навантаження нормальне до поверхні обертання для всіх секцій і приймає значення $q_S = 0, q_{\varsigma} = 5 \cdot 10^7 H / M^2$. Для оболонки із заданими параметрами були обчислені переміщення точок серединної поверхні, тангенціальні та перерізуючи зусилля та згинальні моменти. На графіках (рис. 3, 4) наведені результати для розподілу температур по товщині $T_0 = 400^0$, $T_1 = 100^0$, $T_2 = 50^0$ (неперервна лінія) розподілу температур ДЛЯ $T_0 = 50^0$, $T_1 = 50^0$, $T_2 = 50^0$ (лінія з позначками



Рис. 2. Складена оболонка обертання



Рис. 3. Згинальний момент М_S

Рис. 4. Тангенціальне зусилля N_S

Як видно з рисунків, найбільш збурюючий фактор пружного стану – це точки на поверхні, для яких в середніх лініях є точки з різкою зміною геометрії. Також достатньо впливово діє температурний фактор при переході з однорідного розподілу температури по товщині оболонки до неоднорідного. Таким чином видно, що для ана-лізу термопружного стану оболонки потрібні досить докладні картини для зусиль, що забезпечує метод суперелементів.

Перелік посилань

- Дослідження поведінки циліндричної оболонки зі зломом при нагріві. Хапко Б./ Математичні проблеми механіки неоднорідних структур /Т. 1/ Ін-т прикл. пробл. мех. і мат. НАН України. – Львів, 2000.
- Термоупругость. Коваленко А.Д. К.:«Вища школа», 1975. – 216 с.
- Изотропные и анизотропные слоистые оболочки вращения переменной жесткости. Григоренко Я.М. – К.: «Наукова думка», 1973. – 228 с.

Поступила в редакцию 12.05.2008

Рассматривается построение схемы расчета напряженного состояния составных оболочек, которые находятся под действием силовой нагрузки и температурного поля. При этом используется метод суперэлементов, для которого матрица жесткости и вектор сил находятся при решении системы дифференциальных уравнений с использованием метода Годунова, что дает возможность рассматривать достаточно протяженные отдельные секции сопряженных оболочек. Рассмотрен пример расчета оболочки, состоящей из конической, сферической и цилиндрической оболочек, с силовой нагрузкой и двумя вариантами распределения температур по толщине.

The construction of the circuit of account of the intense condition of compound environments is considered which are under action of force loading and temperature field. Thus the method of superelements is used, for which matrix of rigidity and vector of forces are at the decision of system of the differential equations with use of a Godunov's method, which enables to consider extended enough separate of section of the connected shells. The example of account of a shell is considered which consists of conic, spherical and cylindrical shells with force loading, and two variants of distribution of temperatures on thickness.

УДК 539.4

В. Т. Трощенко, К. А. Ющенко, Б. А. Грязнов, В. С. Савченко, Ю. С. Налимов, Л. В. Червякова, О. В. Кононученко

О ПРИЧИНАХ ПОЛОМОК НАПРАВЛЯЮЩИХ ЛОПАТОК ОСЕВЫХ КОМПРЕССОРОВ АГРЕГАТА ГТК-25И

Описывается методика и результаты экспериментального исследования характеристик напряженно-деформированного состояния лопатки осевого компрессора ГТК-25И в окрестностях перехода пера к цапфе. Результаты сопоставляются с полученными расчетом МКЭ. Сделаны предположения о возможных причинах разрушения лопаток.

В процессе эксплуатации на лопатках направляющего аппарата осевого компрессора агрегата ГТК-25И появляются усталостные трещины, которые могут привести к полному разрушению лопатки.

История эксплуатации свидетельствует, что ранее на лопатках зарубежного производства на подобных агрегатах при длительной работе также появлялись трещины усталости в местах перехода пера к цапфе, которая служила опорой лопатки, а одной из причин такого разрушения могла быть концентрация напряжений в месте этого перехода. Поэтому при изготовлении направляющих лопаток из нержавеющей стали 14X17H2 осевого компрессора агрегата ГТК-25И было принято конструктивное решение по снижению концентрации напряжений в месте перехода пера к цапфе путем изготовления выкружек (рис. 1) глубиной до 4 мм. Однако, эксплуатация показала, что по-прежнему в рассматриваемых зонах появляются усталостные трещины (рис. 1, *a*), возможно даже чаще, чем при первоначальной конструкции лопатки.

Для объяснения причин разрушения лопаток проведено изучение их напряженно-деформированного состояния в районе перехода перо-цапфа путем динамического тензометрирования с помощью малобазных датчиков типа КФ5П1-1-200 (база 1 мм, *R* = 200 Ом).

Исследования проводили на одном и том же фрагменте лопатки, постепенно увеличивая глубину выкружки (рис. 1, δ) от 0 до 4 мм (с шагом 1 мм) в местах перехода перо-цапфа. Каждый цикл тензометрирования заключался в том, что лопатку, с каждым типоразмером выкружки, поэтапно препарировали тензодатчиками с расположением их решетки в исследуемой зоне под углами к оси лопатки 0°, 45° и 90°.

На поверхности цапфы со стороны спинки (рис. 2, *a*) видны эрозионные повреждения после эксплуатации, а поверхность цапфы со стороны корыта (рис. 2, δ) свободна от повреждений, что свидетельствует о наличии вибраций пера лопатки и, как следствие, возможности усталостного разрушения. Ранее проведенные исследования показали, что наибольшие напряжения возникают при резонансных колебаниях лопатки по первой форме в месте перехода перо-цапфа ближе к входной кромке со стороны корыта. Поэтому в дальнейшем все измерения проводили в этой зоне. Один из вариантов расположения тензодатчика показан на рис. 1, δ .



Рис. 1. Вид поверхности пера лопатки с трещиной в районе выкружки (*a*), и внешний вид фрагмента направляющей лопатки с тензодатчиком (б)

© В. Т. Трощенко, К. А. Ющенко, Б. А. Грязнов, В. С. Савченко, Ю. С. Налимов, Л. В. Червякова, О. В. Кононученко, 2008

ISSN 1727-0219 Вестник двигателестроения № 2/2008



Рис. 2. Внешний вид фрагмента направляющей лопатки с цапфой со стороны «спинки» со следами эрозии на поверхности цапфы (*a*), и со стороны «корыта», поверхность цапфы без повреждений (б)

Результаты тензометрирования показали, что исследуемая зона лопатки находится в условиях плоского напряженного состояния при действии циклических изгибающих нагрузок. По экспериментальным результатам тензометрирования рассчитывали главные деформации и главные напряжения по формулам (1) согласно [1]

$$\varepsilon_{1,2} = \frac{\varepsilon_0 + \varepsilon_{90}}{2} \pm \frac{\sqrt{2}}{2} \sqrt{(\varepsilon_0 - \varepsilon_{45})^2 + (\varepsilon_{45} - \varepsilon_{90})^2};$$

$$\sigma_1 = \frac{E}{1 - \mu^2} (\varepsilon_1 + \mu \varepsilon_2); \ \sigma_2 = \frac{E}{1 - \mu^2} (\varepsilon_2 + \mu \varepsilon_1), \quad (1)$$

где E – модуль упругости, μ – коэффициент Пуассона; ε_0 , ε_{45} , ε_{90} , – относительные деформации, измеренные с помощью тензодатчиков, наклеенных под углами 0°, 45° и 90° градусов к оси лопатки.

Для сравнения напряженно-деформированных состояний исследованных вариантов величины выкружки рассчитывали величины $\sigma_{_{3KB}}$ согласно энергетической теории прочности [2] по формуле (2)

$$\sigma_{_{\mathcal{SKG}}\mathrm{IV}} = \sqrt{\sigma_1^2 + \sigma_2^2 - \sigma_1 - \sigma_2} \quad (2)$$

Экспериментальные данные позволили просле-

дить динамику изменения напряженно-деформированного состояния лопатки при циклических колебаниях в зависимости от изменения глубины выкружки в месте перехода от пера к цапфе.

Очевидно, что датчик позволяет определить величину напряжений в локальном месте пера лопатки, существенно удаленном от поверхности концентратора. Поэтому, для выяснения закономерностей распределения напряжений по перу лопатки для разных размеров выкружки (рис. 3) был проведен расчет методом конечных элементов с использованием комплекса SPACE 3D [3].

В расчетной модели перо лопатки было представлено прямоугольной пластиной с толщиной, равной толщине пера лопатки в месте перехода цапфа-перо и с реальными радиусами перехода от заделки (цапфа) к перу лопатки. Модель нагружалась статической нагрузкой по концу консоли пластины перемещением, равным 1 мм, соответствующим амплитуде конца пера лопатки при динамическом возбуждении.



Рис. 3. Геометрия проекции выкружки на плоскость пера лопатки: R – радиус, a – «щека», b – «полка», h = R + a – глубина выкружки

Расчетные значения абсолютных максимальных эквивалентных напряжений σ_{Makc} , максимальных напряжений по поверхности концентратора σ_{Makc}^{KOH4} и напряжений σ_{damyuk} в точке, соответствующей точке экспериментального измерения датчиком в сопоставлении с экспериментально зафиксированными значениями эквивалентных напряжений σ_{damyuk}^{3kcn} приведены в таблице 1.

Расчет показал, что при увеличении глубины hвыкружки максимальные напряжения при отсутствии «щек» непрерывно снижаются. Введение «щек» стабилизирует значение напряжений при достижении выкружкой глубины h = 2 мм. Введение «полки» несколько снижает эквивалентные напряжения при малых величинах R, и практически не оказывает влияния при увеличении радиуса.

При отсутствии выкружки, т.е. в начальном состоянии объекта исследования, максимальное зна-

Таблица 1 – Сопоставление расчетных напряжений и экспериментально измеренных в районе выкружки

,	n		1		aven		
h,	<i>R</i> ,	а,	<i>b</i> ,	σum	$\sigma_{\mu\sigma\mu\sigma}^{\kappa\sigma\mu\mu}$	σ,	$\sigma_{\partial am + u\kappa}^{3\kappa cn}$,
MM	MM	MM	MM	МПа	МПа	МПа	МΠа
0	_	_	-	462	462	252	264
	1,0	0	0	426	410	290	273
1.0	1,0	0	1,0	413	392	_	_
1,0	1,0	0	2,0	402	383	-	-
	1,0	0	3,0	400	380	-	_
	1,5	0	1,0	390	366	-	_
1,5	1,5	0	2,0	385	361	_	_
	1,5	0	3,0	383	358	-	_
	2,0	0	0	373	351	310	350
20	2,0	0	1,0	369	351	-	-
2,0	2,0	0	2,0	367	349	-	-
	2,0	0	3,0	365	346	-	_
	2,5	0	0	346	343	-	-
2,5	2,5	0	1,0	346	338	-	-
	2,5	0	2,0	345	336	-	-
2,7	2,5	0,2	0	352	352	-	-
	2,5	0,5	0	371	371	313	370
	2,5	0,5	0,5	368	368	-	-
	2,5	0,5	1,0	367	367	-	-
3,0	3,0	0	0	334	330	304	-
	3,0	0	1,0	333	328	-	-
	3,0	0	2,0	332	327	-	-
	3,0	0	3,0	331	326	-	-
3,2	3,0	0,2	0	341	341	-	-
3,5	3,0	0,5	0	356	356	-	-
	3,0	1,0	0	373	373	292	367,9
10	3,0	1,0	1,0	371	371	-	-
4,0	3,0	1,0	2,0	369	369	-	_
	4,0	0	0	317	314	290	_
	3,0	2	0	376	376	-	_
5,0	4,0	1	0	343	343	-	_
	5,0	0	0	304	304	-	-

чение напряжения наблюдается на поверхности концентратора. При этом вдали от концентратора имеется зона достаточно высоких напряжений. Ее существование обусловлено геометрией перехода от цапфы к перу лопатки.

Расчет показал, что при a = b = 0, когда форма выкружки определяется радиусом *R*, максимальные напряжения наблюдаются на некотором удалении от поверхности концентратора. Зона поверхности лопатки, в которой действующие напряжения высоки и сопоставимы по величине, достаточно обширна.

При ненулевых значениях величины «щеки» a и глубине выкружки 3.....5 мм максимальные напряжения достигаются на поверхности концентратора, при этом они существенно выше, чем напряжения при тех же величинах R и a = 0.

На рис. 4 показано изменение расчетных эквивалентных напряжений от глубины выкружки. С увеличением радиуса выкружки, т.е. уменьшением концентрации, эквивалентные напряжения уменьшаются. В случаях ненулевой величины «щеки» напряжения возрастают, происходит стабилизация величины эквивалентных напряжения (при h = 3 и 4 мм).

Сравнение экспериментальных и расчетных значений напряжений (рис. 5, табл. 1) для места наклейки датчика показывает сопоставимость величин эквивалентных напряжений, полученных обоими методами. Согласно результатам тензометрирования, при изменении глубины выкружки от 1 мм до 2 мм в зоне замера напряжений происходит резкое возрастание напряжения, а при изменении от 3 мм до 4 мм – практически не меняется. Аналогичная картина наблюдается и для напряжений, полученных в расчете.

В то же время, уже при глубине выкружки $h \ge 2$ мм экспериментально определенные значения эквивалентных напряжений выше расчетных. Это видимо связно с тем, что расчет учитывает только изменение концентрации напряжений при увеличении глубины выкружки, и не учитывает динамику нагружения при колебаниях лопатки, ведь при увеличении глубины выкружки уменьшается не только коэффициент концентрации, но и жесткость сечения, относительно которого происходят колебания пера лопатки. При расчете также не учитывается влияние колебаний так называемых «крыльев» (частей пера, которые находятся за пределами цапфы).

Проведенный анализ напряженно-деформированного состояния исследуемой лопатки с выкружками показал, что оптимальной является глубина выкружки h = 2-3 мм. Ее увеличение не приводит к существенному снижению эффективных напряжений. Показано, что введение «щек» не обосновано. В этом случае напряжения выше, чем при тех же величинах *R* и отсутствии «щек».



Рис. 4. Изменение расчетных эквивалентных напряжений в окрестностях выкружки:

1 – абсолютный максимум; 2 – максимум по поверхности концентратора; 3 – абсолютный максимум при $h \ge 3$ мм и наличии «щеки»; 4 – максимум по поверхности концентратора при $h \ge 3$ мм и наличии «щеки»



Рис. 5. Изменение эквивалентных значений напряжений в точке замера датчиком в зависимости от глубины выкружки: 1 – эксперимент: 2 – расчет

Следует особо отметить, что приведенный расчет выполнен исходя из условий изотропного состояния металла в районе выкружек. В реальности же материал имеет неоднородное структурное состояние (рис. 6), что приводит к изменению свойств металла во времени, прежде всего, коррозионной стойкости поверхности пера лопатки под воздействием окружающей среды.

Зафиксированная значительная неоднородность структуры связана с предложенным разработчиками металла режимом термообработки, выбранным исходя из обеспечения необходимой величины его механических характеристик. Выбранные режимы термообработки предусматривают закалку металла при температурах 980-1020 °С и дополнительный высокий отпуск при температурах 680-700 °C, в результате чего значительное количество углерода образует с хромом его карбиды, что приводит к обеднению углеродом твердого раствора и повышению пластических характеристик металла. Вместе с тем, такая термообработка приводит к выделению по границам бывших аустенитных границ зерен (рис. 6) карбидов хрома типа $Cr_{23}C_6$. При этом происходит обеднение приграничных участков зерен хромом до уровня ниже порога пассивации, что облегчает межзеренное разрушение, инициирующее последующее усталостное разрушение.

Проведенные исследования показали существование в районе выкружек обширных зон с высоким уровнем напряжений. Их наличие, при



Рис. 6. Коррозионная язва на поверхности пера поворотной лопатки после полной термообработки (стрелками показаны элементы межзеренного разрушения) (*a*), и вид поверхности лопатки в районе выкружки с усталостной трещиной в зоне коррозионного межзеренного разрушения (б)

доказанной склонности металла пера поворотной лопатки к межзеренному разрушению (рис. 6, a), будет облегчать возникновение и развитие усталостных трещин в случае, если коррозионная язва сформируется в районе выкружки (рис. 6, δ).

Перечень ссылок

- Серьезнов А.Н. Измерения при испытании авиационных конструкций на прочность. – М.: Машиностроение, 1976. – 224 с.
- Писаренко Г.С., Яковлев А.П., Матвеев В.В. Справочник по сопротивлению материалов. – Киев: Наук. думка, 1975. – 704 с.
- Кобельский С.В., Куриат Р.И., Кравченко В.И., Квитка А.Л. Методика и исследование пространственного термонапряженного состояния моделей лопаток турбин с покрытиями при термоциклическом нагружении. // Пробл. прочности, 1999. – №6. – С. 56-64.

Поступила в редакцию 14.05.2008

Описується методика і результати експериментального дослідження характеристик напружено-деформівного стану лопатки осьового компресора ГТК-25И в околицях переходу пера до цапфи. Результати зіставляються з отриманими розрахунком МКЕ. Зроблено припущення про можливі причини руйнування лопаток.

Method and results of experimental definition the stress-deformation state of blade axial compressor GTK-25I is given. Results are compared with the data obtained by FEM calculation. Assumptions for blades distruction are given.

УДК 539.3: 534.1

Ю. В. Мастиновский, Д. В. Данильченко

НЕСТАЦИОНАРНАЯ ПОПЕРЕЧНАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ОБОЛОЧКИ С КРИВОЛИНЕЙНОЙ ОСЬЮ

Тонкостенная упругая изотропная оболочка постоянного кругового сечения с криволинейной осью рассматривается как участок тора, уравнения движения которого получены как частный случай моментной теории оболочки вращения. Оболочка находится в условиях плоского деформирования в плоскости ее поперечного сечения. Задача решается численно с использованием метода характеристик. Анализируется влияние различных механических и физических параметров тороидальной оболочки на качественное и количественное изменения волнового поля.

Теория расчета оболочек является одной из наиболее интенсивно развивающихся ветвей прикладной теории упругости. Это связано, в первую очередь, с высокой экономичностью конструкций, выполняемых с применением оболочек и с широкой областью их применения. Среди оболочек различной конфигурации оболочки с криволинейной осью используются сравнительно часто [1]. Достаточно сказать, что такие оболочки фактически являются составляющими любого трубопровода. Существующие методы анализа НДС трубопроводов традиционно строятся на базе стержневых моделей. Такой подход может быть оправдан при расчете толстостенных труб. Нестационарные волны в тонкостенных трубах как торообразных оболочках, насколько известно авторам, не исследовались.

Рассмотрим криволинейную трубу, осевая линия которой представляет дугу радиуса a_0 с центральным углом (углом гиба) Θ . Труба имеет круговое поперечное сечение радиуса $R_1 < a_0$ и постоянную толщину стенки *h*. Пусть такая тонкостенная труба, как участок торообразной оболочки, подвергается



© Ю. В. Мастиновский, Д. В. Данильченко, 2008

нестационарному воздействию, однородному вдоль оси. Тогда оболочка будет находиться в условиях плоского деформирования (не зависящего от Θ).

Основные уравнения и соотношения для тора, как оболочки вращения, можно получить из общей теории оболочек вращения [2, 3]. Координатная поверхность определяется углом Θ , задающим положение меридиальной плоскости, углом ξ , измеряемым по меридиану от оси вращения Z_0 (рис. 1).

Введем геометрическую величину r – расстояние от рассматриваемой точки M до оси вращения. В этой системе координат поперечное сечение срединной поверхности тора в параметрическом виде запишется так:

$$\begin{cases} X_0 = r = a_0 + R_1 \sin \xi; \\ Z_0 = R_1 \cos \xi. \end{cases}$$

Коэффициенты первой квадратичной формы: $A_1 = R_1$; $A_2 = r = a_0 + R_1 \sin \xi$. Геометрия поверхности оболочки характеризуется гауссовой кривизной Г $= \kappa_1 \kappa_2$, где $k_1 = \frac{1}{R_1}, k_2 = \frac{1}{R_2}$; R_1, R_2 – радиусы главных кривизн. Рассматриваемая в данной работе то-

пых кривны. Гассматриваемая в данной работе тороидальная оболочка является оболочкой смешанной гауссовой кривизны, т.е. состоит из участков с различной гауссовой кривизной ($\Gamma > 0$ при $0 < \xi < \pi$; $\Gamma = 0$, при $\xi = 0$, $\xi = \pi$; $\Gamma < 0$ при $\pi < \xi < 2\pi$). В рассматриваемой системе координат (рис.1), радиусы главных кривизн R_1 и

$$R_{2} = \begin{cases} \frac{r}{\sin\xi} = \frac{a_{0}}{\sin\xi} + R_{1}, npu \ 0 < \xi < \pi; \\ -\frac{r}{\sin\xi} = -\frac{a_{0}}{\sin\xi} - R_{1}, npu \ \pi < \xi < 2\pi; \\ \infty, npu \ \xi = 0, \ \xi = \pi. \end{cases}$$

Одно из уравнений Кодацци-Гаусса [2] определяет формулу дифференцирования R_2 $\frac{\partial R_2}{\partial \xi} = \frac{R_2}{r} (1 - \frac{R_2}{R_1}) \frac{\partial r}{\partial \xi}$, а два других тождественно

удовлетворяются.

Поскольку вектор \overline{q} , определяющий внешнюю поверхностную нагрузку, меняется во времени достаточно быстро, то согласно принципу Даламбера учитываются силы инерции при движении оболоч-

ки и в этом случае $\overline{q} = \overline{q}(\xi, t) - ph \frac{\partial^2 \overline{U}}{\partial t^2}$, где второй член определяет инерционную силу, ρ – плотность

материала, \overline{U} – вектор перемещений. Предполагается, что поперечное смещение V_3 не зависит от радиальной координаты, а тангенциальное смещение V_1 определяется в виде:

$$V_1 = V_0(\xi, t) + Z\psi(\xi, t), -h/2 \le Z \le h/2,$$

где V_0 – тангенциальное смещение срединной поверхности меридиана, Z – координата, отсчитываемая по нормали к срединной поверхности и направленная в сторону внешней нормали, ψ – угол поворота нормали к срединной поверхности в результате деформации оболочки.

Безразмерные уравнения движения тороидальной оболочки принимают вид:

$$\frac{\partial^2 V}{\partial \xi^2} - \frac{\partial^2 V}{\partial \tau^2} = \beta \left[\beta V - \frac{\partial V}{\partial \xi} - (1 - \alpha) W \right] + v\alpha \left(V - \frac{\partial W}{\partial \xi} \right) - C_2^2 Q - \frac{\partial W}{\partial \xi} \equiv F_1;$$

$$\frac{\partial^2 \Psi}{\partial \xi^2} - \frac{\partial^2 \Psi}{\partial \tau^2} = \left(v\alpha + \beta^2 \right) \Psi - \beta \frac{\partial \Psi}{\partial \xi} + BQ \equiv F_2;$$

$$\frac{\partial^2 W}{\partial \xi^2} - \frac{1}{C_2^2} \frac{\partial^2 W}{\partial \tau^2} = \\ = \frac{1}{C_2^2} \left[(1 + v\alpha) \left(\frac{\partial V}{\partial \xi} + W \right) + \\ + \frac{1}{r_0} (v + \alpha) (V \cos \xi + W \sin \xi) \right] - \\ -\beta Q + \frac{\partial V}{\partial \xi} - \frac{\partial \Psi}{\partial \xi} - AP \equiv F_3.$$
(1)

Здесь безразмерные параметры и соотношения, определяющие связь с размерными величинами имеют вид:

$$Q = \Psi + \frac{\partial W}{\partial \xi} - V; \ \tau = \frac{tC_P}{R_1}; C_P^2 = \frac{E}{\rho(1 - v^2)}; C_S^2 = \frac{k^2 E}{2\rho(1 + v)};$$

v – коэффициент Пуассона, E – модуль Юнга, k^2 – коэффициент поправки на сдвиг;

$$C_2^2 = \frac{C_S^2}{C_P^2} = \frac{k^2(1-\nu)}{2}; \quad V = \frac{V_0}{R_1}; \quad W = \frac{V_3}{R_1};$$
$$r_0 = \frac{r}{R_1} = \frac{a_0}{R_1} + \sin\xi; \quad B = \frac{6R_1^2k^2(1-\nu)}{h^2};$$

Р – нормальная к поверхности оболочки сила;

$$A = \frac{2R_1(1+\nu)}{k^2 hE}; \ \alpha = \frac{\sin \xi}{r_0}; \ \beta = \frac{\cos \xi}{r_0}$$

Предельным переходом, полагая в правых частях системы (1) $r_0 = \infty, (\alpha = \beta = 0)$, получим

$$F_{1} = -C_{2}^{2}Q - \frac{\partial W}{\partial \xi}; F_{2} = BQ;$$

$$F_{3} = \frac{1}{C_{2}^{2}} \left(W + \frac{\partial V}{\partial \xi} \right) + \frac{\partial V}{\partial \xi} - \frac{\partial \Psi}{\partial \xi} - AP, \qquad (2)$$

уравнения для цилиндрической оболочки, которые совпадают с уравнениями, приведенными в [4] и полученные другим способом.

Уравнения характеристик и соотношения на них имеют вид [5]:

$$d(\frac{\partial V}{\partial \tau}) \mp d(\frac{\partial V}{\partial \xi}) \pm F_1 d\xi = 0,$$
$$d(\frac{\partial \Psi}{\partial \tau}) \mp d(\frac{\partial \Psi}{\partial \xi}) \pm F_2 d\xi = 0 \text{ вдоль } \frac{d\xi}{d\tau} = \pm 1; \quad (3)$$

$$d(\frac{\partial W}{\partial \tau}) \mp C_2 d(\frac{\partial W}{\partial \xi}) \pm C_2 F_3 d\xi = 0 \text{ вдоль } \frac{d\xi}{d\tau} = \pm C_2. \quad (4)$$

Кроме того, вдоль любого направления в силу непрерывности искомых функций выполняются соотношения:

$$dV = \frac{\partial V}{\partial \xi} d\xi + \frac{\partial V}{\partial \tau} d\tau;$$

$$d\Psi = \frac{\partial \Psi}{\partial \xi} d\xi + \frac{\partial \Psi}{\partial \tau} d\tau;$$

$$dW = \frac{\partial W}{\partial \xi} d\xi + \frac{\partial W}{\partial \tau} d\tau.$$
 (5)

Область возмущенного движения оболочки в плоскости (ξ, τ) определяется заданной нагрузкой,

которая принимается в виде:

$$P = \gamma \varphi(\xi) T(\tau) \,,$$

где
$$\gamma$$
 — константа, $\phi(\xi) = \begin{cases} 1, |\xi| \le \frac{\pi}{\ell} \\ 0, |\xi| > \frac{\pi}{\ell} \end{cases}$

$$T(\tau) = \begin{cases} \tau e^{1-\tau}, \tau < \tau_0 \\ 0, \tau \ge \tau_0 \end{cases}, (\ell, \tau_0 - 3aganhuse 3havenus). \end{cases}$$

Для численных расчетов в области возмущенного движения строится сетка, образуемая семейством характеристик волн сжатия $\frac{d\xi}{d\tau} = \pm 1$, поскольку характеристики волн сдвига $\frac{d\xi}{d\tau} = \pm C_2$ имеют



Характеристика $\frac{d\xi}{d\tau} = 1$, проходящая через точку 0 является границей между областью покоя и областью возмущенного давления.

При $\xi = \pi$ происходит встреча возмущений, бегущих по оболочке от точек приложения нагрузки $|\xi| \leq \frac{\pi}{\ell}$ в противоположных направлениях.

Картина движения симметрична относительно линий $\xi = 0$ и $\xi = \pi$. Начальные условия (на линии *ON*) и условия на фронте головной волны (на линии *NM*) задаются нулевыми для искомых функций и их первых производных. Расчетная ячейка (рис. 2) состоит из сходящихся в одной узловой точке 1 отрезков характеристик различных семейств. Интегрируя вдоль характеристик соответствующие соотношения (3-5) определяются значения неизвестных функций и их первых производных в узловой точке 1. Данные в точках 5, 6 находятся по известным значениям в регулярных узлах сетки 2, 3, 4 по формулам интерполяции. При расчете узловых точек на границах сеточной области $\xi = 0$ и $\xi = \pi$ используются соотношения, следующие из симметрии движения оболочки. Исходные параметры задавались такими: $\Delta \xi = \Delta \tau = 0,01$, $\ell = 18$, $\frac{h}{R_1} = 0,1$, $a_0 = 2R_1$,

 $k^2 = 0,87.$ По описанной методике расчета получены кривые зависимости безразмерного радиального перемещения W и скорости $\frac{\partial W}{\partial \tau}$ в зависимости от времени в точке $\xi = \frac{\pi}{18}$ (рис. 3), а также распределения $\frac{\partial V}{\partial \tau}$, $\frac{\partial \Psi}{\partial \tau}$, $\frac{\partial W}{\partial \tau}$ по меридиану в момент времени $\tau = 2\pi$ (рис. 4, 5). На рис. 3 скорость $\frac{\partial W}{\partial \tau}$ показана сплошлой линией, а радиальное перемещение W показано пунктиром. На рис. 4, 5 скорость $\frac{\partial W}{\partial \tau}$ показана пунктирной линией, $\frac{\partial V}{\partial \tau}$ – сплошной линией, $\frac{\partial \Psi}{\partial \tau}$ – точками.

Характер изменения перемещений и скоростей цилиндрической оболочки для момента времени $0 < \tau \le 3$ совпадают с результатами [4] и качественно согласуются с результатами для торообразной оболочки, приведенными на рис. 3.

Разработанная методика может быть использована для расчета тороидальной оболочки под действием торцевой нагрузки.



Рис. 3. Изменение перемещеня W и скорости $\frac{\partial W}{\partial \tau}$ в т. $\xi = \frac{\pi}{18}$ в зависимости от времени



Рис. 4. Распределение скоростей по меридиану ($0 \leq \xi \leq \pi$, ν = 0,17)



Рис. 5. Распределение скоростей по меридиану ($0 \le \xi \le \pi$, $\nu = 0,33$)

Перечень ссылок

- Гуляев В.И., Баженов Е.А., Гоцуляк Е.А., Гайдайчук В.В. Расчет оболочек сложной формы. – К.: Будівельник, 1990. – 192 с.
- Пикуль В.В. Теория и расчет оболочек вращения. – М.: Наука, 1982. – 157с.
- Пелех Б.А. Обобщенная теория оболочек. Львов, 1978. – 159с.
- Сагомонян А.Я. Волны напряжений в сплошных средах. М.: Издат-во Моск. университета. 1985. 416с.
- Чу(Чжоу), Мортимер, Решение одномерных задач о распространении упругих волн методом характеристик// Прикладная механика - №3,1967
- Тихая О.А., Мастиновский Ю.В., Данильченко Д.В. Поперечный удар по упругой цилиндрической оболочке // Матеріали міжнародної наукової конференції «Математичні проблеми технічної механіки», Дніпропетровськ-Дніпродзержинськ, 2008. – С. 78-79.

Поступила в редакцию 29.05.2008

Тонкостінна пружна ізотропна оболонка постійного кругового перетину із криволінійною віссю розглядається як ділянка тора, рівняння руху якого отримані як окремий випадок моментної теорії оболонок обертання. Оболонка перебуває в умовах плоского деформування в площині її поперечного перерізу. Задача розв'язується чисельно з використанням методу характеристик. Аналізується вплив різноманітних механічних та фізичних параметрів тороідальної оболонки на якісні та кількісні зміни хвильового поля.

Thin-walled elastic isotropic shell of constant circular section with a curvilinear axis is considered as a tore part, the movement equations of which are received as a special case of moment theory of the rotation shell. The shell is in conditions of flat deformation in a plane of its cross-section part. The problem is numerically solved with use of the characteristics method. The influence of various mechanical and physical parameters of a toroidal shell on qualitative and quantitative changes of wave field is analyzed. УДК 621.951

В. Н. Белик, А. Я. Мовшович

ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ КОРПУСА ПРИСПОСОБЛЕНИЯ УПТО ДЛЯ МНОГОКООРДИНАТНОЙ ОБРАБОТКИ

Исследовано напряженно-деформированное состояние корпуса приспособления УПТО для многокоординатной обработки.

Постановка задачи

В настоящее время на многооперационных станках и ГПС на их базе, как правило, используется оснастка, применяемая на универсальном оборудовании.

Однако использование таких приспособлений на многооперационном оборудовании предъявляет к ним целый ряд новых требований, определяемых спецификой таких систем, связанных с универсальностью, точностью обработки, жесткостью и прочностью базовых элементов конструкций, их металлоемкостью [1].

В этой связи, при создании унифицированной переналаживаемой технологической оснастки (УПТО) для механообработки остро встает вопрос научно-обоснованного выбора конструктивно-технологических параметров разрабатываемой оснастки с учетом жесткости и прочности базовых элементов конструкции при минимальной металлоемкости и обеспечении требуемой точности обработки.

Целью настоящего исследования напряженнодеформированного состояния корпуса механизированного базового приспособления УПТО горизонтального исполнения (рис. 1).

Приспособление содержит корпус 1, на верхней плоскости которого установлены базовые платики 2 и базовые пальцы 3. На боковых поверхностях корпуса 1 расположены гидравлические поворотные прихваты 5 и направляющие 4. В корпусе 1 установлены соединенные между собой, гидроаккумулятор 9 и полумуфты левые 6. На нижних поверхностях базовых платиков 2 установлены, соединенные между собой и с полумуфтой левой 6, клапаны 7. Кроме того, в корпусе 1 установлены также, связанные между собой и с левой полумуфтой 6, четыре пневматических цилиндра 8. Левые полумуфты 6 связаны с гидроаккумулятором 9, клапанами 7 и пневматическими цилиндрами 8 при помощи гибких рукавов высокого давления, остальные гидравлические и пневматические устройства – металлическими трубопроводами. Гидроаккумулятор 9, клапан 7 и узлы соединения используются для работы с применением автоматического стыковочного устройства.

На заготовку при обработке на станке действуют усилия резания, которые через плиту-спутник передаются на базовое приспособление.



Рис. 1. Базовое механизированное приспособление горизонтального типа

[©] В. Н. Белик, А. Я. Мовшович, 2008

Многообразие действующих силовых факторов приводится к системе трех сил и трех моментов. Как показали предварительные расчеты, наиболее неблагоприятным является случай нагружения системой усилий Px = 5 кH, Py = 10 кH и моментом Mx = 700 Hм. Этот вариант нагружения и был принят при составлении расчетной схемы (рис. 2).

Данное силовое воздействие передается на базовое приспособление в точках 1, 2, 3, 4 крепления плиты-спутника. Возникающие в данных точках реакции *Qix*, *Qiy*, *Qiz* удовлетворяют следующим условиям

$$\sum_{i=1}^{4} Qix = Px , \qquad (1)$$

$$\sum_{i=1}^{4} Q_{iy} = Py, \qquad (2)$$

$$\sum_{i=1}^{4} Mx(Qix, Qiy, Qiz) = Mx.$$
(3)

В точках 5, 6, 7, 8 приложения усилий закрепления корпуса приспособления действующая система усилий удовлетворяет условиям

$$Qix = 0, (4)$$

$$Qiy = 0, (5)$$

$$Qiz = -N (6)$$

$$Q_{12} = -N,$$
 (0

где *N* = 30 кH – усилие закрепления корпуса на столе станка. По плоскости *Z* = 0 граничное условие имеет вид

рскости
$$Z = 0$$
 граничное условие имеет вид
 $Uz \ge 0,$ (7)

где Uz – перемещение точек корпуса вдоль оси.

Выражение (7) представляет собой условие непро-





никновения точек корпуса в тело стола станка.

Таким образом, исследуемый корпус нагружается системой усилий *Qix*, *Qiy*, *Qiz*, удовлетворяющих системе соотношений (1)-(6), с граничными условиями (7). Для определения его напряженнодеформированного состояния необходимо решить пространственную контактную задачу теории упругости.

Для решения сформулированной контактной задачи с граничными условиями типа неравенств наиболее эффективно применение методики, предложенной в работах Л.С. Кравчука [1] и основанной на использовании теории вариационных неравенств.

Предложенный алгоритм реализован в виде программ на языке ФОРТРАН для ЭВМ.

Результаты исследования прочности и жесткос-



Рис. 2. Вариант нагружения корпуса

ти корпуса базового приспособления.

С использованием разработанного алгоритма, реализованного в виде программы для ЭВМ серии ЕС, был проведен расчет напряженно-деформированного состояния корпуса базового основания. На него действует следующая система усилий, удовлетворяющая соотношениям (1)-(6):

$$Qix = 1,25 \text{ kH}, i = \overline{1,4},$$
 (8)

$$Qiy = 2,5 \text{ KH}, i = \overline{1,4}, \qquad (9)$$

$$Qiz = 1,17 \text{ kH}, i = 2, 3,$$
 (10)

$$Qiz = -1,17 \text{ kH}, i = 1, 4,$$
 (11)

$$Qix = Qiy = 0, i = \overline{5,8},$$
 (12)

$$Qiz = -30 \text{ kH}, i = \overline{5,8}.$$
 (13)

В процессе исследований варьировалась толщина стенки корпуса (см. рис. 3). Она принималась равной 20, 40, 60, 120 мм. Анализ схемы деформирования корпуса при различных значениях параметра t показал, что характер деформирования корпуса приспособления при t = 20, 40, 60, 120 мм примерно одинаков: наибольшие перемещения наблюдается на периферии, при приближении к центральной части они уменьшаются. Не наблюдается отрыва корпуса приспособления от стола станка по всей плоскости их сопряжения.

Доминирующими напряжениями в приспособлении являются δ₂. Здесь δ₃ определяется по формуле

$$\delta_{9} = \frac{\sqrt{2}}{2} \sqrt{(\delta_{x} - \delta_{y})^{2} + (\delta_{y} - \delta_{z})^{2} + (\delta_{z} - \delta_{x})^{2} + 6(\tau_{xy}^{2} + \tau_{yz}^{2} + \tau_{zx}^{2}). \quad (14)$$

Видно, что уровень напряжений в корпусе невысок, за исключением угловых областей, где они достигают величины 27 МПа.

Характеристики напряженно-деформированного состояния корпуса при различных значениях толщин *t* приведены в табл. 1.

Таблица 1 – Характеристики напряженно-дефор-

1	миров	анного с	юстояния	а базовог	о_присп	юсоблени	ИЯ
	t,	<i>Uх</i> мах,	Uумах,	Uzмax,	δzmax,	б мах,	
	MM	МКМ	МКМ	МКМ	МΠа	МΠа	
	20	15	18	48	139	156	
	40	13	14	37	106	150	
	60	3	4	10	27	27	
	120	3	4	11	27	27	

Из представленных в табл. 1 данных видно, что максимальные перемещения и напряжения в приспособлении наблюдаются при t = 20 мм. При этом величина напряжений (156 МПа) значительно ниже предела текучести материала корпуса базового приспособления (800 МПа), что обеспечивает его работу в упругой области.

С целью определения влияния усилий резания на напряженно-деформированное состояние приспособления был проведен расчет напряженно-деформированного состояния при действии на приспособление только усилий закрепления на столе станка. Результаты данного расчета приведены на рис. 4.

Видно, что критерии деформирования при действии усилий резания и при их отсутствии мало различаются. Перемещения от действия сил Px, Py, момента Mx составляют примерно 30 % от перемещений, вызванных усилиями закрепления на столе станка.

Выводы

По результатам исследований построены графики зависимости максимальных значений перемещений и напряжений от параметра t (рис. 5). Из рисунка видно, что все характеристики напряженно-деформированного состояния резко возрастают при уменьшении t от 60 мм и почти не меняются при увеличении t от 60 мм. В связи с этим данное значение толщины стенки может быть рекомендовано в качестве оптимального.



Рис. 4. Схема деформированного базового приспособления при t = 60 мм при отсутствии усилий резания



Рис. 5. Зависимость характеристик напряженно-деформированного состояния базового приспособления от толщины стенки *t*

Перечень ссылок

- Мовшович А.Я., Белик В.Н. Рациональный выбор технологической оснастки для многокоординатного оборудования и ГПС // Вестник Национального технического университета «ХПИ». – Харьков: НТУ «ХПИ». – 2007. – № 17. – С. 111-117.
- Кравчук А.С. Постановка задачи о контакте нескольких деформирующих тел. – М.: Прикладная математика и механика. – 1978. – 72, вып. – № 3. – С. 466-474.

Поступила в редакцию 29.05.2008 Досліджено напружено-деформований стан корпуса пристосування УПТО для багатокоординатної обробки.

The tensely-deformed state of corps adaptation UPTO is explored for multicoordinate treatment. УДК 621.891:669.018.44

В. В. Циганов, Л. Й. Івщенко

ЗВ'ЯЗОК СТРУКТУРНОГО СТАНУ ПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ ТА ЗНОСОСТІЙКОСТІ ДЕТАЛЕЙ ТРИБОЗЄДНАНЬ ПРИ ТРИМІРНОМУ НАВАНТАЖЕННІ

Проведені дослідження зношування конструкційних матеріалів при тримірному навантаженні. Застосуванням фізичних методів досліджень поверхневого шару обґрунтовано його структурний стан, що дозволяє сформулювати триботехнічний принцип мінімізації зношування.

Однією з головних проблем сучасного машинобудування є збільшення терміну служби машин і механізмів. Відомо, що головною причиною виходу з ладу машин є не їх поломка, а знос рухливих з'єднань і робочих органів під впливом сил тертя. При проектуванні й експлуатації машин не завжди використовуються найбільш ефективні засоби зниження зносу, що враховують конкретні умови роботи. Спроби застосувати традиційні методи науки про міцність твердих тіл до задач тертя і зносу виявилися неефективними. Вимушені простої машин при ремонті рухливих з'єднань приводять до великих втрат. Сучасне становище досліджень в області зношування матеріалів в особливо важких (екстремальних) умовах механічного, теплового та хімічного навантаження, що носять динамічний характер, не дозволяють з високим ступенем достовірності вибрати (або розробити) ті чи інші конструктивно-технологічні заходи, які спрямовані на підвищення довговічності виробів.

Наприклад, відомо, що ресурс авіаційного газотурбінного двигуна визначається значною мірою такими деталями, як лопатки, у тому числі і вентиляторні. При експлуатації газотурбінного двигуна спостерігається знос контактуючих поверхонь антивібраційних полиць вентиляторної лопатки, що обумовлює збільшення амплітуди їх коливань та може призвести до злому лопатки.

При роботі двигуна спостерігається істотне розсіювання по колу ротора умов навантаження кожної з пар полиць по тиску в зоні контакту, амплітуді прослизання, частоті коливань. Тому, наприклад, в одному робочому колесі турбіни через неконтрольовані умови навантаження виникають зони підвищеного і зниженого зносу, причому розкид, за даними цієї роботи, може складати ±650 %. Положення таких зон у даний час спрогнозувати неможливо.

Тому єдиним виходом з цього становища є дослідження в модельних умовах, які б відтворювали параметри навантаження, близькі до реальних.

Процеси тертя та зношування, а також руйнуван-

ня поверхневих шарів деяких деталей, таких як, наприклад, антивібраційні полиці лопаток вентилятора, визначаються динамічністю навантаження у контакті, амплітудами взаємного переміщення в двох взаємно перпендикулярних площинах при наявності нормального навантаження, що створює специфічні умови контактної взаємодії. Такий комплекс умов навантаження викликає складний об'ємний напружений стан поверхневих шарів матеріалів пар, що контактують. Цим пояснюються обмежені можливості загальних положень теорій тертя, а також більшості результатів експериментальних досліджень.

Урахування тримірності навантаження, складності його розподілу, геометрії контакту, властивостей матеріалу та впливу середовища ускладнює картину процесу руйнування контактуючих поверхонь, але є необхідним при визначенні довговічності контактуючих деталей. Відомо, що зношування може відбуватися за декількома різними механізмами. Змінення того чи іншого фактора або поява нового фактора приводить до змінення механізму зношування. Механізм зношування в цих умовах є невідомим, і його дос-лідження є актуальним, що дає можливість керувати процесом.

Окремими авторами [1-4] проводилися дослідження при поєднанні деяких з вище зазначених факторів навантаження: терті або ударі при знижених температурах; двонаправленому терті, ударі з проковзуванням в одному напрямку. Автори цих досліджень приходять в цілому до однакового висновку: неможливість охопити процеси в умовах складного навантаження, в рамках єдиної теорії, що обумовлює провідну роль експерименту у подібних дослідженнях. Нехтування складністю комплексів факторів навантаження приводить до спотворення результатів дослідження і створення картини процесу зношування, що мало відповідає реальному процесу. За допомогою сучасної теорії удару не можна аналітично вирішити задачу розрахунку контактної міцності і зносу поверхонь при їх зіткненні. Тому при дослідженні механізму й основних закономірностей зношування при ударі необхідно базуватися насамперед на експериментальній основі. Рішення задачі про поверхневу міцність пар тертя при наявності вібрацій буде можливе лише тоді, коли будуть з'ясовані основний механізм і деталі контактного руйнування двох твердих тіл, номінально нерухомих відносно одне одного і підданих одночасно впливу вібрацій [1].

Додавання однократного чи періодичного ударного навантаження може приводити до власних контактних коливань як у нормальному, так і в тангенційному напрямках. Це, у свою чергу, може приводити до зниження сили тертя, що і відзначалося в ряді робіт [4, 5, 6]. При ударі, крім розглянутої тут взаємодії в нормальному і тангенційному напрямках, може здійснюватися процес накладення деформування матеріалу як у контактній зоні, так і в об'ємі. Співвідношення швидкостей удару, розмірів і матеріалів твердих тіл може бути таким, що за час контактування ударна хвиля багаторазово пройде усередині тіл. Амплітуда ударної хвилі може бути достатньою, щоб багаторазове передеформування матеріалу в об'ємі привело до підготовки процесу утворення тріщини і її поширення в контактній зоні.

Викладене вказує на складність процесів контактної взаємодії твердих тіл, що відбуваються при накладенні динамічних навантажень навіть одного спрямування. Однак складна взаємодія твердих тіл у контактній зоні повинна враховуватися для побудови достовірних моделей контактування і прогнозування поверхневої міцності матеріалів при динамічних навантаженнях. Незважаючи на те, що приблизно ясно, який внесок може вносити у процес поверхневого руйнування кожний з факторів комбінованого навантаження, чіткі кількісні залежності, що показують цей вплив, поки не отримані. Ще більш складним є одержання залежностей, що установлюють взаємний вплив один на одного кожного з факторів комбінованого навантаження.

Втрата працездатності деталей відбувається під впливом екстремальних умов експлуатації за рахунок змін у поверхневих шарах металу. При цьому встановлено, що на досліджених поверхнях змін фазового складу не спостерігається, але помітні сліди інтенсивної пластичної деформації.

У зв'язку з цим є актуальним комплексне дослідження процесів контактної взаємодії в трибовузлах, які експлуатуються при тримірному навантаженні з встановленням зв'язку між структурним станом поверхневого шару та зносостійкістю деталей.

Однією з задач дослідження було визначити вплив кожного з факторів навантаження окремо та у взаємодії. Випробування проводилися на зразках в модельних умовах. Для цієї мети використано експериментальну установку що дозволяє моделювати стан тривимірного динамічного навантаження у контакті зразків, які в ході випробувань проковзують у двох взаємно перпендикулярних напрямках при співударенні. Зразки виготовлено з матеріалів натурних деталей та мають на своїх поверхнях вирізи, призначення яких – залишити на поверхні контрзразків ділянки поверхнонь, які не перебували у контакті. Для випробувань на зношування при безударному режимі передбачено регулювання постійного нормального навантаження за рахунок змінення жорсткості пружини (рис. 1).



Рис. 1. Схема експериментальної установки:

1 – рухома права стійка на напрямних; 2 – нерухома ліва стійка; 3 – електродвигун вузла завдання параметрів ударів та проковзування у повздовжньому напрямку (повздовжньої амплітуди та енергії удару); 4 – гнучкий вал; 5 – диск з гніздами під неврівноважену масу: 6 - неврівноважена маса; 7 – жорстка державка лівого зразка; 8 – база зразка; 9 - зразки; 10 - камера вузла завдання температури; 11 упорна поверхня; 12 - пружина; 13 - вузол тонкого регулювання амплітуди поперечного проковзування; 14 ексцентрик завдання поперечної амп-літуди (вузла завдання поперечного проковзування), що регулюється; 15 електродвигун вузла завдання поперечного проковзування; 16 - державка правого зразка з двох половин, з'єднаних шарнірно; 17 - передача гвинт - гайка для ручного регулювання вузла поперечного проковзування; 18 - пакети плоских пружин на обох стійках вузла кріплення зразків та завдання статичного нормального навантаження; 19 - передача гвинт - гайка для ручного регулювання вузла кріплення зразків завдання та статичного нормального навантаження

Установка, в якій співударяння відбувається за рахунок обертання неврівноваженої маси складається з вузлів кріплення зразків та завдання нормального статичного навантаження, вузла завдання поздовжньої амплітуди та енергії удару, вузла завдання поперечної амплітуди, вузла завдання температури.

Вузол кріплення зразків має державки зі зразками, закріплені консольно на стійках за допомогою плоских пружин. Ліва стійка зв'язана з вузлом завдання поздовжньої амплітуди та енергії удару і має на державці закріплений диск з неврівноваженою масою, з'єднаний з електродвигуном через гнучкий вал. Вузол завдання поперечної амплітуди зв'язаний з правою стійкою, що має державку, дві половини якої з'єднані за допомогою шарніру.

Установка працює наступним чином. Диск з неврівноваженою масою отримує обертальний рух від електродвигуна та здійснює кінематичне збудження державки зі зразком на лівій стійці, що приводить до співударянь зразків та проковзувань їх в перпендикулярному напрямку – у площини співударянь. Кулачок вузла поперечної амплітуди має регульований ексцентриситет та отримує обертальний рух від електродвигуна. Шайба кулачка змушує зсуватися державку з правим зразком, що закріплено шарнірно, а пружина повертає їх у початкове положення. Відбувається проковзування зразків у напрямку протилежному площині співударянь, а отже дія тривимірного навантаження - співударяння та проковзування у двох напрямках. Тонке регулювання амплітуди поперечного прослизання можливе за допомогою особливого вузла у вигляді регульованого важеля.

Енергія (імпульс) ударів, а також амплітуда та частота проковзувань у площині співударянь регулюється зміною неврівноваженої маси до осі її обертання, а також зміною частоти обертання валу електродвигуна.

Є можливість проводити випробування при змінному нормальному навантаженні з розривом та без розриву контакту. Для того, щоб розриву контакту не відбувалося, права стійка має можливість пересуватися на полозках за допомогою передачі гвинт – гайка. Якщо за допомогою цієї передачі дещо наблизити праву стійку до лівої, а отже, встановити зразки з деяким початковим натягом, а вузол забезпечення однонапрямності проковзувань демонтувати, то розриву контакту відбуватися не буде, і зразки коливатимуться та ковзатимуть в обидва боки без розриву контакту.

Амплітуда проковзувань у напрямку, перпендикулярному площині співударянь регулюється зміною ексцентриситету кулачка, частота (швидкість) проковзувань — зміною частоти обертання вала електродвигуна. Нормальне статичне навантаження регулюється ступінчастою зміною кількості плоских пружин у пакеті.

Вузол забезпечення однонапрямності проковзувань складається з ексцентрика (кулачка) та штовхача, який уявляє собою два коромисла, що мають спільну вісь та представляють собою важіль, який діє як пересувний упор. Ексцентрик контактує зі штовхачем своїм найбільшим радіусом у фазі циклу коли ведучий (лівий) зразок від найбільшого відхилення від положення рівноваги у напрямку контрзразка рухається до положення рівноваги, і контактує зі штовхачем своїм найменшим радіусом у всіх інших фазах циклу. Проковзування відбувається лише в одному напрямку, коли ведучий лівий зразок відхиляється вбік контрзразка у контакті разом з останнім. Після цього він повертається до положення рівноваги, а контрзразок утримується від руху штовхача. Коли ведучий лівий зразок досягає положення рівноваги та починає рух у протилежний бік, штовхач зсувається і контрзразок швидко повертається до положення рівноваги. Контакт відбувається між зразками лише при їх русі в одному напрямку, а при русі в протилежному напрямку штовхач розриває контакт. Якщо коливний рух, що зумовлює проковзування у поперечному напрямку, відбувається у тій же фазі, що і рух у повздовжньому напрямку, а його частота дорівнює або більша й кратна частоті руху у повздовжньому напрямку, то і в поперечному напрямку відбувається не реверсивне, а однонапрямлене проковзування.

Випробування, проведені при різних значеннях амплітуди нормального навантаження, відбувалися з розривом контакту, а отже, контактна взаємодія зразків носила ударний характер. За умов змінного нормального навантаження розрив контакту веде до змінення його значення від нуля при відсутності контактування до дуже великих значень в момент зіткнення. З підвищенням енергії удару амплітуда нормального навантаження збільшувалася.

Для визначення впливу амплітуди поперечного прослизання на знос та стан поверхневого шару було проведено випробування на знос зразків зі сплавів ВТ20, XTH-61, 60C2A при тримірному навантаженні. Умови проведення випробувань: амплітуда поперечних прослизань 0-0,2 мм; амплітуда поздовжніх прослизань 0,1 мм; частота поперечних прослизань 30 Гц; частота поздовжніх прослизань 66 Гц; нормальне навантаження 20 Н, час досліджень 2-4 години.

Обробка результатів випробувань показала монотонне зростання інтенсивності зношування у всьому діапазоні амплітуд (рис. 2). Зростання нелінійне. Спостерігалося зростання величини пошкоджуваності і лінійної інтенсивності зношування, яка визначається відношенням сумарної величини пошкоджуваності до кількості циклів.

Встановлено, що наявність додаткового напрямку навантаження (поперечного просковзування) збільшує знос. Поверхня стає більш однотонною меншої шорсткості без явних поздовжніх рисок. З підвищенням амплітуди поперечних проковзувань зростає не тільки шлях тертя, але й об'ємна інтенсивність зношування. Підвищення амплітуди поперечних прослизань супроводжується зниженням міцності отриманої поверхні.

Досліди стану поверхневого шару зразків проведені на приборі «Мікрон-гама» за методикою НАУ [7] та з визначення роботи виходу електрону (РВЕ) за методикою, наданої у роботі [8], вказують на те, що зносостійкість трибоз'єднань в значній мірі залежить від стану поверхневого шару контактуючих деталей (рис. 3 та 4).

В процесі деформації тертям відбувається структурна еволюція поверхні металів, що відображується в зміні розподілу роботи виходу електрону по поверхні. Як видно з рис. 3, стан поверхневого шару зразків зі сплаву XTH-61 до тертя приблизно однаковий і визначається РВЕ близько 4,1 еВ. В результаті тертя з різною амплітудою поперечних прослизань стан поверхневого шару зразків змінювався. Тертя з двомірним навантаженням ($A_{non} = 0$) призводить до отримання поверхневого шару з підвищеним та великим розкидом РВЕ від 3,90 до 4,40 еВ. Наявність та підвищення амплітуди поперечних



Рис. 2. Залежність інтенсивності зношування від амплітуди поперечних прослизань під час зносу зразків різних матеріалів: 1 – сплав ВТ 20; 2 – сплав XTH-61; 3 – сталь 60С2А



Рис. 3. Розподіл роботи виходу електрону вздовж поверхні зразків зі сплаву XTH-61 після зносу з різною амплітудою поперечних прослизань:

 $1 - A_{non} = 0$ мм; $2 - A_{non} = 0,05$ мм; $3 - A_{non} = 0,10$ мм

прослизань призводить до зменшення величини та розкиду РВЕ. При випробуваннях на тертя з $A_{non} = 0,05$ мм РВЕ монотонно зменшується з 4,10 до 4,00 еВ, розкид в значеннях РВЕ при цьому складає інтервал 3,90-4,10 еВ. Поверхневий шар зразків після тертя з тримірним навантаженням з $A_{non} = 0,1$ мм забезпечує РВЕ від 3,95 еВ до 4,05 еВ.

Двомірне навантаження під час зносу (трибограма 3) на відміну від тримірного (трибограми 1 та 2) призводить до утворення поверхневого шару з більш міцною та неоднорідною структурою. Поперечні прослизання викликають появу однорідного поверхневого шару (трибограма 1), а підвищення амплітуди поперечних прослизань супроводжується зниженням міцності отриманої поверхні (рис. 4).

Таким чином, підвищений знос відбувається у трибодеталей з однорідним рівноміцним поверхневим шаром. При цьому тримірне навантаження з наявністю поперечних прослизань призводить до отримання однорідного рівноміцного поверхневого шару, та, як наслідок, підвищення зносу.

Узагальнити отримані дані можна в наступній феноменологічній моделі руйнування поверхневого шару. Спільна дія факторів навантаження не зводиться до їхньої суми, а призводить до їх взаємного посилення. Удари і реверсивне тертя підвищують температурний поріг холодноламкості, внесок ударів і реверсивного тертя в руйнування. Взаємодія факторів виражається в їхньому впливі на мікроструктуру матеріалів.

З огляду на роботи [1, 9] це можна пояснити з позицій теорії дислокацій. При динамічному навантаженні дислокації переміщуються, утворюючи в площині ковзання скупчення біля перешкод. Відбувається мікропластична деформація, при якій скупчення дислокацій можуть розсмоктуватися (розпо-

рошуватися) під дією температурних флуктуацій. При дії тільки ударного навантаження в циклічно недеформованому шарі (під дією реверсивного тертя) число дислокацій у скупченнях порівняно мале, і для руйнування воно повинно спочатку зрости до критичного. За цей час відбувається і зворотний процес – часткове розпорошення (розсмоктування) скупчень. Під дією же ударного навантаження в циклічно деформованому матеріалі відразу може бути досягнуте руйнівне напруження, тому що внаслідок збільшення щільності дислокацій число затриманих у перешкод дислокацій буде достатнім для цього. У циклічно деформованому матеріалі на відміну від вихідного в зернах, що оточує скупчення дислокацій, діє інший механізм блокування пластичного плину, у якому основну роль грає взаємодія дислокацій, що утворюються при ударному навантаженні, з дислокаціями, які утворилися внаслідок циклічного деформування, що приводить до утруднення пластичної деформації. Таким чином, створюються умови, при яких полегшується зародження крихкої тріщини.

Як відомо, здрібнювання зерна є тим способом керування структурою, що призводить звичайно до одночасного підвищення міцності і в'язкості металу, тобто до збільшення опору крихкому руйнуванню. Причому, границя текучості металу лінійно залежить від розміру субзерен (фрагментів), що ґрунтується на загальних положеннях дислокаційної теорії [10].

Дослідженнями з оцінки впливу на границю текучості металу розміру зерна і розміру блоку мозаїки установлено, що більш високі твердість і границя текучості має крупнозернистий метал із сильно розвитою субструктурою (кутом розорієнтаціі елементів субструктури, вимірюваної градусами). На



Рис. 4. Трибограма тангенційної складової сили тертя під час сканування зразків сплаву XTH-61 після зносу: 1 – A_{non} = 0,05 мм; 2 – A_{non} = 0,01 мм; 3 – A_{non} = 0 мм

опір руйнуванню металу визначальний вплив має ступінь розорієнтації блоків мозаїки (фрагментів) [10, 11].

На основі проведених трибологічних і металографічних досліджень поверхонь тертя як у натурних, так і лабораторних умовах розроблено підхід до визначення основних принципів моделювання еквівалентних станів трибологічних пар, що експлуатуються в особливих умовах. Ці принципи повинні включати трибологічні, кінематичні, навантажувальні, металофізичніі та фізико-механічні критерії.

Згідно з результатами дослідів, наведених вище, підвищення зносостійкості трибоз'єднань можливе за рахунок створення таких умов контактування, коли формується поверхневий шар з неоднорідним структурним станом. Це дозволяє сформулювати триботехнічний принцип мінімізації зносу та зношувальної здатності матеріалів.

Перелік посилань

- Рыжов Э.В. Контактирование твердых тел при статических и динамических нагрузках [Текст]/ Э.В.Рыжов. – М.: Машиностроение, 1988. – 250 с.
- Витман Ц. Ц. Сопротивление деформированию металлов при скоростях 10—6-10²м/с [Текст]/ Ф. Ф. Витман Н.А. Златин //Журн. техн. физики. – 1950. – № 10. – С. 267-272.
- Кеннеди А. Д. Ползучесть и усталость в металлах [Текст] / А.Д. Кеннеди – М.: Металлургиздат, 1965. – 312 с.
- 4. Алексеев Ю.Н. К вопросу о влиянии мгновен-

ного изменения нормального давления на величину силы контактного трения [Текст]/ Ю.Н.Алексеев, Г.В.Гонский, Д.Л. Лучика // Самолетостроение и техника воздушного флота. – 1972. – Вып. 29. – С. 99-104.

- Гонский Г. В. О влиянии пульсирующего нагружения на величину силы трения [Текст]/ Г.В. Гонский, З.Б.Луник // Самолетостроение и техника воздушного флота. – 1972. – Вып. 29. – С. 105-108.
- Gaylord E, W. Coefficient of static friction under static and dynamic applied loads [Text]/ E. W. Gaylord., H. Shu // Wear. – 1961. – № 5. – p. 401-412.
- Запорожець В.В. Динамические характеристики прочности поверхностных слоев и их оценка [Текст] //Трение и износ. – 1980. – Т. 1. – № 4. – С. 602-609.
- Левитин В. В., Лоскутов С. В., Погосов В. В. Влияние деформации и остаточных напряжений в металлах на работу выхода электронов [Текст] / / ФММ. – 1990. – № 9. – С. 73-79.
- Григорьев, Р.С. Хладостойкость сталей при статическом и циклическом нагружениях [Текст]/Р.С. Григорьев, В.П. Ларионов, Г.А. Новиков, П.Г. Яковлев. – М.: Наука, 1969. – 196 с.
- Рыбакова, Л.М. Структура и износостойкость металла [Текст]/ Л.М. Рыбакова Л.И. Куксенова. – М.: Машиностроение, 1982. – 212 с.
- Регель, В.Р. Кинетическая природа прочности твердых тел [Текст]/ В.Р. Регель; М.: Наука, 1974. – 560 с.

Поступила в редакцию 28.05.2008

Проведены исследования изнашивания конструкционных материалов при трехмерном нагружении. Применением физических методов исследований поверхностного слоя обосновано его структурное состояние, что позволяет сформулировать триботехнический принцип минимизации износа.

The wear of the structural materials at the temperature loading has been investigated. Using physical methods of researches of superficial layer is ground its structural state that allows formulating tribotechnique principle of minimization of wear.

УДК 621.438.002.2

Ю. С. Кресанов, А. Я. Качан, А. В. Богуслаев

ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ СПРЯМЛЯЮЩЕЙ ЛОПАТКИ ВЕНТИЛЯТОРА МЕТОДАМИ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ

В работе представлена технология изготовления спрямляющих лопаток вентилятора без припуска по аэродинамическому профилю на механическую обработку. Представлена сущность и характерные особенности технологии.

Изготовление деталей ГТД с минимальными затратами материальных, энергетических и трудовых ресурсов в настоящее время является важным и актуальным, так как снижается себестоимость изготовления авиационных двигателей, которая в значительной мере предопределяет их конкурентоспособность.

Поэтому разработке и внедрению ресурсосберегающих технологий при производстве наукоемких изделий машиностроения в настоящее время уделяется особое внимание.

Цель работы – обобщить имеющийся на ОАО «Мотор Сич» опыт разработки и внедрения технологии изготовления спрямляющих лопаток вентилятора (СЛВ) авиационных двигателей методами обработки давлением.

Результаты работ и исследований

На ОАО «Мотор Сич» разработан и внедрен технологический процесс изготовления СЛВ без припуска на механическую обработку по аэродинамическому профилю пера.

Анализ геометрии СЛВ после выполненных преобразований в соответствии с выражениями (1.....5) [1], в которых все сечения повернуты в горизонтальное положение и определены их новые координаты X и V, показал, что она представляет

Таблица 1 – Параметры сечений лопатки, мм

собой идентичный аэродинамический профиль по всем сечениям (рис. 1, табл. 1).

В связи с необходимостью получения радиуса R по кромкам (см. рис. 1, δ) методом шлифования, они на расстоянии 4 мм от кромок имеют припуск и напуск по входной и выходной кромкам.

Для упрощения геометрии инструмента, который формообразует выбранный профиль, он спрямляется таким образом, чтобы корыто представляло прямую линию, а координаты спинки соответствовали толщине профиля в соответствующих сечениях по оси *X* (рис. 2, табл. 2).

Таким образом, после проведенных преобразований профиля СЛВ была принята следующая технологическая схема ее изготовления: порезка листа на полосы – штамповка-прокатка-разделение полосы-закрутка профиля пера.

Исходной заготовкой является полоса из титанового сплава ОТЧ-1 толщиной 8 мм, шириной 160 мм и длиной 350 мм с продольным направлением волокон, вырубленная из листа.

Горячая прокатка одинарных полос в одноклетьевом стане с образованием профиля в одном врезном калибре малопроизводительна по сравнению с прокаткой спаренных заготовок. Заготовки, прокатанные в соответствии с этим способом, имеют серповидность и винтообразность вследствие наличия переменного поперечного сечения пера и, следовательно, различных вытяжек по входной и выходной кромкам, что требует дополнительных и трудоемких

									-							
	Поперечные сечения лопатоперацийрарания, [М].															
	$A_{16}{}^{\boldsymbol{\ast}}$	A ₁	A ₂	A ₃	A_4	A ₅	A ₆	A ₇	A ₈	A ₉	A ₁₀	A ₁₁	A ₁₂	A ₁₃	A ₁₄	A ₁₅
в1	29,43	30,11	30,10	30,03	29,95	29,87	29,80	29,74	29,66	29,60	29,53	29,49	29,45	29,43	29,39	29,40
<i>6</i> 2*	45,3	45,23	45,22	45,22	45,23	45,24	45,23	45,24	45,25	45,24	45,26	45,26	45,26	45,27	45,28	45,27
6_	74,8 75,3 75,3 75,2 75,1 75,1 75,0 74,9 74,9 74,8 74,8 74,7 74,7 74,7 74,7 74,7 74,7															
C_{\max}	0,4															

Таблица 2 -	- Координаты	исходного	профиля
-------------	--------------	-----------	---------

	Значение координат исходного профиля																					
<i>x</i> ₃	0,383	0,766	1,149	1,532	1,9155	3,380	4,596	5,745	7,660	11,49	15,32	19,15	22,08	26,81	30,64	38,3	45,961	53,621	61,281	68,941	72,771	76,601
<i>y</i> ₃	0,72	1,028	1,288	1,488	1,666	2,296	2,512	2,782	3,172	3,744	4,096	4,310	4,434	4,488	4,500	4,372	4,000	3,404	2,584	1,698	1,254	0,45

© Ю. С. Кресанов, А. Я. Качан, А. В. Богуслаев, 2008







а – спрямляющая лопатка вентилятора;
 б – расчетные сечения лопатки



Рис. 2. Исходный профиль лопатки (приближенный)

Способ изготовления сопловых и направляющих лопаток газотурбинных двигателей, при котором осуществляют прокатку в несколько проходов, расположенных симметрично и соединенных перемычкой сдвоенных заготовок лопаток [2], не позволяет получить профиль с особо точными допусками при прокатке, а также выполнять операцию разделения лопаток. В связи с тем, что при прокатке заготовок лопаток без припуска по перу на механическую обработку в несколько проходов необходимо обеспечить точное направление прокатываемой полосы, особенно на первых проходах, а также создать технологическую базу для фиксации разделяемых лопаток на последующих высокопроизводительных разделительных операциях, какими являются вырубка или резка на роликовых ножках, профиль соединили V-образной перемычкой.

Прокатка несимметричного профиля нетехнологична и требует строгого соблюдения обжатий (степеней деформации) по всем координатам *X-V*. Поэтому для предотвращения искривления полосы при прокатке в направлении оси *X* (см. рис. 2) и образования серповидности профиль соединили перемычкой *V*-образной формы по выходной (тонкой) кромке пера (рис. 3). *V*-образную форму перемычке придают до начала прокатки или в первом походе при прокатке.



Рис. 3. Соединение профиля лопатки: 1 – профиль пера; 2 – перемычка

В связи со сложностью получения перемычки методом прокатки ее получают горячей штампов-кой при температуре 870 °C в нагретом до 150......350 °C штампе на кривошипном прессе усилием 6,3 мН.

При этом выдерживают толщину перемычки (в) в пределах 0,4 мм и происходит небольшая деформация входной и выходной кромок.

Получение СЛВ без припуска по профилю тре-

бует на всех технологических переходах ее изготовления обеспечения высокого качества поверхности, не допуская ее повреждения.

Поэтому предварительно отформованные на прессе заготовки подвергают гидропескоструйной обдувке для удаления окалины, которая приводит к ухудшению шероховатости и повреждениям поверхности на последующих переходах прокатки. Вместе с тем, при нагреве в электропечи необходимо обеспечивать чистоту пода, не допуская наличия на нем огнеупорной крошки, окалины и прочее, что может привести к загрязнению полосы.

При этом сама полоса не должна иметь следов масла, наличия грязи и абразивного порошка. Производится 100 % контроль качества поверхности при каждом переходе изготовления, связанного с нагревом и формообразованием, после которого следует удаление выявленных несоответствий. Предварительно отформованный профиль прокатывается в горячем состоянии за 6 переходов на стане 330. При прокатке относительные обжатия (деформации) по ширине полосы распределяются неравномерно и наибольшие значения наблюдаются у входной и выходной кромок (рис. 5).

Неравномерное распределение обжатий по переходам обусловлено тем, что прокатка СВЛ осуществляется и в валках, геометрические размеры которых для уменьшения количества инструмента выполнены по окончательным размерам профиля, и из полосы, имеющей равнозначную толщину по ширине.

Профильные полосы СЛВ на первом и втором переходах задаются в валки одним и тем же концом, на третьем – противоположным, а на 4.....6 переходах более полным по $C_{\rm max}$ концом для того, чтобы уменьшить неравномерность толщин по длине полосы.



Рис. 4. Предварительная формовка перемычки на полосе



Рис. 5. Деформация полосы по переходам (1.....6) прокатки

После прокатки полосы на кривошипном прессе усилием 600 кН производится обрезка торцев на участке A (рис. 6) и облоя, при которой базой служит V-образная перемычка. Затем производится горячая правка ее кривизны в спецустановке с температуры 750 °C до полного охлаждения. Все операции нагрева проводятся в окислительной воздушной атмосфере, которая на поверхности прокатанной полосы образует альфированный слой, недопустимый в готовом изделии. А так как полоса изготавливается без припуска и по большей части поверхности не имеет съема металла, то на окончательных операциях технологического процесса предусмотрена операция удаления поврежденного слоя поверхности методом травления.

Проведенные металлографические исследования и измерение микротвердости показали, что глубина альфированного слоя по всем операциям нагрева технологических переходов не превышает 0,1 мм, которая положена в основу технологического процесса травления.

После отжига полосы и обдувки при травлении в растворе азотной и плавиковой кислот удаляется слой 0,15.....0,25 мм.

После травления для придания требуемой толщины в сечениях *X-У* возможна холодная прокатка за 1-2 перехода.

Готовый профиль для СЛВ (см. рис. 6, рис. 7) имеет неплоскостность профиля пера относительно оси X не более 0,8 мм, серповидность до 1 мм и кривизну в направлении оси Y до 5 мм на длине 315 мм.

Толщина готового профиля в сечении A-A (см. рис. 6) соответствует размерам табл. 3, а C_{\max} (на размере X, равным 30,6 мм) контролируется только в пределах 640 мм, то есть на длине, кратной двум лопаткам.



Рис. 6. Профиль СЛВ



Рис. 7. Профиль для изготовления СЛВ

	Значения параметров готовой детали, мм											
х	x 0 4,6 5,7 11,5 30,6 61,3 68,9 72,8 76,6											
у	$1,0^{+0,2}_{-0,1}$	$2,\!51_{-0,1}^{+0,2}$	2,78 _{-0,25}	3,74 _{-0,25}	4,50 _{-0,25}	2,58 _{-0,25}	1,70_0,25	$1,25^{+0,2}_{-0,1}$	$0,\!90^{+0,2}_{-0,1}$			

Таблица 3 – Параметры готовой детали

На заключительных операциях механической обработки производится разделение полосы на отдельные лопатки с использованием V-образной перемычки. Разделенный профиль получает затем закрутку на прессе в горячем состоянии (см. рис. 1). После обсечки торцев пера, обработки кромок фрезерованием, виброшлифования и виброполирования пера лопатки она приобретает окончательные размеры, заданные конструкторской документацией.

Разработанный способ изготовления СЛВ штамповкой с последующей прокаткой позволил снизить общую трудоемкость изготовления лопатки за счет исключения механической обработки профиля фрезерованием и шлифованием, а также резко снизить расход дорогостоящего титанового сплава, получив коэффициент использования металла, равный 0,55, а коэффициент использования заготовки, характеризующий удаление металла при механической обработке, довести до 0,7.

Выводы

В работе дано описание технологии изготовления спрямляющих лопаток вентилятора без припуска по аэродинамическому профилю на механическую обработку.

Представлена сущность и характерные особенности технологии.

Перечень ссылок

- Кресанов Ю.С., Богуслаев А.В., Качан А.Я. Периодическая прокатка заготовок лопаток компрессора газотурбинных двигателей с аэродинамическим профилем пера // Вестник двигателестроения, 2006. – № 2. – С.95-101.
- Авторское свидетельство СССР № 229415, Кл. B2B 1/08 от 18.10.65.
- 3. Патент СРР № 51943, Кл. В21С 23/16 от 16.03.70.
- Омельченко В.И., Кресанов Ю.С. и др. «Способ изготовления сопловых и направляющих лопаток газотурбинных двигателей», Авторское свидетельство СССР №788522, Бюлл.инф. № 46, 1980 г.

Поступила в редакцию 21.04.2008

В роботі дано опис технології виготовлення спрямляючих лопаток вентилятора без припуска по аеродинамічному профілю на механічну обробку. Представлено сутність та характерні особливості технології

The description of technology of manufacturing guide vanes of the fan without allowance on an aerodynamic section on machining is submitted. The essence and characteristics of technology is submitted. УДК 621.452.3

В. А. Панасенко, А. Я. Качан, С. В. Мозговой, Г. В. Карась

ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ ДИСКОВ ГТД ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА ОБРАБАТЫВАЮЩИХ ЦЕНТРАХ

Рассмотрена обработка сложных поверхностей дисков ГТД из жаропрочных сплавов на современном высокоскоростном оборудовании с использованием достижений инструментального производства. Даны описания применения 3-х координатного оборудования для обработки деталей авиационных двигателей.

Постановка проблемы и ее связь с практическими задачами

Высокотехнологичное производство деталей ГТД обусловливает принятие и реализацию новых технологических решений для достижения результата с максимальной эффективностью. Перспективными технологическими решениями является использование современного высокопроизводительного оборудования и режущего инструмента, оснащенного твердыми сплавами с высокими режущими свойствами. На ОАО «Мотор Сич» активно внедряются высокопроизводительное оборудование и современный режущий инструмент.

Обзор публикаций и анализ нерешенных проблем

Результаты оптимизации режимов резания жаропрочных сплавов на токарных станках с ЧПУ и основные принципы подбора режущего инструмента были рассмотрены и описаны во многих научно-технических работах и статьях. В работах [1, 2, 3, 4, 5] показаны особенности токарной обработки сложнопрофильных поверхностей из труднообрабатываемых сплавов. Однако, вопросы обработки жаропрочных сплавов на станках фрезерно-сверлильной группы в настоящее время рассмотрены недостаточно широко. В первую очередь, проблема касается комплексной обработки дисков на обрабатывающих центрах с ЧПУ.

Содержание и результаты исследования

Обработка дисков ГТД выполняется с применением 3-х координатных обрабатывающих центров с ЧПУ. В условиях современного производства контурное фрезерование на станках с ЧПУ является одной из распространенных операций механической обработки. Применение числового программного управления и его современные возможности позволяют оптимизировать процесс резания методом гибкого регулирования подачи и скорости резания в процессе работы станка. Обработка дисков из жаропрочных сплавов на фрезерных обрабатывающих центрах с ЧПУ связана с низкой обрабатываемостью материала, что обусловлено их высокими физико-механическими свойствами. Жаропрочные сплавы можно классифицировать в зависимости от сочетания их физико-механических свойств: высокая твердость и прочность материалов; низкая теплопроводность в сочетании с высокой прочностью. Стружкообразование при обработке жаропрочных сплавов сопровождается интенсивными упругими, пластическими деформациями и тепловыми явлениями.

Происходит также и интенсивное трение с инструментальным материалом, которое одновременно с большим давлением и высокой температурой в зоне контакта воздействует на режущую кромку инструмента. Тепловые потоки в зоне контакта вызывают возникновение градиента напряжений и температур, что инициирует протекание диффузии, адгезии, электрических и магнитных явлений. Эти явления оказывают существенное влияние на роботоспособность режущего инструмента и, в первую очередь, на его стойкость. Стойкость инструмента неразрывно связана с качеством обработанной поверхности детали. Высокие требования к обеспечению жесткости системы СПИД обусловливают тщательный подход к выбору оборудования и инструмента. Технологический процесс комплексной фрезерной обработки диска (рис. 1) включает операции сверления и контурного фрезерования ступицы колеса.



Рис. 1. Математическая модель диска КВД заднего лабиринта ГТД

© В. А. Панасенко, А. Я. Качан, С. В. Мозговой, Г. В. Карась, 2008

Диск КВД выполнен из жаропрочного сплава ЭИ698-ВД (ХН73МБТЮ-ВД). По сравнению с таким известным сплавом как ЭИ-437Б (ХН77ТЮР-ВД), рассматриваемый сплав является более прочным, а коэффициент обрабатываемости его ниже указанного сплава. Так, если при точении сплава ЭИ-437Б пластинкой ВК10ХОМ коэффициент обрабатываемости по данным НИАТа составляет Kv =0,32, то для сплава ЭИ698-ВД он составляет Kv =0,14.

Фрезерование ступицы дисков осуществлялось на станке МА-655 фрезами из быстрорежущей стали P18. Стойкость фрез при этом составляла *Tcm* = 10...15 мин. Для обеспечения высокой стойкости инструмента и стабильности процесса резания, а также соблюдения всех технологических и конструкторских параметров при одновременном сокращении цикла обработки необходимо было выбрать оптимальный режущий материал. Обработка диска проводилась на 3-х координатном фрезерном центре фирмы HURON K2X20 со стойкой Sinumerik-840D (рис. 2). Конструкция станка содержит фиксированный портал, расположенный над станиной, и подвижный стол (ось X) размерами 1200×1000 мм. Выдвигающийся суппорт (ось Z) имеет встроенный электрошпиндель. Станок позволяет вести высокопроизводительную обработку в диапазоне от 100 до 18000 об/мин с обеспечением точных размеров, благодаря своей жесткой конструкции. Магазин инструментов имеет 20 позиций, что расширяет технологические возможности станка. Инструмент устанавливается в базовые модули HSK-63A. После обработки на станке К2Х20 фрезой из сплава H10F (SANDVIK) шероховатость и точность обработанных поверхностей диска не соответствовали требованиям чертежа.

По результатам опытно-экспериментальных работ был подобран режущий материал для чернового и



Рис. 2. Фрезерный 3-х координатный обрабатывающий центр К2Х20

чистового фрезерования. Черновое фрезерование выполнялось 2-х зубой фрезой диаметром 20 мм Coro Mil 390 R390-020B20-11M (SANDVIK) (рис. 3) с механическим креплением твердосплавных пластин R390-11T316E-MM (рис. 4). Материал пластин – твердый сплав GC2015.



Рис. 3. Концевая фреза Coro Mill 390

Обработка детали по высоте проводилась за пять уровней на режимах: n = 380 об/мин и F = 50 мм/мин с оставлением припуска на сторону – 0,2 мм, и по дну – 0,5 мм. За счет применения указанных режущих пластин улучшилось качество предварительно обработанной поверхности, а машинное время чернового фрезерования снизилось в 2 раза относительно существующего при значительном увеличении стойкости инструмента.



Рис. 4. Пластины для фрез Coro Mil 390

В условиях производства при фрезеровании дисков из жаропрочного сплава также была испытана цельная твердосплавная фреза диаметром 20 мм EC200B38-4C20R1.5 фирмы ISCAR (рис. 5). Фреза выполнена из твердого сплава IC908. Геометрия фрезы: z = 4, длина режущей части 38 мм, общая длина 92 мм, угол винтовой линии 45 °, R1,5мм. Обработка велась на режимах: n = 300 об/мин, t = 3мм, F = 60 мм/мин. Стойкость фрезы составила 210 мин. Машинное время обработки детали сократилось почти в 3 раза. Таким образом, одна фреза обрабатывала 2-3 детали.



Рис. 5. Фреза EC200B38-4C20R1.5 фирмы ISCAR

Для чистового фрезерования была испытана и применена 5-ти зубая концевая твердосплавная фреза диаметром 15 мм и радиусом при зубе 2,5мм из твердого сплава КFC К44 EF (KONRAD CARBID). Физико-механические свойства твердого сплава приведены в таблице 1. Фреза была изготовлена на 5-ти координатном заточном станке фирмы JUNGER.

Таблица 1 – Физико-механические свойства твердого сплава КFC К44 EF

Писку	Тверд	ость	Предел	
процент			прочности	Размер
содержания	НV, МПа	HRA	при	зерна,
кооальта, со, %			изгибе,	МКМ
/0			МПа	
12,0	1680	92,5	≥ 4000	0,5

Чистовое фрезерование проводилось по контуру детали с использованием коррекции на радиус инструмента (рис. 6). Обработка проводилась с подачей СОТС. Повышение производительности процесса резания было достигнуто за счет рационального использования возможностей применяемых концевых фрез, назначением соответствующих подач для конкретных участков обрабатываемой поверхности, что обеспечило постоянную величину напряжений в режущем инструменте, погрешность обработки и другие заданные условия. Используя возможности программирования стойки Sinumerik-840D, осуществлялся автоматический пересчет подачи при круговой интерполяции для центра инструмента, выдерживая постоянной рабочую подачу на режущей кромке фрезы. Благодаря этому, существенно повысилась точность и производительность механической обработки, стабильность геометрических размеров, что положительно отразилось на качестве сборки изделия. Снизилось влияние человеческого фактора в сложном технологическом процессе изготовления дорогостоящих и ответственных деталей ГТД.

При проектировании фрезерной обработки использовалась система геометрического моделирования и программирования ГеММа-3D, которая позволила существенно сократить сроки подготовки управляющих программ.



Рис. 6. Проектирование фрезерования в системе ГеММа-3D

При чистовом фрезеровании (рис.7) наилучшие результаты были достигнуты при следующих режимах обработки: V = 17 м/мин; F = 30мм/мин; n = 360 об/мин. Полученные результаты исследования процесса обработки жаропрочных сплавов подтвердили активное проявление адгезионных процессов по задней и передней поверхности режущих пластин. Эти процессы оказывают наибольшее влияние на фактическую стойкость режущего инструмента. Результаты сравнительных испытаний стойкости инструмента из различных материалов приведены в таб-



Рис. 7. Чистовое фрезерование диска на станке К2Х20

лице 2.

Таблица 2 – Результаты сравнительных испытаний фрез из различных материалов

	Марка твердого сплава							
Наименование параметра	P18 H10F (SANDVIK)		AF K44 EF (KONRAD CARBID)					
Качество обработанной поверхности, <i>Ra</i> , мкм	1-1,6	0,7-0,9	0,6-0,7					
Износ режущей кромки, мм	0,3-0,6	0,1-0,3	0,1-0,2					
Стойкость, мин	15-20	10-15	120-160					

Главными оценивающими параметрами инструмента явились степень износостойкости и способность фрезы обеспечивать требуемые параметры обработки. При этом критерием отбора явилась устойчивость процесса резания, стабильный стружкоотвод и высокое качество поверхности (рис. 8).



Рис. 8. Диски, обработанные фрезами АF К44 EF

Наряду с рассмотренным станком для выполнения фрезерных и сверлильных операций успешно применяется 3-х координатный обрабатывающий центр PICOMAX-95 с системой управления HEIDENHAIN iTNC 530 (рис. 9). Станок снабжен моторшпинделем и отличается повышенной жесткостью станины, высокими скоростями перемещений исполнительных органов и высокой точностью позиционирования шпинделя. Размеры стола станка 1600×550 мм позволяют обрабатывать крупногабаритные детали. Конструкция станка имеет расширенную рабочую зону по оси «Z», что дает возможность устанавливать и обрабатывать детали высотой до 600 мм.



Рис. 9. Фрезерный 3-х координатный обрабатывающий центр PICOMAX-95

На станке установлен моторшпиндель с диапазоном частоты вращения *n* = 50-20000 об/мин (рис. 10). Магазин инструментов рассчитан на 46 инструментов с базовыми держателями по HSK-63A. Высокие скорости холостых перемещений исполнительных механизмов станка позволили значительно сократить машинное время обработки.



Рис. 10. Моторшпиндель станка РІСОМАХ-95

Ранее сверление отверстий в дисках из жаропрочных сплавов представляло сложную технологическую задачу, обусловленную труднообрабатываемостью материала, необходимостью обеспечения точности взаимного расположения отверстий и требуемой шероховатости поверхности. Погрешность взаимного расположения отверстий диаметром 10,35_{+0,07} на диаметре 250 мм составляет 0,03 мм. Сверление сквозных отверстий диаметром 10,35 мм и глубиной 20 мм в ступице диска из титанового сплава ВТ8 заключается в методе постепенного приближения к размерам готового отверстия. Технологический процесс образования отверстий включает следующие технологические переходы:

- центрирование;

- сверление отверстие сверлом диаметром 9,5 мм с подачей F = 6-10 мм/мин и n = 180 об/мин;

 расфрезеровка отверстий фрезой диаметром 10мм для придания перпендикулярности оси отверстия;

 окончательное расстачивание отверстий, используя последовательно две расточные головки диаметром 10,15 мм и диаметром 10,35 мм фирмы SANDVIK (рис. 11). Микрорезцы изготовлены с механическим креплением пластин. Пластины выполнены из твердого сплава GC1015, GC1020, GC1025.

Резцы крепятся в расточные балансируемые базовые модули HSK-63A. За счет возможности радиального смещения инструмента внутри блока про-



Рис. 11. Высокоточная расточная оснастка фирмы SANDVIK

изводилась настройка на растачиваемый диаметр. При настройке использовался микроскоп ZOLLER (рис. 12). Изображение режущей кромки инструмента формировалось оптически с помощью телевизионной камеры и передавалось на монитор, а оцифровка осуществлялась лазерным длиномером относительно геометрической оси вращения инструмента с точностью до 0,001 мм. Точная настройка резцов осуществлялась микрометрическими винтами.

Для работы на современных фрезерных станках с высокооборотными шпинделями необходима динамическая балансировка инструментов и держате-



Рис. 12. Микроскоп ZOLLER для настройки инструмента

лей. Центробежные силы несбалансированных держателей увеличивают нагрузку на подшипниковый узел шпинделя и снижают качество обработки деталей – точность операционных размеров и шероховатость обрабатываемой поверхности. Для получения наилучших результатов после установки инструмента в инструментальный блок проводили его балансировку на балансировочном станке фирмы SHUNK (рис. 13).





Рис. 13. Динамическая балансировка инструмента на балансировочном станке
В процессе балансировки компенсировалось несимметричное распределение массы ротора. Компенсация дисбаланса выполнялась при помощи встроенных или спаренных балансировочных колец в строго определенном месте оправки. Для балансировки инструментальных державок и инструмента также применялись балансировочные кольца под различные диаметры цилиндрических оправок. Точность балансировки задавалось критерием «G». Максимальный дисбаланс не превышал 2,5G. Если результат начального дисбаланса требовалось улучшить, то функции цикла балансировки снова активизировались до получения приемлемого результата.

Перспективы дальнейших исследований

Высокие технологии и успешная эксплуатация высокоскоростного оборудования с применением современной инструментальной оснастки позволяет получать качественно новые характеристики деталей. Исследования, проведенные в производственных условиях, показывают широкие возможности в расширении номенклатуры обрабатываемых деталей из жаропрочных сплавов на высокоскоростном оборудовании. Рассмотренные особенности технологии обработки дисков ГТД из жаропрочных сплавов могут быть использованы при дальнейших исследованиях в области обработки авиационных деталей для технологического обеспечения высокого качества и надежности авиационных двигателей.

Перечень ссылок

- Панасенко В. А., Петров С.А., Мозговой С.В., Карась Г.В. Особенности обработки деталей авиационных ГТД на станках с ЧПУ // Вестник двигателестроения, 2005. – № 1. – С. 138-144.
- Макаров А.Д, Мухин В.С., Шустер Л.Ш. Износ инструмента, качество и долговечность деталей из авиационных материалов. – Уфа. –Учебное пособие, 1994. – 368 с.
- Левин М.Ю., Лобанов В.М., Гринберг П.Б. Прочность твердосплавных пластин для черновой обработки жаропрочных сплавов // Станки и инструмент, 1990. – № 12. – С. 30-31.
- Шатерин М.А., Ермолаев М.А., Самойленко В.Д. Силы и контактные нагрузки, действующие на заднюю поверхность режущего инструмента // Станки и инструмент, 1988. – № 3 – С. 28-30.
- Кушнер В.С., Левин М.Ю., Гринберг П.Б., Лобанов В.М. Оптимизация по критерию прочности формы режущих пластин для чернового точения труднообрабатываемых материалов // Авиационная промышленность, 1991. № 6. С. 28-30.

Поступила в редакцию 22.02.2008

Розглянуто обробку складних поверхонь дисків ГТД із жароміцних сплавів на сучасному обладнанні із застосуванням досягнень інструментального виробництва. Описано приклади застосування 3-х координатного обладнання для обробки деталей авіаційних двигунів.

The high-velocity treating of complicated surfaces of disks of a turbine engine from hightemperature alloys on modern machinery with usage of reachings of tool production is reviewed. The specification statements of applying of 3D machineries for treating parts of aero-engines are given.

УДК 621.7:621.43

Г. И. Пейчев, Э. В. Кондратюк, С. Д. Зиличихис

ОСОБЕННОСТИ СОВРЕМЕННОЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ПОДГОТОВКИ ПРОИЗВОДСТВА В УСЛОВИЯХ ОПЫТНОГО ПРОИЗВОДСТВА АВИАЦИОННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ

Рассмотрены проблемы современного авиадвигателестроения и их решение, описаны пути и методы сокращения сроков создания новой техники и снижения трудоемкости.

В настоящий момент Предприятие ГП «Ивченко-Прогресс» имеет широкое признание и газотурбинные двигатели (ГТД) нашей разработки эксплуатируются в 80 странах.

Коллективу приходится работать с учетом требований и заказов рынка, однако при этом не хватает государственного финансирования, которое так необходимо наукоемкому производству. Коллективу предприятия удалось отыскать свою экономическую нишу, которая помогла выстоять ему в сложных условиях. Результатом нового подхода стала модернизация двигателей, продукции их использованного цикла.

Несмотря на ограниченные производственные площади, отсутствие средств на коренную реновацию производства, на предприятии продолжают работать по новой тематике. Разработано новое семейство двухконтурных турбореактивных двигателей АИ-222-25 для учебно-боевых самолетов, в том числе двигатель с форсажной камерой АИ-222К-25Ф, семейство двигателей модульной конструкции Д-436, Д-436-ТП, в том числе двигатель Д-436-148 для самолета АН 148, турбовинтовой двигатель Д-27 для самолета АН-70. Среди двигатель АИ-450. Из наземной тематики – установку для тушения пожара АИ-19ГИГ (генератор инертных газов) и передвижную электростанцию АИ-2500 [1].

Рыночные отношения требуют сокращения сроков, необходимых для проектирования и изготовления новых изделий; расширение номенклатуры выпускаемых изделий требуют решение технологических задач, связанных с организацией гибких производственных систем и, прежде всего, в системе технологической подготовки производства (ТПП).

Ранее, при государственном финансировании предприятия система ТПП представляла собой последовательное выполнение действий, связанных с планированием, технологическим анализом конструкторской документации, анализом существующих мощностей и площадей, наличием технологических процессов, оборудованием и оснасткой, определе-

© Г. И. Пейчев, Э. В. Кондратюк, С. Д. Зиличихис 2008

нием возможности получения комплектующих изделий, определением возможности закупки материалов, организации рабочих мест и т. д. [2].

В условиях динамически изменяющихся требований рынка и жесткой конкуренции, когда ключевыми факторами успеха производства являются качество и надежность продукции, а также временной фактор, специалисты предприятия ищут пути сокращения сроков создания новой техники и снижения ее трудоемкости.

В первую очередь необходимо сократить сроки разработки технологических процессов и проработки конструкторской документации. Проектирование деталей и сборочных единиц проходит в сотрудничестве конструктора и технолога. Так, еще на стадии разработки вся конструкторская документация подвергается технологическому анализу с точки зрения технологичности конструкции.

Рассматриваются возможности оптимальных затрат труда, средств и материалов. Решаются вопросы ремонтопригодности и модульности конструкции.

Для организации обмена данными, чертежами, моделями между научно-исследовательским отделом и технологическими службами предприятия организована корпоративная информационная сеть. В распоряжении конструкторов и технологов находятся многофункциональные компьютерные системы AutoCad, Unigraphics, PSI5D, RCS. Использование этих систем позволяет реализовать сквозные проекты подготовки производства деталей, и соответственно сократить время, затрачиваемое на ТПП. Для уменьшения трудоемкости изготовления двигателя и увеличения производительности необходимо создавать комплекс единых информационных моделей, описывающих изделие, производство и эксплуатацию.

Вторым значительным шагом к экономии и бережливости было урегулирование поставок материалов и комплектующих, их учет и хранение. Компьютерные базы данных позволяют оперативно вести учет и перемещение материалов, комплектующих изделий, инструмента, топлива и др., при этом позволяют обоснованно ограничить и сократить номенклатуру и сортамент закупаемых материалов в соответствии с производственной необходимостью. Пересмотрены нормы вспомогательных материалов, а невостребованные материалы исключены из ведомостей.

Одним из примеров высоких технологий является лазерная размерная обработка. Лазерная резка металлов позволяет относительно просто, в автоматическом режиме, изготавливать сложные детали из листовых материалов. Лазерная резка экономически выгодна и технически целесообразна из-за гибкости процесса и исключения подготовительных работ, присущих традиционной технологии – штамповке.

Основные направления применения лазерной размерной технологии на предприятии:

- раскрой листовых материалов;

- изготовление перфорации в различных элементах ГТД;

- выполнение просечек под лопатки в кольцах направляющих аппаратов;

 обработка резинотехнических и композиционных материалов.

Из опыта предприятия установлено, что при проектировании техпроцесса целесообразно закладывать лазерную резку при изготовлении партии деталей до 500 штук. При больших партиях получение деталей выполняется по традиционной технологии – штамповкой, с проектированием и изготовлением всей необходимой оснастки. В настоящее время, после модернизации лазерного комплекса ГПЛТ-100 обрабатываются листовые материалы толщиной до 3-х мм. Проведен большой объем исследовательских работ по влиянию лазерной резки на эксплуатацию деталей.

Также на предприятии получило широкое применение лазерное маркирование (рис. 1), при котором положительными факторами являются отсутствие необходимости применения дорогостоящей оснастки и инструмента; бесконтактность, минимальное воздействие на поверхность детали; возможность использования различных режимов для обеспечения технических требований чертежа, так, например, получение различной глубины маркирования (например, для нержавеющих и титановых сплавов – от 4 мкм, для алюминиевых – от 10 мкм), что подтверждается проведенными исследовательскими работами; возможность применения различных шрифтов (от 0,8 мм), что практически невозможно обеспечить традиционными методами маркирования.

Несмотря на использование нового оборудования (установки УВНК8) и высокие технологии, ТПП литейного производства газотурбинных лопаток двигателей (ГТД) по выплавляемым моделям из



Рис. 1. Лазерный маркировщик

никелевых жаропрочных сплавов остается очень трудоемким процессом.

Возникающие вопросы на всех стадиях подготовки и организации литейного производства требуют системного подхода к их решению:

 при проектировании и разработки конструкторской документации;

- при разработке технологических процессов;

 при вводе в действие технологического оснащения;

- при техническом обслуживании оборудования;

- при процессе изготовления изделия;

 при формировании и обеспечении эффективности работы системы менеджмента качества литейного цеха и других подразделений.

Решение этих и других вопросов привели к созданию механо-литейно-термического комплекса (МЛТК). В комплекс вошли: литейный, термический и механосборочный цехи изготовления лопаток ГТД.

Концентрация производства (МЛТК) основных деталей ГТД, лопаток турбины и компрессора, а также моноколес позволила:

 - более рационально использовать загрузку термических печей;

 наладить стабильную работу механических участков комплекса;

 совершенствовать планирование выполняемых работ;

- вести ТПП последовательно-параллельным методом на основе системы автоматизированного проектирования (САПР) [5].

Для производства сложнофасонной оснастки, в т.ч. модельных пресс-форм, производство было дооснащено высокоточным фрезерным станком фирмы Starrag CF 100 для изготовления электродов и высокоэффективными эрозионными станками с ЧПУ фирмы AGIE для прожига деталей. Система оснастки «3R» позволяет без дополнительного оснащения изготавливать электрод на фрезерном станке CF 100 и позиционировать его на электроэрозионных с точностью до 0,01 мм. Отпадает необходимость в специальной оснастке и кондукторах.

Все станки с ЧПУ были оборудованы программным загрузочным устройством (ПЗУ). Система числового программного управления станками модернизирована на базе персональных компьютеров и дает возможность не только управлять станком, но и осуществлять хранение, редактирование, систематизирование управляющих программ. В корпоративной сети предприятия оператор имеет возможность обмениваться информацией с программистом.

Компьютерная поддержка проектирования, наличие систем UNIGRAPHICS; CAD/CAM, создание твердотельных моделей [5] позволили создать замкнутый технологический цикл проектирования и изготовления стержневых и модельных пресс-форм, а также сложно-профильной оснастки (штампов) для воспроизводства лопаток ГТД.

С момента согласования технологических требований к отливке рабочей лопатки турбины до сдачи готовой пресс-формы в литейный цех за-трачивается в среднем 3 месяца [6].

В структуре общей трудоемкости формообразования и сборки ГТД наибольший удельный вес занимает механообработка, а среди групп деталей наибольшая трудоемкость приходится на производство лопаток компрессора и турбины от 22 % до 30 % от общей трудоемкости изготовления двигателя [8].

Одним из перспективных направлений, решения проблемы повышения эффективности механической обработки в производстве лопаток компрессора и моноколес, является внедрение технологии скоростного фрезерования. Эффективное применение методов скоростной обработки невозможно без высокотехнологичного оборудования.

Приобретение обрабатывающих центров фирмы Starrag ZS500/130 (рис. 2) и SX051B/С позволили не только повысить эффективность механической обработки труднообрабатываемых материалов, но и решать проблему изготовления лопаток компрессора и моноколес, ускорить ТПП, создать еще несколько гибких производственных моделей.

Пример. Трудоемкость изготовления центробежного колеса, сплав ЭК-79, составляет 1400 н/ч, при высокоскоростном фрезеровании – 200 н/ч.

Не имея своего заготовительно-штамповочного производства, предприятию приходилось приобретать заготовки лопаток со стороны, а часто и изготавливать штампы и оснастку второго порядка для модифицированных лопаток компрессора.

Обрабатывающий центр Starrag SX-051 позво-



Рис. 2. Обрабатывающий центр фирмы Starrag ZS500/130

ляет:

 обрабатывать широкую гамму лопаток компрессора;

 отказаться от традиционной технологии изготовления лопаток компрессора методом холодного вальцевания.

В том числе проведена исследовательская работа по усовершенствованию процесса для повышения усталостной прочности деталей.

Пример. Лопатку вентилятора длиной 450 мм и хордой 270 мм. Использовать при этом любую заготовку от прутка до точной штамповки.

Оснащенность станков измерительной головкой Renishaw дает возможность отказаться от проектирования контрольной оснастки. Это существенно сокращает сроки изготовления опытных модификаций лопаток.

Программы обеспечения станков системы RCS и PSI 5D позволяют:

 разрабатывать управляющие программы для обработки профилей лопаток, хвостовиков лопаток типа «ласточкин хвост» с плоскими и кольцевыми поверхностями моноколес;

- через формат интерфейса обращаться к базе данных твердотельной модели в системе UNIGRAPHICS;

 наглядность визуализации траекторий движения инструмента.

Важным звеном технологического процесса изготовления деталей сложного профиля являются контрольные операции. Так, при изготовлении, а также для входного контроля деталей сложного профиля (диски, моно и центробежные колеса, зубчатые колеса и др.) используется координатно-измерительная машина фирмы Wenzel (рис. 3).

Эффективное использование своевременного автоматизированного оборудования возможно при применении режущего инструмента из твердого сплава.

На предприятии организован участок централи-



Рис. 3. Координатно-измерительная машина

зованного изготовления и переточки фрез, используемых на обрабатываемых центрах Starrag, Huron. Анализ работ участка осуществляется с учетом загрузки обрабатывающих центров. Участок оснащен отечественным оборудованием и станком фирм Walter (рис. 4), SCHNEEBERGER GEMINI.



Рис. 4. Заточной станок Helitronic Power Regrinder

Для увеличения ресурса применяются различные методы упрочнения поверхности.

Внедрение высоких технологий невозможно без привлечения специализированных научных организаций [4]. Технологические службы отдела главного технолога и отдела главного металлурга постоянно сотрудничают со Всесоюзным институтом авиационных материалов (ВИАМ), Центральным институтом моторостроения (ЦИАМ), Украинским научно-исследовательским институтом авиационной технологии и организации производства (УКРНИАТ), Национальным Техническим Университетом «КПИ», Украинским институтом УкрНИИ СПЕЦСТАЛЬ, институтом электросварки им. Е.О. Патона, Запорожским национальным техническим университетом. Работы ведутся по таким основным направлениям, как технология композитных материалов, технологии теплозащитных покрытий рабочих лопаток турбины высокого давления, автоматизация литейного производства, автоматизированное проектирование производства, технологии лазерной обработки, технологии пайки и сварки и др.

Завершающим этапом производства являются стендовые испытания двигателя.

В процессе стендового испытания двигателя необходимо получить полную и достоверную информацию о его параметрах. Это достигается за счет автоматизации процессов испытания на базе средств вычислительной техники. Автоматизированы стенды для испытания двигателей Д27, 436T, АИ-222-25, АИ-222К-25Ф, АИ-450. Диагностическая аппаратура позволяет считывать до 700 контролируемых параметров на установившихся и переходных режимах работы двигателя.

Дальнейшее развитие систем стендовых испытаний двигателей направлено на улучшение и расширение диагностики, сбора и хранения информации.

В настоящий момент предприятие работает над созданием новых авиационных двигателей и изделий наземной тематики и одновременно занимается продлением ресурсов ранее разработанных изделий. В этой связи проблемы управляемости технологическими процессами, правильность их выбора определяет всю совокупность нормируемых показаний качества. Разработаны мероприятия и проводятся работы по внедрению систем:

- Techcard – предназначена для комплексной автоматизации ТТП;

 Search – предназначена для создания и внедрения архива технологической документации и управления его документооборотом;

- IMBASE – управление справочными данными.

Перечень ссылок

- 1. Лідери XXI століття. ГП ЗМКБ «Прогресс» им. академика А.Г. Ивченко. 11 с.
- Балабанов А.Н., Канарчук В.Е. Справочник технолога мелкосерийных и ремонтных производств. – 13 с.
- Мямица А.К. Технологическая подготовка производства мотогондолы самолета АН 74ТК-300 на базе оборудования с ЧПУ и аналитических эталонов. – Вестник двигателестроения. – 2003.

– № 1.– 13 c.

- Жеманюк П.Д., Мозговой В.Ф., Мигунов В.М. Направления и этапы сотрудничества технологической службы завода с НИИ, ОКБ и другими разработчиками новых технологий. – Технологические системы. – 2001. – № 3. – 18 с.
- Авиастроение. Качество, сертификация и лицензирование. /Под редакцией д.т.н. Безьязычного В.Ф. – М.: Машиностроение, 2003. – С. 302, 357.
- 6. Современные технологии в производстве газо-

турбинных двигателей. /Под редакцией Братухина А.Г., Язова Г.К., Карасева Б.Е. – М.: Машиностроение, 1977. – С. 62-359.

- Старик Д.Э., Парамонов Ф.И., Бугаков И.И. Экономика, организация и планирование авиационного производства. – М.: Машиностроение, 1976. – 176 с.
- Крымов В.В. Диссертация в виде научного доклада на соискание ученой степени доктора технических наук. – Москва, 1999 – 4 с.

Поступила в редакцию 20.02.2008

Розглянуто проблеми сучасного авіадвигунобудування і їх рішення, описані шляхи і методи скорочення термінів створення нової техніки і зниження трудомісткості.

Some problems of modern aircraft engine building and their decisions are considered, the time reducing method of new technique developing and production costs decreasing are described.

УДК 629.7.036.3

Ю. С. Кресанов, К. А. Ющенко, А. Я. Качан, А. В. Богуслаев, И. А. Петрик

ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЗАГОТОВОК РАБОЧИХ ЛОПАТОК ВЕНТИЛЯТОРА МЕТОДАМИ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ И СВАРКИ

В работе представлены особенности разработанной технологии изготовления заготовок рабочих лопаток вентилятора с антивибрационными полками методами обработки металлов давлением и сварки.

Постановка проблемы и ее связь с практическими задачами

При разработке технологии изготовления деталей для новых авиационных газотурбинных двигателей (ГТД) и совершенствовании уже применяемых технологий целесообразно использовать высокопроизводительные и эффективные процессы, позволяющие снизить трудоемкость и металлоемкость продукции.

При этом выбор технологической схемы процессов изготовления деталей следует увязывать с серийностью изделий, которая в значительной степени определяет выбор способов их получения.

В настоящее время получение точных заготовок, особенно лопаток, становится актуальным даже и для мелкосерийного и единичного производств ввиду неуклонного повышения стоимости и без того дорогих материалов, применяемых для их изготовления. Точные заготовки, как правило, вместе с тем обеспечивают более высокий ресурс и надежность деталей.

Этим условиям отвечает разработанная технология изготовления рабочей лопатки вентилятора (РЛВ) из титанового сплава ВТЗ-1 для турбореактивного двухконтурного двигателя ДЗ6.

РЛВ (рис. 1, 2) имеет большие габаритные размеры: массивный хвостовик и довольно протяженную антивибрационную полку, расположенную нормально к поверхности пера. Изготовление заготовок РЛВ методом штамповки связано с назначением большого (до 3...5 мм) припуска, который затем удаляют механической обработкой. Это приводит к большой трудоемкости и повышенному расходу дорогостоящего титанового сплава.



Рис. 1. Рабочая лопатка вентилятора (а) и перо лопатки с антивибрационными полками (б)

© Ю. С. Кресанов, К. А. Ющенко, А. Я. Качан, А. В. Богуслаев, И. А. Петрик, 2008

ISSN 1727-0219 Вестник двигателестроения № 2/2008



Рис. 2. Геометрические параметры рабочей вентиляторной лопатки

На основании результатов исследования напряженно-деформированного состояния РЛВ с применением расчетных, лабораторных и стендовых данных определено распределение полей напряжений [1]. Это дало возможность разделить лопатку на две составляющие: перо с хвостовиком и ввариваемую в него антивибрационную полку (рис. 3).

Цель работы – разработка прогрессивной технологии изготовления рабочих лопаток вентилятора с антивибрационными полками.

Результаты работ и исследований

Такое разделение лопатки на составляющие элементы позволило разработать технологию ее изготовления, в основе которой находится следующая



Рис. 3. Распределение напряжений по перу лопатки и схема приварки антивибрационной полки

технологическая схема: штамповка лопатки, штамповка антивибрационной полки (АП) – вальцевание пера лопатки – сварка полки.

Для реализации данной технологии сложный аэродинамический профиль пера лопатки трансформируется в положение, когда входные и выходные кромки всех сечений находятся на одном уровне. При этом хвостовик лопатки поворачивается вместе с близлежащим к нему (базовым) сечением на необходимый расчетный угол согласно выражению [2]

$$tg\varphi = \frac{\left|Y_{a}\right| - \left|Y_{\delta}\right|}{A + B} \,. \tag{1}$$

В основу расчета координат точек поверхности сечений пера РЛВ под последующую деформацию положен профиль с эквидистантным припуском 0,3 мм и расширенными на 1 мм входной и выходной кромками.

Приняв ближайшее сечение пера, примыкающее к хвостовику, за базовое и считая его повернутым в горизонтальном положении на угол ϕ , определяем для каждого расчетного сечения координаты профиля пера по выражениям [2]:

$$X_{i(c,\kappa)} = X_{i(c,\kappa)} \cos \varphi \pm Y_{i(c,\kappa)} \sin \varphi;$$

$$Y'_{i(c,\kappa)} = \mp X_{i(c,\kappa)} \sin \varphi + Y_{i(c,\kappa)} \cos \varphi, \qquad (2)$$

где верхний знак соответствует повороту сечений против часовой стрелки, нижний – по часовой стрелке.

Производим в новых осях $Y'_A - Y'_B$ дополнительный подгиб сечений по отношению к базовому, при условии $Y'_A = Y'_B$ на величину

$$K_{i} = \left| Y_{(A,\mathcal{B})\delta a 3}^{'} - Y_{(A,\mathcal{B})i}^{'} \right|.$$
(3)

И окончательно определяем координаты точек пера:

$$Y_{i(c,\kappa)}^{"} = Y_{i(c,\kappa)}^{'} \pm K_{i}.$$
(4)

Назначив по хвостовику припуск под предварительную обработку, проектируем предварительную штамповку, предназначенную для горячего вальцевания пера.

Технологический процесс изготовления рабочей лопатки вентилятора из титанового сплава ВТ3-1 с припуском 0,1.....0,2 мм под дальнейшее шлифование пера включает следующие технологические операции:

1. Получение заготовки лопатки без АП под последующее вальцевание. 1.1 Набор материала для хвостовика методом высадки круглой заготовки на горизонтально ковочной машине (ГКМ).

1.2 Штамповка предварительно сформованной заготовки на кривошипном прессе усилием 6,3 МН (КГШП 6300).

2 Механическая обработка хвостовика для создания баз и условий захвата задатчиком при вальцевании.

3 Вальцевание пера на прокатном стане 330 за 3 перехода.

4 Предварительная закрутка пера в штампе на КГШП 6300.

5 Закрутка пера методом термофиксации в специальном приспособлении в электропечи.

6 Изготовление АП.

6.1 Набор материала из прутка на ГКМ.

6.2 Штамповка на КГШП 4000.

7 Механическая обработка отверстия в пере лопатки для приварки АП.

8 Приварка АП методом электронно-лучевой сварки.

9 Окончательная закрутка пера после сварки АП, совмещенная с термообработкой.

Размеры штамповки лопатки по длине принимаем, исходя из возможности ее получения на существующем в ОАО «Мотор Сич» оборудовании. Учитывая сложность деформирования тонких полотен из титанового сплава BT3-1, а также для обеспечения точности размеров по высоте, принимаем коэффициенты вытяжки для пера при вальцевании с учетом трех вальцовок: $\mu_1 = 1,4$; $\mu_2 = 1,3$ и $\mu_3 = 1,1$, где μ_1 , μ_2 , μ_3 – вытяжка на первой, второй и третьей вальцовках, соответственно.

На основании принятых коэффициентов вытяжки, с целью обеспечения равномерных обжатий (деформаций) по сечениям, определяем координаты точек пера по чертежным координатам лопатки по выражениям:

для штампованной заготовки –

$$Y_{i(c,\kappa)}^{\text{IIIT}} = Y_{i(c,\kappa)}^{"} \cdot \mu_1 \mu_2 \mu_3, \qquad (5)$$

для первого перехода вальцевания -

$$Y_{i(c,\kappa)}^{\mathbf{I}} = Y_{i(c,\kappa)}^{"} \cdot \boldsymbol{\mu}_{2}\boldsymbol{\mu}_{3}, \qquad (6)$$

для второго перехода вальцевания -

$$Y_{i(c,\kappa)}^{II} = Y_{i(c,\kappa)}^{"} \cdot \mu_{3} .$$
 (7)

Размеры между сечениями пера лопатки, а вместе с ними и длина лопатки, по переходам вальцевания уменьшаются на величину вытяжки

для штамповки:

$$L_{nepa\ um} = \frac{L}{\mu_1 \mu_2 \mu_3},\tag{8}$$

$$\ell^{i}_{nepa \ um} = \frac{\ell_{i}}{\mu_{1}\mu_{2}\mu_{3}}; \qquad (9)$$

для первого перехода вальцевания:

$$L^{I}_{nepa\ um} = \frac{L}{\mu_2 \mu_3},\tag{10}$$

$$\ell^{\mathrm{I}}_{i nepa} = \frac{\ell_i}{\mu_2 \mu_3}; \qquad (11)$$

для второго перехода вальцевания:

$$L_{nepa}^{II} = \frac{L}{\mu_3},\tag{12}$$

$$\ell_{i nepa}^{\mathrm{II}} = \frac{\ell_i}{\mu_3}; \qquad (13)$$

Для определения объема исходной круглой заготовки под штамповку принимаем площади поперечных сечений пера:

$$F_{A_i} = 0.7C_{\max} e_i \mu_i \cdot \mu_2 \cdot \mu_3 + 2ah, \qquad (14)$$

где C_{max} – максимальная толщина пера в сечении;

а – ширина облоя при штамповке;

h – высота облоя при штамповке.

Диаметр заготовки, обеспечивающий необходимую площадь поперечного сечения, определяем из формулы:

$$d_{A_i} = \sqrt{1,274F_{A_i}}.$$
 (15)

Учитывая, что исходная заготовка по длине имеет переменное сечение, являющееся следствием переменного сечения пера лопатки, необходимо произвести протяжку прутка от диаметра, равного площади сечения пера у хвостовика (14), до диаметра периферийного от хвостовика сечения по линейному закону. Тогда длина пера исходной заготовки будет

$$L_{ucx.3a2} = \frac{2V_{nepa}}{F_{A_i} + F_{A_{i+n}}},$$
(16)

где V_{nepa} – объем пера штампованной заготовки с облоем.



Рис. 4. Штампованная заготовка рабочей лопатки вентилятора

На рис. 4 представлена штампованная заготовка с предварительно обработанным хвостовиком, предназначенная для вальцевания и рассчитанная по выражениям (1...13).

Предварительная обработка хвостовика выполняется для создания баз и условий захвата заготовки в задатчике при переходах с целью правильного направления оси лопатки при вальцевании.

Штампованную заготовку из прутка титанового сплава BT3-1, предварительно сформированного на горизонтально-ковочной машине для набора металла под хвостовик, изготавливают на кривошипном прессе 6,3 MH с нагревом в электрической камерной печи по всем операциям высадки, штамповки и вальцевания до температуры:

$$T_{nn} - (20-40 \ ^{\circ}\text{C}), \qquad (17)$$

где *T_{nn}* – температура полиморфного превращения сплава BT3-1.

Вальцевание пера штампованной заготовки выполняется на стане 330 производства ОАО «Мотор Сич» со специально установленным устройством, которое производит задачу заготовки пером вперед, т.е. с нарастанием обжатия за 3 перехода с промежуточными нагревами перед каждым из них. На рис. 5 представлены результаты измерения лопаток по максимальной толщине пера после последнего вальцевания в сравнении с проектируемыми данными.

Для каждого перехода вальцевания применяют специально спроектированные валки, обеспечивающие заданный коэффициент вытяжки (обжатия). Проектирование валков осуществлялось для максимально возможного для стана 330 диаметра нейтральной окружности, равного 345 мм, с целью размещения перьевой части лопатки на последнем (3ем) переходе, когда угол рабочей части валка достигает около 180°, что составляет половину окружности валка.

Калибровку валков выполняем по выражениям (6...-18), изложенным в работе [2]. На рис. 6 представлен верхний валок третьего перехода, выполненный из стали ДИ-22 с твердостью рабочей поверхности HRC 48...54.

В зев непрерывно вращающихся валков заготовка задается в направлении, противоположном рабочему ходу, таким образом, что ее захват происходит в непосредственной близости к хвостовику, а задатчик совершает обратный ход, создавая переднее натяжение. На рис. 7 представлена штампованная заготовка и заготовка после трех переходов вальцевания.

После вальцевания нагорячо производят за-кругку пера в специальном приспособлении.

АП штампуется с припуском под шлифование по поверхности полок и под фрезерование по участку, прилегающему к полке пера, для чего полка в штампе располагается в горизонтальной плоскости (рис. 8).

Разработке технологии сварки АП предшествовали исследования различных режимов сварки, представленных в табл.1.

Значения механических свойств сплава ВТ3-1 в зависимости от режимов сварки (см. табл.1) представлены на рис. 9, из которого следует, что погонная энергия сварки не оказывает существенного влияния на статическую прочность и относительное удлинение и должна выбираться из условия оптимального формирования швов и минимальных короблений лопатки при сварке.

На основании проведенных исследований образцов из сплава BT3-1, изготовленных по различным видам сварки и присадкам, в зависимости от температуры термической обработки (см. рис. 9) был выбран оптимальный технологический процесс сварки РЛВ.

Величина угла загиба (ϕ) является более информативным показателем пластического состояния шва, чем относительное удлинение (d), так как отражает структурное состояние сварного соединения, а ударная вязкость КСТ – уровень устойчивости материала к ускоренному разрушению при повышенных знакопеременных нагрузках (рис. 10). Уровень прочности сварных соединений при использовании однофазных присадок соизмерим с прочностью самих присадочных материалов, а более прочные двухфазные материалы образуют соединение с более высокой проностью, но снижается их пластичность



Рис. 5. Фактические (2) и расчетные (1) размеры пера лопатки по C_{max}











Рис. 8. Штамповка антивибрационной полки

D	Параметры сварки							
Вид сварки	Ток, і _{св.} , А	Напряжение <i>U</i> _{св} , В (АДС) <i>U</i> _{уск} , кВ (ЭЛС)	Скорость V _c , м/мин	Погонная энергия <i>Q_{пог.}</i> , кДж/см				
АДС	155	10	0,24	3,1				
	180	10	0,24	3,6				
OILC	40	60	0,83	1,12				
ЭЛС	60	60	0,83	1,68				

Габлица 1	1 -	- Режимы	сварки	сплава	BT3-	1
-----------	-----	----------	--------	--------	-------------	---



Рис. 9. Влияние погонной энергии сварки сплава ВТЗ-1 на предел прочности (а) и относительное удлинение (б)

Так как полученные зависимости механических свойств сварного соединения недостаточны для определения работоспособности РЛВ, в которой преобладают циклические нагрузки, были проведены исследования их сопротивления усталости (рис. 11).

Таким образом, разработанная технология сварки АП позволяет обеспечить предел выносливости сварного шва в зависимости от вида сварки в пределах 70-50 %, а уровень прочности в зависимости от присадочного материала – 0,85-0,95 от основного материала.

Заготовки АП и лопатки перед сваркой подвер-

гают механической обработке и на сварку поступают в собранном виде.

С учетом полученных результатов исследований произведена электронно-лучевая сварка АП РЛВ на установке ЭЛУ 20.

После сварки лопатки подвергают окончательной термообработке, совмещенной с правкой, в специальном приспособлении. Так как все операции, связанные с нагревом, выполняются в воздушной среде, то на заключительном этапе лопатка обдувается, а газонасыщенный (альфированный) слой удаляется травлением.



Рис. 10. Механические свойства сварного соединения сплава ВТЗ-1 в зависимости от режимов термообработки и материала присадки:

а – предел прочности; *б* – относительное удлинение; *в* – угол статического изгиба; *г*, *д* – ударная вязкость



Рис. 11. Предел выносливости сварного соединения сплава ВТЗ-1 с различными присадками и видами сварки

Металлургические исследования изготовленных лопаток (рис. 12) и антивибрационной полки подтвердили соответствие механических свойств образцов, вырезанных из хвостовика в поперечном и пера – в продольном направленных (рис. 13), требованиям нормативной документации (табл. 2).

Макроструктура пера лопатки имеет матовый фон и соответствует 2-3 баллу шкалы ОСТ1-9000-6 (рис. 14, *a*). Микроструктура (рис. 14, *б*) соответствует второму типу – 9-ти типовой шкале инструкции ВИАМ.

Проведенная 100 % проверка макро- и микроструктуры изготовленных лопаток подтвердила их полное соответствие нормативной документации (см. рис. 14, *в*, *г*). Таблица 2 – Механические свойства лопаток из сплава ВТ3-1, изготовленных методом штамповки и вальцевания (основной материал)

Devenue	Механические свойства						
термиче- ской обработки	о _в , МПа	Уд- лине- ние δ, %	Су- жение ф, %	Ударная вязкость <i>а_к</i> , МДж/м ²	Твер- дость <i>dH_e</i> 10/300/30		
Оконча- тельный отжиг при <i>t</i> 630-680°С	1150 - 1180	10-18	38,8- 44,7	0,44- 0,55	3,3		
Норматив- ные требования	1000 - 1300	8	25	0,3	3,15-3,6		



Рис. 12. Переходы изготовления рабочей лопатки вентилятора: *a* – окончательно готовая лопатка; *δ* – заготовка лопатки после вальцевания; *в* – исходная штамповка



Рис. 13. Схема вырезки образцов из лопатки и антивибрационной полки



Рис. 14. Макро (а) и микроструктура (б) лопатки сварного шва после АДС и (г) – после ЭЛС

Выводы

Разработанный технологический процесс получения заготовок вентиляторных лопаток с антивибрационной полкой позволяет:

 заменить существующий малоэффективный способ получения заготовок лопаток методом штамповки с большими припусками; повысить коэффициент использования металла заготовки с 0,28 до 0,46;

- исключить уникальное дорогостоящее кузнечное штамповочное оборудование и снизить себестоимость продукции.

Целесообразно окончательно изготовленные таким способом рабочие лопатки вентилятора испытать на сопротивление усталости, а также в составе технологического двигателя.

Разработанная технология изготовления рабочих лопаток вентилятора является также базой для разработки технологий изготовления широкохордных стреловидных рабочих лопаток вентилятора (без антивибрационных полок) современных авиационных двигателей.

Перечень ссылок

- Петрик И.А., Овчинников А.В. и др. Повышение работоспособности лопаток из титановых сплавов вентилятора авиадвигателя НТЖ // Вестник двигателестроения, 2006. – № 4. – С. 104-107.
- Кресанов Ю.С., Богуслаев А.В., Качан А.Я. Периодическая прокатка заготовок лопаток компрессора газотурбинных двигателей с аэродинамическим профилем. НТЖ // «Вестник двигателестроения, 2006. – № 2. – С. 95-101.

Поступила в редакцию 12.05.2008

В роботі представлені особливості розробленої технології виготовлення заготовок робочих лопаток вентилятора із антивібраційними полками методами обробки металів тиском і зварювання.

The features of the developed technology of manufacturing blades of the fan with antivibrating shelfs by methods of processing of metals by pressure and welding are given.

УДК 539.374.001.8.621.7-111

В. В. Чигиринский, Е. Т. Белый, С. А. Андрющенко, В. В. Корниенко

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ АСИММЕТРИЧНОГО ПРОЦЕССА ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ С ПРОДОЛЬНЫМ СДВИГОМ

Разработана математическая модель симметричной и асимметричной осадки со сдвигом. Показано, что использование сдвиговых деформаций изменяет напряжённое состояние металла, включая контактные напряжения.

В последнее время интенсивно разрабатываются новые технологии обработки и производства изделий с использованием разных способов воздействия инструмента на обрабатываемый металл. В том числе – реализация пластической деформации за счет сдвигов, волочение с кручением и т.д.

Наличие различий в напряженно-деформированном состоянии металла на поверхностях его взаимодействия с инструментом (будь то при прокатке, осадке и т.п. процессах).

Рассмотрим случай пластического деформирования, при котором в процессе осадки на поверхностях появляются силы контактного трения, имеющие противоположные направления, рис. 1.



Рис. 1. Схема осадки полосы с противоположным направлением контактных сил трения



При такой схеме распределения контактных сил трения будет реализован общий сдвиг, который изменяет свое направление вдоль очага деформации (ось X) при переходе через т. O. По высоте (ось Y) изменение направления сдвига не происходит, в отличие от симметричной осадки касательные контактные напряжения изменяют направления сдвига и в продольном и перпендикулярном направлениях (рис. 2).

Для анализа напряженного состояния при симметричном и асимметричном сдвигах воспользуемся методом, изложенным в работе [1]. Решается плоская задача теории пластичности в напряжениях.

Исходные уравнения:

$$\frac{\partial \sigma_x}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial y} = 0; \quad \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_y}{\partial y} = 0; (\sigma_x - \sigma_y)^2 + 4\tau_{xy} = 4k^2.$$
(1)

Граничные условия:

$$\tau_{xv} = -k \cdot \sin(A\Phi - 2\alpha). \tag{2}$$

Преобразуя уравнение (1) получим обобщенное уравнение равновесия, вида:

$$\frac{\partial^2 \tau_{xy}}{\partial x^2} - \frac{\partial^2 \tau_{xy}}{\partial y^2} = \pm 2 \frac{\partial^2}{\partial x \partial y} k \sqrt{1 - \left(\frac{\tau_{xy}}{k}\right)^2}.$$
 (3)



Рис. 2. Схемы сдвиговых деформаций при разных способах осадки:

а – схема осадки при симметрии деформаций сдвига; б –схема осадки при асимметрии деформации сдвига

© В. В. Чигиринский, Е. Т. Белый, С. А. Андрющенко, В. В. Корниенко, 2008

Решение (3), представленное в [1] имеет вид:

$$τ_{xy} = C_{\sigma} \cdot \exp\theta \cdot \sin A\Phi = k \cdot \sin A\Phi$$
, при этом

$$\theta_x = -A\Phi_y; \ \theta_y = A\Phi_x, \tag{4}$$

где θ и AФ – гармонические функции, удовлетворяющие уравнению Лапласа.

Граничные условия (2) с учетом (4) тождественно удовлетворены.

Подставим (4) в уравнение равновесия (1), получим с учетом [1]:

$$\sigma_x = C_{\sigma} \cdot \exp\theta \cdot \cos A\Phi + \sigma_0 + f(y) + C,$$

$$\sigma_y = -C_{\sigma} \cdot \exp\theta \cdot \cos A\Phi + \sigma_0 + f(x) + C.$$
(5)

При f(x) = f(y) = 0 выражения (4) и (5) удов-

летворяют условию пластичности. Значение σ_0 определяем с учетом разновариантности условия пластичности для нормальных напряжений одного знака, т.е.

$$\sigma_0 = -2 \cdot C_{\sigma} \cdot \exp \theta \cdot \cos A\Phi.$$

С учетом последнего:

$$\sigma_x = -C_{\sigma} \cdot \exp\theta \cdot \cos A\Phi + C,$$

$$\sigma_y = -3C_{\sigma} \cdot \exp\theta \cdot \cos A\Phi + C.$$
 (6)

Решая уравнение Лапласа и с учетом очевидных условий в очаге деформации для симметричного процесса осадки, гармонические функции имеют вид:

$$A\Phi = AA_6 \cdot x \cdot y , \text{ тогда } \theta = -\frac{1}{2} \cdot AA_6 \cdot (x^2 - y^2) .$$
(7)

Действительно, подставляя (7) в уравнение Лапласа:

 $\theta_{xx} + \theta_{yy} = 0$, $A\Phi_{xx} + A\Phi_{yy} = 0$, получим тождество.

Касательные напряжения при асимметричном нагружении по высоте полосы свой знак менять не должны. При этом математическая модель, описывающая распределение касательных напряжений в очаге деформации имеет вид:

$$A\Phi = AA'_6 \left(y + \frac{h}{2} \right) \cdot x - AA''_6 \left(y - \frac{h}{2} \right) \cdot x, \quad (8)$$

тогда: при $y = \frac{h}{2}$ $A\Phi = AA'_6 \cdot h \cdot x;$ при $y = -\frac{h}{2}$ $A\Phi = AA''_6 \cdot h \cdot x.$

Знак функции АФ по высоте не меняется, сле-

довательно, не меняется и знак касательного напряжения τ_{xy} . При симметричном нагружении (7) изменение знака имеет место и по *X*, и по *Y*. Выражению (8) соответствует функция θ

$$\theta = -\frac{1}{2} AA'_{6} \cdot x^{2} + \frac{1}{2} \cdot AA''_{6} \cdot x^{2} + \frac{1}{2} \cdot AA'_{6} \cdot y^{2} + AA'_{6} \cdot \frac{h}{2} \cdot y - \frac{1}{2} \cdot AA''_{6} \cdot y^{2} + AA''_{6} \cdot \frac{h}{2} \cdot y.$$
(9)

Для получения числового результата необходимо знать постоянные величины в выражениях (6), (7), (8), (9), т. е. C_{σ} , AA₆, AA'₆, AA''₆, *C*, которые определяются из граничных условий.

Для симметричного процесса:

при
$$y = \frac{h}{2}$$
, $x = \frac{l}{2}$ (точка 1, рис. 1)
 $\tau_{xy} = \psi \cdot k_0$; $\sigma_x - \sigma_y = 2 \cdot k_0$; $A\Phi = A\Phi_0$; $\theta = \theta_0$;
 $\tau_{xy} = C_{\sigma} \cdot \exp \theta_0 \cdot \sin A\Phi_0 = \psi \cdot k_0$;
 $\sigma_x - \sigma_y = 2 \cdot C_{\sigma} \cdot \exp \theta_0 \cdot \cos A\Phi_0 = 2k_0$;
Тогда $C_{\sigma} = \frac{k_0}{2}$; $tgA\Phi_0 = \psi$.

Гогда
$$C_{\sigma} = \frac{\kappa_0}{\exp \theta_0 \cdot \cos A \Phi_0}; \ tgA \Phi_0 = \psi$$

При этом

$$A\Phi_{0} = AA_{6} \cdot \frac{l \cdot h}{4}; \qquad \theta_{0} = -\frac{1}{2} \cdot AA_{6} \cdot \left(\frac{l^{2}}{4} - \frac{h^{2}}{4}\right);$$
$$AA_{6} = \frac{4 \cdot A\Phi_{0}}{l \cdot h}. \qquad (10)$$

С другой стороны $A\Phi_0 = arctg\psi$, при

$$\Psi = f(1 - f), \tag{11}$$

где f – коэффициент трения.

Выражение
$$C_{\sigma} \cdot \exp \theta = \frac{k_0 \cdot \exp(\theta - \theta_0)}{\cos A \Phi_0}$$
 (12)

запишем

$$\theta - \theta_0 = \frac{1}{2} \cdot AA_6 \cdot \left[\left(\frac{l^2}{4} - x^2 \right) - \left(\frac{h^2}{4} - y^2 \right) \right].$$
(13)

При $y = \frac{h}{2}$, $x = \frac{l}{2}$; $\theta - \theta_0 = 0$ (точка 1, рис. 1).

Следовательно:

$$\sigma_{y} - \sigma_{\mu} = \frac{2 \cdot k_{0} \cdot \exp(0)}{\cos A \Phi_{0}} \cdot \cos A \Phi_{0} = 2k_{0}, \text{ HTO COOTBET-}$$

ствует граничным условиям.

Для асимметричного процесса:

при $y = \frac{h}{2}$, $x = \frac{l}{2}$; (точка 1, рис. 1) $\tau_{xy} = \psi' \cdot k'_0$; при $y = -\frac{h}{2}$, $x = \frac{l}{2}$; (точка 3, рис. 1) $\tau_{xy} = \psi'' \cdot k''_0$; $\sigma_x - \sigma_y = 2k'_0$ и $\sigma_x - \sigma_y = 2k''_0$; А $\Phi = A\Phi'_0$ и А $\Phi = A\Phi''_0$, где k_0 – значение сопротивления пластической деформации в ненаклепанном состоянии на верхней и нижней границах (точки 1, 3, рис. 1). Отсюда:

$$C'_{\sigma} = \frac{k_0}{\exp\theta_0 \cdot \cos A\Phi'_0}; \quad C'_{\sigma} = \frac{k_0}{\exp\theta_0 \cdot \cos A\Phi''_0};$$

 $tgA\Phi'_0 = \psi'$ И $tgA\Phi'_0 = \psi''$; $A\Phi'_0 = arctg\psi'$ И $A\Phi''_0 = arctg\psi''$. С учетом последних выражений:

$$AA'_6 = \frac{4 \cdot A\Phi'_0}{l \cdot h}; AA''_6 = \frac{4 \cdot A\Phi''_0}{l \cdot h};$$

если $A\Phi'_0 = A\Phi''_0$ и $AA'_6 = AA''_6$.

С учетом (9) и подстановок θ_0 имеем:

$$\theta - \theta_{0} = \frac{1}{2} \cdot AA_{6}' \cdot \left(\frac{l^{2}}{4} - x^{2}\right) - \frac{1}{2} \cdot AA_{6}'' \left(\frac{l^{2}}{4} - x^{2}\right) - AA_{6}'' \left[\frac{1}{2} \cdot \left(\frac{h}{4} - y^{2}\right) + \left(\frac{h^{2}}{4} - \frac{h}{2} \cdot y\right)\right] + AA_{6}'' \left[\frac{1}{2} \left(\frac{h^{2}}{4} - y^{2}\right) + \left(\frac{h^{2}}{4} - \frac{h}{2} \cdot y\right)\right].$$
(14)

Если в (13) принять $AA'_6 = AA''_6$, то

$$\theta - \theta_0 = -AA_6 \left[\frac{h}{2} \left(\frac{h}{2} - y \right) + \left(\frac{h}{2} - y \right) \right].$$

Видно, что функция $\theta - \theta_0$ не зависит от координат *X* и принимает разное значение на противоположных контактных границах.

При
$$y = \frac{h}{2}$$
, $\theta - \theta_0 = 0$, при $y = -\frac{h}{2}$,
 $\theta - \theta_0 = -AA_6 \cdot h^2 = -\frac{4 \cdot A\Phi_0}{l \cdot h} \cdot h^2 = \frac{4 \cdot A\Phi_0 \cdot h}{l}$.

Если $A\Phi'_0 \neq A\Phi''_0$, то в значении $\theta - \theta_0$ появится зависимость от координаты *X*.

Для анализа принимаем: $\psi' = f \cdot (1 - f),$ $\psi'' = 0.9 \cdot f \cdot (1 - f).$ Были подсчитаны компоненты тензора напряжений при симметричной и асимметричной осадке при

разных значениях фактора формы $\frac{l}{h}$ ($\frac{l}{h}$ = 3;5;8;10) и коэффициентах трения f(f = 0,1;0,2;0,3;0,4;0,5). Знак меняется только вдоль оси X, что соответствует модели, рис. 2, δ . Распределению касательных напряжений (6), (7) и (8), (9) соответствует разное распределение нормальных напряжений. На рис. 3, 4 показано распределение нормальных напряжений на контакте при симметричном и асимметричном нагружениях. В последнем случае взят разный закон контактного трения.

При одинаковых значениях коэффициента трения

f и фактора формы $\frac{l}{h}$ и разных нагружениях видно, что при асимметричном процессе контактные









Рис. 4. Значения σ_y по длине очага деформации (при y = h/2) для осадки при асимметрии деформации сдвига



Рис. 5. Значения для симметричной и асимметричной осадке (n p n f = 0,3)

При симметричной осадке при $\frac{l}{h}$ =3; 5; 8; 10,

отношение $\frac{\sigma_y}{k_0} = 3,2; 4,1; 6,0; 7,6$. При асимметричной осадке при тех же параметрах отношение $\frac{\sigma'_y}{k_0} = 2,38; 2,44; 2,55; 2,62$. Отношение

 $\frac{\sigma_y}{\sigma'_y} = 1,34; 1,68; 2,35; 2,9.$ Аналогичная качественная

зависимость определяется и при разных значениях коэффициента трения.

Принципиальным моментом является то, что предложенная математическая модель реагирует на особенности асимметричного формоизменения, что подтверждается экспериментальными исследованиями [2]. Показано: влияние способа нагружения на напряженное состояние металла, его качественные характеристики. Существенное влияние на величину контактных напряжений при асимметричном на-

гружении оказывает фактор формы $\frac{l}{h}$ и коэффици-

ент трения *f*. Их увеличение приводит к повышению напряжений на контакте.

Общее снижение контактных напряжений при асимметричном нагружении и возможность качественной и количественной оценки этого явления позволяет более эффективно проектировать новые технологические процессы производства.

Перечень ссылок

- Gygyryns'ky V.V., Mamuzic I., Vodopivec F., Gordienko I.V. The Infuence of the Temperature Factor on Deformability of the Plastik Medium // Metalurija, Zagreb. – 2006. – V. 45, Br. 2. – P. 115-118.
- Леванов А. Н., Колмогоров В. Л. Контактное трение в процессах обработки металлов давлением. – М.: Металлургия, 1976. – 416 с.

Поступила в редакцию 30.05.2008

Розроблена математична модель симетричної та асиметричної осадки з зсувом. Показано, що використання зсувних деформацій змінює напружений стан металу, включаючи контактні напруги.

Mathematical model of symmetric and asymmetric affect upon the metal with the shift has been developed. It is avident that the application of the shift deformations changes the stressed state of the metal including contact tension.

УДК 621.375.826:621.793

В. Д. Шелягин, В. Ю. Хаскин, А. В. Бернацкий, А. В. Сиора

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРИЕМОВ ЛАЗЕРНОГО УПРОЧНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ДЕТАЛЕЙ ИЗ СТАЛИ 38ХН3МФА

Исследовался процесс лазерного упрочнения с оплавлением поверхностных слоев конструкционной стали 38XH3MФА. Определено влияние основных параметров процесса на глубину зоны лазерного воздействия и их связь с получаемыми структурой и твердостью.

Введение

Эксплуатационные характеристики деталей машин и инструмента в значительной степени определяются свойствами рабочих поверхностей. Повышение твердости и прочности поверхностного слоя позволяет увеличить износостойкость, при этом сердцевина остаётся вязкой, что обеспечивает высокие характеристики выносливости изделия. С конца ХХ века внимание исследователей в большей степени уделялось развитию технологий поверхностного упрочнения, а не объемного [1]. Это связано с новым подходом в оценке роли материала при обеспечении конструкционной прочности изделий, согласно которому ведущая роль принадлежит поверхности, а не объему, как это было принято ранее. Именно состояние поверхности во многом определяет уровень прочности и эксплуатационные свойства деталей машин. Это привело к появлению нового направления - инженерии поверхности, осуществляемой методами комбинированного энергетического и физико-химического воздействия. Это направление предполагает разработку технологических процессов нового уровня, позволяющих модифицировать поверхностный слой, радикально менять его структуру и свойства. Для модифицирования поверхности металлов предпочтение отдается таким методам, которые используют в качестве теплового источника концентрированные потоки энергии: лазерные, ионные, ультразвуковые, высокочастотные индукционные и другие.

В связи с этим, в области машиностроения актуальной задачей является разработка высокоэффективных, экономичных, и экологически безопасных технологий упрочнения поверхностных слоев изделий из конструкционных сталей, обеспечивающих получение заданных эксплуатационных свойств.

В промышленности для изготовления сложных и ответственных деталей часто применяются доэвтектоидные комплекснолегированные стали (например, 38XH3MФА, 40XH2MФА, 25X1M1ФТР). Их используют для изготовления коленчатых и распределительных валов мощных автомобильных и судовых дизельных двигателей, деталей парораспределительной аппаратуры турбин и других ответственных тяжелонагруженных деталей энергетических установок [2]. Для повышения износостойкости, детали из этих сталей упрочняют традиционными методами (например, объемной термообработкой в печах, химико-термической обработкой, ТВЧ-закалкой). Однако не всегда срок службы таких изделий является удовлетворительным [3]. Из-за их сравнительно высокой стоимости желательно повысить эксплуатационный ресурс в 1,5-2 раза, причем стоимость проводимого для этого упрочнения не должна превышать 10-30 % себестоимости упрочняемой детали.

Целью настоящей работы, является изучение влияния технологических приемов процесса лазерного поверхностного упрочнения с оплавлением в среде газообразного азота стали 38ХНЗМФА на свойства получаемых слоев.

Материал и методики исследований

Лазерное упрочнение из жидкой фазы проводили на цилиндрических (Ø 185 мм) и плоских образцах из стали 38ХНЗМФА. Основной металл (в состоянии поставки) имел мартенсито-бейнитную структуру с преобладанием мартенситной составляющей [2]. Твердость HV0,05 – 367.....382. Исследовали три серии образцов, отличавшихся использовавшимися технологическими схемами ведения процесса упрочнения. В качестве источника лазерного излучения, использовали технологический CO₂-лазер ЛТ-104 [4].



Рис. 1. Технологический лазер ЛТ-104

© В. Д. Шелягин, В. Ю. Хаскин, А. В. Бернацкий, А. В. Сиора, 2008

При проведении экспериментов параметры режима обработки варьировались в следующих пределах: линейная скорость процесса изменялась от 20 до 80 м/ч; мощность лазерного излучения – от 2 до 4 кВт; диаметр пятна излучения, сфокусированного на обрабатываемой поверхности, – от 1,5 до 5 мм; расход технического газообразного азота, защищающего ванну расплава – от 5 до 10 л/мин.

Для проведения металлографических исследований из обработанных образцов вырезали темплеты поперек дорожек упрочнения. Для выявления микроструктуры зажатые в струбцинах полированные темплеты подвергались химическому травлению в 4-х процентном спиртовом растворе азотной кислоты. Изучение и фотографирование структур осуществляли на микроскопе «Neophot-32» при различных увеличениях (от 25 до 1000 крат). Микротвердость HV измеряли на микротвердомере М-400 фирмы «Leco» при нагрузке 0,5 и 10 H.

Результаты и их обсуждение

Исследовалось влияние основных параметров лазерного воздействия (плотности мощности излучения; диаметра пятна фокусировки; скорости процесса; направления, расхода и способа подачи в ванну расплава газообразного азота) на глубину зоны лазерного упрочнения и ее структурно-фазовое состояние. Установлено, что зона лазерного воздействия увеличивается с ростом мощности, снижением скорости обработки, уменьшением диаметра пятна сфокусированного излучения и в случае подачи газа вслед движению ванны расплава. Однако при этом, как правило, не достигается максимальная твердость поверхности. Наибольшая твердость достигается при получении в упрочненных слоях структуры однородного мартенсита с повышенным содержанием углерода, измельчении зерна и образовании минимального количества остаточного аустенита. Такой эффект достигается определенным соотношением между плотностью мощности лазерного излучения и скоростью обработки.

Наличие легирующих элементов в доэвтектоидных сталях благоприятно сказывается на микроструктуре зон лазерной обработки. Однако диффузионная подвижность углерода в этом случае уменьшается настолько, что трудно достичь достаточного насыщения твердого раствора и минимального растворения карбидной фазы. При малой мощности излучения может не достигаться насыщение аустенита и при обработке образуется малоуглеродистый мартенсит и остаточный аустенит. При больших значениях мощности возможно пересыщение аустенита за счет растворения карбидов, что приводит к образованию после охлаждения большого количества остаточного аустенита и растворению упрочняющей карбидной фазы, в результате чего также снижается твердость. Следовательно, для таких сталей существует узкий интервал режимов, при которых мартенсит содержит достаточное количество углерода, а растворение карбидов находится в начальной сталии.

Исследуемые образцы отличались схемой подачи азота в процессе лазерного переплава. Переплав осуществлялся отдельными дорожками, ширина которых зависела от параметров режима, с перекрытием 20.....40 %. При изготовлении образцов в серии № 1 азот в зону плавления подавали коаксиально лазерному излучению (рис. 2, *a*). При изготовлении образцов в серии № 2 поддув азота осуществляли по ходу обработки (рис. 2, *б*), а при изготовлении образцов группы № 3 – против хода обработки (рис. 2, *в*).



Рис. 2. Схемы подачи азота в процессе лазерной обработки: *a* – соосно лазерному излучению; *б* – по ходу; *в* – против хода

Фотографии типичной микроструктуры обработанных поверхностных слоев приведены на рис. 3.



Рис. 3. Структура дорожек лазерного упрочнения в образце из серии № 2, ×40:

А – зона упрочнения из жидкой фазы, Б – зона упрочнения из твердой фазы, В – основной металл

Микроструктура верхнего слоя A (рис. 3) во всех исследуемых образцах состоит из сорбитной матрицы и нитридных прожилок в виде сетки по границам зерен. Слой Б имеет мелкодисперсную структуру с повышенной твердостью. Под оптическим микроскопом строение структуры не выявляется. В образце из серии № 1 нитридная сетка в зоне А наблюдается виде отдельных фрагментов, находящихся в центральной части дорожек лазерного переплава ближе к поверхности. Слой Б, возможно представляет собой сорбит.

В образцах из серий № 2 и № 3 нитридная сетка характерно выражена по всей глубине слоя А (рис. 3). Слой Б вероятно представляет собой бесструктурный мартенсит.

Распределение микротвердости HV1 (при нагрузке 10 H) по глубине обработанных лазерным излучением образцов показаны на рис. 4. Из графиков видно, что в случае образца из серии № 1 зона А совпадает с зоной Б закалки из твердой фазы, а для образцов из серий № 2 и № 3 зона закалки из твердой фазы Б расположена под зоной А. На рис. 4, *с* показано распределение твердости, измеренное в образце из серии № 2 поперек дорожек упрочнения, из которого видно, что перекристаллизация в зонах перекрытия дорожек приводит к разупрочнению до значений, близких к значениям твердости основного металла.

Поверхность дорожек лазерного упрочнения достаточно равномерная, шероховатость колеблется в пределах Ra 100.....200 мкм. Характерным дефектом можно считать образование пор – как внешних, так и внутренних. Основной путь их устранения – подбор расхода и давления подаваемого в ванну га-



Рис. 4. Распределение микротвердости HV1 [кГс/см²]:

а – по глубине *h* [мм] в образце из серии №1; *б* – по глубине *h* [мм] в образце из серии № 2; *в* – по глубине *h* [мм] в образце из серии № 3; *г* – поперек дорожек упрочнения шириной *b* [мм] на глубине 0,2 мм в образце из серии № 2

Распределение нитридов и карбидов по глубине дорожек упрочнения можно установить при помощи микроспектрального анализа. Такие исследования ведутся нами в настоящее время. Предварительные данные свидетельствуют о необходимости повышения насыщения основного металла нитридами, для чего следует использовать более перспективные методы, чем подача газообразного азота в ванну расплава. К ним относятся, в частности, предварительная обмазка упрочняемой поверхности солями, содержащими азот в связанном состоянии, и подача ионизированного азота при помощи плазмотрона.

Выводы

1. Проведенные эксперименты показали, что наиболее перспективной является схема подачи газообразного азота по ходу обработки (соответственно, образцы из серии № 2). Глубина проплавления при использовании такой схемы повышается, распределение твердости по глубине дорожки упрочнения становится равномернее.

2. При лазерном упрочнении желательно минимизировать размеры зоны перекрытия дорожек, т.к. в ней происходит разупрочнение до уровня твердости основного металла.

3. Для повышения механических свойств упроч-

ненного слоя, помимо введения газообразного азота, могут применяться металлические и неметаллические легирующие элементы, например, хром, карбид вольфрама, углерод, кремний и др.

4. В ходе исследований микротрещины в дорожках упрочнения не обнаружены. Характерным дефектом может считаться образование внутренних и внешних пор. Их устранение возможно за счет оптимизации расхода и давления подаваемого в ванну газообразного азота.

Перечень ссылок

- Чудина О.В. Моделирование процессов азоти-1. рования железной матрицы, дискретно легированной при лазерном нагреве // Упрочняющие технологии и покрытия. - 2007. - № 4. - С. 24-33.
- 2. Марочник сталей и сплавов / В.Г. Сорокин, А.В-.Волосникова, С.А.Вяткин и др. /Под общ. ред. В.Г.Сорокина. – М.: Машиностроение, 1989. – 640 c.
- 3. Высокочастотная электротермия / Ал.В. Донской, Ан.В. Донской, С.В. Дресвин и др. /Под ред. Ал.В. Донского / М.: Машиностроение, 1965. - 564 c.
- 4. Гаращук В.П., Шелягин В.Д., Назаренко О.К. и др. Технологический СО2-лазер ЛТ 104 мощностью 10 кВт // Автоматическая сварка – 1997. – №1. – C. 36-39.

Поступила в редакцию 30.05.2008 Досліджувався процес лазерного зміцнення з оплавленням поверхневих шарів конструкційної сталі З8ХНЗМФА. Визначено вплив основних параметрів процесу на глибину зони лазерної обробки та їх зв'язок із отриманими структурою і твердістю.

Process of laser hardening with surface melting of a structural steel $38XH3M\Phi A$ was investigated. Influence of main parameters of process on depth of a zone of laser influence and their interconnection with structure and hardness are defined.

УДК 681.3.016

А. Г. Сахно

ЭФФЕКТИВНОСТЬ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ ДИСКОВ КОМПРЕССОРА ИЗ СПЛАВА ХН73МБТЮ-ВД ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ ТЕМПЕРАТУР

Применение ультразвукового упрочнения после протягивания пазов способствует повышению предела выносливости на 20.....25%. При этом последующая длительная термическая выдержка снижает характеристики выносливости упрочненных образцов до уровня, не ниже исходного.

В конструкции газотурбинных двигателей (ГТД) наиболее нагруженными являются детали, долговечность которых определяет ресурс всего изделия. Повышение эффективности современных ГТД сопровождается усилением нагруженности этих деталей. В частности, диски осевых компрессоров, эксплуатируемые в условиях умеренно-повышеных температур (500-600 °C), работают при высоких окружных скоростях и, вследствие этого, испытывают действие больших центробежных сил при значительном влиянии многоцикловых переменных напряжений. Поэтому обеспечение высокой надежности и повышение выносливости является важнейшим требованием, предъявляемым к дискам ГТД. Кроме того, при увеличении ресурса двигателей особую актуальность приобретает прогнозирование выносливости дисков.

Одной из деталей ротора, ограничивающей срок службы двигателя Д-36, является диск VI ступени компрессора высокого давления (КВД), изготавливаемый из сплава ХН73МБТЮ-ВД. Сплав имеет высокие характеристики прочности и пластичности и способен сохранять эти свойства при длительной работе в условиях повышенных температур. Тем не менее, неоднократно имел место досрочный съем двигателя с эксплуатации по причине исчерпания дисками своего ресурса в результате образования усталостных трещин на поверхности межпазовых выступов.

Цель работы – повышение несущей способности дисков VI ступени КВД из сплава ХН73МБТЮ-ВД за счет рационального применения методов финишной обработки при помощи рекомендаций, разработанных на основе исследования закономерностей изменения свойств поверхностного слоя и характеристик выносливости межпазовых выступов при влиянии технологического и температурно-эксплуатационных факторов.

Задачи исследования

При выполнении работы руководствовались системным подходом к проведению исследований на

© А. Г. Сахно, 2008

основе изучения основных закономерностей и установления зависимостей состояния поверхностного слоя, его микроструктуры, содержания экзогенных неметаллических включений (абразивных частиц), – во взаимной связи с характеристиками выносливости межпазовых выступов при варьировании методами финишной обработки дисков и температурно-временным фактором.

В качестве конкурирующих методов финишной обработки, которые в различное время были рекомендованы к применению при изготовлении детали на заключительном этапе техпроцесса (после протягивания пазов), использовали следующие: 1) слесарная обработка по притуплению кромок пазов с последующим полированием торцев обода; 2) обработка в псевдосженном слое абразива (ПСА); 3) ультразвуковое упрочнение шариками (УЗУ).

Термоэкспозицию для имитации длительного воздействия температур эксплуатации проводили по следующему режиму: 550 +10 °C, воздух, 500 ч непрерывно.

Задачи исследования состояли в изучении изменения свойств поверхностного слоя и характеристик выносливости межпазовых выступов после следующих вариантов обработки:

- 1 протягивание + слесарная обработка кромок;
- 2 п. 1 + обработка ПСА;
- $3 \pi . 1 + Y3Y;$
- 4 п. 1 + длительная термоэкспозиция;
- 5 п. 2 + длительная термоэкспозиция;
- 6-п. 3 + длительная термоэкспозиция.

Методики исследования

Определение характеристик выносливости ободной части диска VI ступени КВД двигателя Д-36 производили согласно отработанной методике [1] при проведении испытаний на усталость натурных образцов – межпазовых выступов, вырезанных из диска, в условиях консольного изгиба при симметричном цикле нагружения.

Применение данной методики позволяет получать

из одного диска до 39 образцов и моделировать накопление усталостных повреждений в острых углах межпазовых выступов. В качестве оборудования использовали электродинамический стенд ВЭДС-200, а также специальную оснастку для крепления образца.

Испытания проводили согласно ГОСТ 25.502-79 «Методы механических испытаний. Методы испытания на усталость». Определяли предел выносливости σ_{-1} на базе $N_{\tilde{o}} = 2 \cdot 10^7$ циклов для трех неразрушившихся образцов при заданном уровне напряжения цикла σ_a . Оценку разрушения образца производили по появлению усталостной трещины длиной 0,2.....0,4 мм, а также косвенным методом – по интенсивности снижения частоты собственных колебаний [2].

Производили сравнительную оценку степени наклепа поверхностей плоских образцов, вырезанных из диска, подвергавшихся различным методам финишной обработки. Степень наклепа определяли измерением микротвердости на приборе ПМТ-3 под нагрузкой P = 0,5 Н поверхностей указанных образцов и образцов-эталонов и рассчитывали по известной формуле [3]:

$$U_{H} = \frac{H\mu_{\max} - H\mu_{ucx}}{H\mu_{ucx}}$$

где *Н*µ_{max} – микротвердость поверхности исследуемого образца, МПа; *Н*µ_{*ucxx*} – микротвердость образца-эталона, МПа.

В качестве образцов-эталонов использовали один из образцов, прошедших электрополирование на глубину 0,4 мм, а также шлиф с электрополированной поверхностью, изготовленный из сердцевины ободной части диска. Различие в микротвердости этих двух эталонов не превышало 5 %. Значения $H\mu$ определяли по таблицам и графикам [4] после определения среднеарифметической величины диагонали отпечатка по 15-ти отпечаткам индентора в различных точках донышка паза. Кроме того, при определении средних значений микротвердости по результатам измерения на различных участках поверхности, производили оценку рассеивания значений $H\mu$ по среднеквадратическому отклонению $S\bar{n}_{\mu}$ от среднего значения и по коэффициенту вари-

зици v согласно общеизвестной методике [5].

Оценку содержания и распределения экзогенных неметаллических включений (частиц абразива) на поверхности пазов диска производили согласно ГОСТ 1778-70 по так называемому «методу П». Определение количества частиц осуществляли по

свечению в ультрафиолетовом излучении на приборе ЛЮМА-М. Однако для получения качественной картинки и определения размеров частиц более приемлемым оказались исследования поверхностей образцов в поляризованном свете на микроскопе МИМ-8. При этом оптимальным являлось увеличение × 200, цена деления окулярной шкалы составляла 6,6 мкм. Поляризационные фильтры устанавливались «на темноту» (поверхность металла темная, светящиеся абразивные частицы – желтые). Определяли количество включений на площади объекта 100 мм², распределение включений по размерным группам, а также средний процент занимаемой включениями площади поверхности по 20-ти полям зрения. Размер включения определяли как среднюю величину при измерениях частицы во взаимно перпендикулярных направлениях.

Определяли изменение микроструктуры тонкого поверхностного слоя пазов диска из сплава ХН73МБТЮ-ВД при различных методах финишной обработки.

Исследование микроструктуры производили с помощью электронного растрового микроскопа ISTM-300 фирмы IEOL (Япония). Объектом исследования является тонкий поверхностный слой на шлифах образцов, вырезанных из донной части паза, которые были обработаны по различной технологии. Перед проведением исследований шлифов производили их декорирование (850 °C, 2 ч, вакуум) для получения качественного и контрастного изображения структуры.

Оценивали состояние поверхности, величину частиц упрочняющей γ' -фазы, а также их количество и распределение в поверхностном слое до 10.....15 мкм. Распределение и количество частиц γ' -фазы определяли по 21 полю зрения площадью 11 мкм² на общей площади объекта порядка 230 мкм² (увеличение составляло × 4500.....× 7500).

Анализ результатов исследования

Исследования микротвердости на поверхностях пазов показали (табл. 1), что протягивание приводит не только к ощутимому повышению степени наклепа U_{μ} , но и к некоторому увеличению рассеивания значений $H\mu$. Применение обработки ПСА также способствует дополнительному повышению степени наклепа, но одновременно с этим приводит и к более существенному рассеиванию микротвердости на различных участках поверхности паза. При этом коэффициент вариации значений микротвердости по сравнению с протягиванием увеличивается в 1,5 раза, а по сравнению с поверхностью эталона – более, чем в 3 раза.

№ п/п	Вариант технологии	П µ МПа	<i>SH</i> µ МПа	ν	Uн %
1	Протягивание пазов + слесарная обработка кромок	5387	600	0,111	35
2	Обработка по п. 1 + ПСА	5744	965	0,168	44
3	Обработка по п. 1 + 550 °С, 500 ч	5074	831	0,164	27/24
4	Обработка по п. 2 + 550 °С, 500 ч	5921	1002	0,169	49/44
5	Обработка по п. 1 + УЗУ	5096	479	0,094	28
6	Обработка по п. 5 + 550 °С, 500 ч	5137	434	0,085	29/25
7	Эталон 1: образец из сердцевины обода диска	3983	202	0,051	-
8	Эталон 2: образец из сердцевины обода диска + 550 °C, 500 ч	4099	312	0,076	_

Таблица 1 – Рез	ультаты исследования	свойств поверхно	стного слоя межпа:	зовых выступов диска

Длительные выдержки при повышенной температуре после протягивания способствовали тому, что возрастает уровень рассеивания поверхностной деформации при весьма незначительном снижении —

 $\overline{H}\mu$.

Термоэкспозиция, проведенная после обработки ПСА, привела к повышению абсолютного значения степени наклепа практически до 50 % при сохранении высокого уровня характеристик рассеивания микротвердости. При этом нужно отметить, что в результате алгебраического суммирования величин рассеивания \overline{H}_{μ} , на поверхности и под поверхностным слоем (в сердцевине) величина рассеивания степени наклепа U_н может возрастать гораздо сильнее, так как существует вероятность того, что под локальным участком поверхности с максимальной микротвердостью будет находится слой металла с минимальным значением Hµ (или наоборот). Такая неоднородность поверхностной деформации, несомненно, может оказать влияние на общий уровень несущей способности дисков.

Применение УЗУ способствует не только снижению рассеивания значений *H*µ до вполне приемлемой величины по сравнению с обработкой ПСА, но и не приводит к черезмерному повышению поверхностного наклепа. Последующая же выдержка в течение 500 ч при повышенной температуре не оказывает какого-либо заметного влияния на значение U_{μ} (шестой вариант).

Содержание абразивных частиц (табл. 2) на поверхности эталона (электрополирование), а также на поверхности пазов после протягивания и УЗУ в одинаковой степени незначительно и составляет 0,009 %, что вполне эквивалентно допускаемому значению суммарного содержания вредных примесей согласно ТУ на заданный сплав.

Применение обработки ПСА приводит к чрезмерно высокому содержанию экзогенных неметаллических включений и занимаемой абразивными частицами поверхности.

Значительный интерес представляла потенциальная возможность устранения частиц абразива с помощью обработки шариками в ультразвуковом поле для тех случаев, когда по ряду причин обработку ПСА исключить из техпроцесса невозможно. В связи с этим был введен дополнительный вариант «протягивание + ПСА + УЗУ».

Исследования позволили установить, что применение УЗУ после обработки ПСА способствует значительному снижению количества неметаллических включений во всех интервалах размерных групп и к общему уменьшению занимаемой частицами поверхности почти в 10 раз.

Результаты исследования (табл. 3) позволяют говорить о некоторых отличиях микроструктуры тонкого поверхностного слоя в зависимости от применяемой финишной обработки.

Таблица 2 – Распределение абразивных включений по размерным группам и процент занимаемой площади при различной финишной обработке

Mo		Кол	ичество вк	Процент занимаемой			
л <u>⊻</u> п/п	Вариант технологии		Pa		включениями		
11/11		36	612	1225	2550	50100	площади
1	Протягивание	-	-	-	-	-	0,009
2	Протягивание + УЗУ	-	-	-	-	-	0,009
3	Протягивание + обработка ПСА	117	468	687	511	8	0,51
4	Обработка по п.3 + УЗУ (60c)	44	73	146	44	0	0,05
5	Эталон (электрополирование)	-	-	-	-	-	0,009

№ п/п	Вариант технологии	Среднее количество частиц на площади $11 \text{ мкм}^2 \overline{X}$, шт	$S\overline{x}$, ШТ	ν	Средний размер частиц ү', <i>d</i> ,мкм	Содержание ү' -фазы на поверхности шлифа, %
1	Протягивания паза	46,0	7,58	0,165	0,152	7,6
2	п. 1 + ПСА	52,4	9,48	0,181	0,202	15,3
3	п. 1 + УЗУ	64,3	3,16	0,049	0,185	15,7
4	п. 1 + термоэкспозиция (550 °С, воздух, 500 ч)	74,3	11,47	0,154	0,177	16,6
5	п. 2 + термоэкспозиция (550 °С, воздух, 500 ч)	72,6	10,71	0,146	0,257	34,2
6	п. 3 + термоэкспозиция (550 °С, воздух, 500 ч)	70,0	4,05	0,058	0,313	48,9

Таблица 3 – Количество γ' -фазы в поверхностном слое (0.....10 мкм). (Площадь среза ~ $10 \times 23 = 230$ мкм², по 21 полю зрения площадью 11 мкм²)

В исходном образце после протягивания характерным является наличие мелких частиц γ' -фазы. Различие в их количестве по глубине тонкого слоя 3.....10 мкм незначительно (в пределах 10 %).

Для образца после протягивания с последующей обработкой ПСА характерно некоторое увеличение размера и количества частиц γ'-фазы. Сама поверхность нашаржирована абразивом в виде белого налета толщиной в среднем порядка 2,5 мкм. Различие в количестве γ'-частиц по глубине исследованного слоя составило в среднем 20 %. Местами наблюдается слияние частиц.

Применение УЗУ после протягивания (третий вариант) также способствовало подрастанию частиц γ' -фазы, но в несколько меньшей степени, чем после второго варианта. При этом в еще большей степени (на 40 %) увеличилось их количество в сравнении с вариантом после протягивания и существенно снизилось рассеивание в их распределении как по глубине, так и вдоль исследованного слоя.

К существенным качественным и количественным изменениям микроструктуры привела термоэкспозиция в течение 500 ч при температуре эксплуатации (4.....6 варианты). Здесь наблюдается общая тенденция к увеличению как размеров γ' -частиц, так и их количества. Это особенно характерно в случае применения длительной выдержки после ПСА и УЗУ. В частности, термоэкспозиция после ПСА привела к увеличению количества частиц по сравнению со вторым вариантом на 40 %, а их размера – на 27 %. После УЗУ данная термообработка при практически неизменном количестве γ' -частиц способствовала весьма значительному увеличению их размера (в 1,7 раза).

Расчет количества частиц и процентного содержания γ'-фазы (определяемого в данном случае по отношению площади поверхности, занимаемой частицами, к базовой исследуемой площади шлифа), а также их распределение оценивали по 21 полю зрения. При этом установлены следующие закономерности изменения микроструктуры в поверхностном слое.

Применение обработки ПСА (второй вариант) способствовало почти двукратному увеличению содержания частиц γ'-фазы по сравнению с базовым после протягивания, но одновременно с этим – к еще большему повышению рассеивания (по коэффициенту вариации v) в их распределении по различным полям зрения.

Упрочнение шариками после протягивания повысило содержание γ' -фазы в поверхностном слое практически в той же степени, что и обработка ПСА во втором варианте, но при этом значительно уменьшился и коэффициент вариации, что свидетельствует о более однородном распределении дисперсных частиц.

В случае применения длительных выдержек при температуре эксплуатации для четверного и пятого вариантов наблюдается приблизительно пропорциональное двукратное повышение содержания γ'-частиц и их количества. Однако термоэкспозиция, проведенная после УЗУ (шестой вариант), способствовала повышению содержания фазы γ' в основном за счет увеличения размеров частиц при практически неизменном их количестве.

В целом, необходимо отметить, что финишная обработка может существенно влиять на микроструктуру тонкого поверхностного слоя и приводить к ее изменениям, которые не характерны для сердцевины сплава в исследованном температурно-временном режиме. При этом обработка шариками в ультразвуковом поле способствует формированию более однородного распределения частиц γ'-фазы.

На рис. 1, 2 и в табл. 4 приведены обобщенные результаты исследований характеристик выносливости восьми партий натурных образцов из двух дисков VI ступени КВД (всего по шести вариантам обработки).

Табл	Таблица 4 – Характеристики выносливости обравцов диска иклинеская продговенность N. 10 ⁷ инг. п.						
№ п/п	Вариант технологии	0 _{_1} , МПа	$σ_{a_{\text{max}}} = 330 \text{ M}\Pi a$				
1	Протягивание пазов + слесарная обработка	195	0,87				
2	Обработка по п. 1 + ПСА	195	0,280,75				
3	Обработка по п. 1 + УЗУ	242,5	1,25				
4	Обработка по п. 1 + 550 °С, 500ч	175	0,25				
5	Обработка по п. 2 + 550 °С, 500ч	175	0,140,18				
6	Обработка по п. 3 + 550 °С, 500ч	195	0,73				



1 – п. 1; 2 – п. 1 + ПСА; 3 – п. 1 + 550 °С, 500 ч; 4 – п. 2 + 550 °С, 500 ч

На графике рис. 1 отчетливо наблюдается закономерность, выраженная в том, что обработка ПСА, не изменяя предела выносливости, «разворачивает» кривую усталости 2 в область меньших долговечностей. Применение длительной термоэкспозиции приводит к снижению σ_{-1} для двух вариантов обработки в одинаковой степени и «смещает» кривые усталости в область меньших долговечностей. При этом относительное угловое расположение между двумя кривыми сохраняется.

О характере влияния обработки ПСА и длительной термоэкспозиции свидетельствуют результаты испытания и другой серии образцов из второго диска (рис. 2). Пределы выносливости и относительное расположение кривых 1,3 (рис. 2) для обработки ПСА и обработки ПСА с последующей термоэкспозицией практически идентичны соответствующим вариантам обработки, представленным кривыми 2,4 на рис. 1 из первой серии образцов. Необходимо отметить также характерные для обработки ПСА невысокие значения циклических долговечностей до появления трещины при испытаниях на максимальном уровне напряжений цикла $\sigma_{a_{\text{max}}}$, которые снижаются в еще большей степени при последующем воздействии температуры.



Рис. 2. Обобщенные кривые выносливости образцов из второго диска: 1 – п. 1 + ПСА; 2 – п. 1 + УЗУ; 3 – п. 1 + ПСА + 550 °С, 500 ч; 4 – п.1 + УЗУ + 550 °С, 500 ч

Данные закономерности снижения характеристик выносливости объясняются неоднородностью поверхностной деформации и микроструктуры поверхностного слоя, наличием в нем частиц абразива, которые внедряются в поверхность при обработке ПСА, и дополнительным воздействием на сплав температурно-временного фактора. Внедренные в поверхность абразивные частицы способствуют увеличению микродеформаций на локальных участках и повышению местной концентрации напряжений, которые могут возрастать до критически опасного уровня при воздействии циклически изменяющихся нагрузок и инициировать зарождение микротрещин. При этом в поверхностном слое с высокой степенью наклепа (после ПСА) более интенсивно могут протекать и процессы достаривания жаропрочного сплава от длительного воздействия температур и напряжений, в результате чего снижаются пластические свойства и повышается склонность к охрупчиванию материала.

Это предположение подтверждается тем, что в результате осмотра образцов после испытания на усталость на многих из них были обнаружены ско-

лы частиц в местах начального образования трещин, которые свидетельствуют о хрупком повреждении поверхностей межпазовых выступов. При этом такие повреждения были характерны особенно для образцов после испытания на высоких уровнях σ_a . Характер разрушения, которое начиналось через менее чем 300 тыс. циклов, очевидно свидетельствует о высоком уровне концентрации напряжений в локальных областях материала, а состояние поверхности межпазовых выступов при этом эквивалентно состоянию образцов с начальной трещиной.

Применение деформационного упрочнения шариками в ультразвуковом поле, способствует не только повышению однородности поверхностной деформации и микроструктуры поверхностного слоя, но и некоторому снижению степени наклепа (табл. 1). Это объясняется, наряду с рациональным подбором режимов упрочнения, более однородным и упорядоченным респределением частиц γ'-фазы, сформированным в поверхностном слое в процессе обработки шариками. Результатом этого, при более однородном пространственном распределении γ'частиц, является и более однородное распределение дислокаций в объеме зерен сплава [6], что устраняет возможность локализации деформации и, как следствие, возможность более раннего разрушения.

Данные положения большей частью подтверждают и результаты исследования характеристик выносливости.

Очевиден факт существенного повышения предела выносливости в случае применения УЗУ (рис.2, кривая 2) по сравнению с первым вариантом обработки. При этом наблюдается и значительное повышение циклической долговечности N до появления трещины при испытании на уровне напряжений $\sigma_{a \max}$ (табл. 4). Такое различие в значениях N обусловлено тем, что при данном уровне, когда знакопеременному деформированию подвергаются значительно большие объемы материала, одним из решающих факторов является величина и глубина залегания в поверхностном слое остаточных напряжений сжатия за счет применения УЗУ [7], которые увеличивают стадию зарождения и роста усталостной трещины. Другим фактором, способствующим повышению сопротивления усталости детали, является более однородное и упорядоченное распределение частиц у'-фазы в поверхностном слое. При этом замедление роста трещины происходит за счет того, что пластическая деформация сплава осуществляется перерезанием дислокациями когерентно связанных с матрицей ү'-частиц с образованием в них дефектов упаковки при одновременном действии механизма преодоления частиц обходом в плоскости скольжения [6].

Длительная термоэкспозиция в течение 500 ч приводит к снижению предела выносливости обоих вариантов обработки (рис. 2, кривые 3, 4). Однако применение УЗУ (кривая 4) способствует тому, что предел выносливости при этом не опускается ниже исходного уровня, характерного для неупрочненных партий перед термоэкспозицией. Эта закономерность справедлива и в отношении величины циклической долговечности до появления трещины при испытании на уровне $\sigma_{a \max}$ (табл. 4).

Закономерности изменения свойств поверхностного слоя и сопротивления усталости межпазовых выступов являются свидетельством и подтверждением того, что улучшение характеристик выносливости в случае применения УЗУ достигается не за счет поверхностного наклепа и не только путем устранения поверхностных дефектов (следов механической обработки, частиц абразива и т.п.), а в основном за счет остаточных напряжений сжатия, возникающих в поверхностных слоях при многократных «мягких» соударениях шариков с поверхностью, и получения однородной структуры, в том числе дислокационной [7].

В пользу этого утверждения говорит и тот факт, что длительная термоэкспозиция после УЗУ, не приводя к изменению степени наклепа, снижает характеристики выносливости до уровня, не ниже исходного, что объясняется уменьшением величины остаточных напряжений сжатия при их релаксации под воздействием температуры.

Результаты проведенных испытаний на усталость натурных образцов диска несколько отличны от выводов ряда исследований, при которых не зафиксировано какого-либо заметного влияния температурного интервала 500...600 °C на выносливость большинства деформируемых жаропрочных сплавов (ЭИ 437, ЭИ698 и др.). В частности, в работе [8], где весьма убедительно показана взаимосвязь микроструктуры и механических свойств сплава ЭИ698 в различных температурно-временных интервалах на образцах стандартного типа, приводятся данные, свидетельствующие о некотором повышении характеристик прочности и выносливости в области температур 600.....700 °С за счет дополнительного выделения мелкодисперсных частиц ү'фазы при достаривании сплава в течение 500 ч. При этом указывается [8], что процесс дополнительного выделения у'-частиц может интенсифицировать при длительном старении образцов под напряжением, а снижение характеристик прочности и выносливости в результате коагуляции и растворения упрочняющей фазы проявляется лишь в интервале температур 750.....800 °С. В качестве исключения признается [8], что к снижению сопротивления усталости сплава при охрупчивании приводит его чувствительность к надрезу при температуре порядка 700 °С. Однако объяснение механизма этого явления отсутствует.

Очевидно, особенность состоит в том, что на данный сплав влияние оказывает не столько сам по себе недрез, сколько качаство исполнения и технология его обработки. Общеизвестным является факт, что поверхностный наклеп снижает характеристики пластичности и может приводить к охрупчиванию материала. Отсюда - снижение характеристик выносливости у образцов с надрезом при 700 °C, когла в поверхностном слое с повышенной степенью наклепа и изначально низкими характеристиками пластичности, последние снижаются в еще большей степени при дополнительном выделении дисперсных частиц, упрочняющих сплав в процессе достаривания, а также в начальном периоде циклического нагружения, когда также могут преобладать процессы упрочнения.

В связи с этим справедливым будет следующее объяснение полученных результатов исследования.

При старении сплава под механическим напря-

жением интенсифицируется структурная кинетика во времени и при более низких температурах, которые необходимы для протекания структурных изменений без приложенной нагрузки. В той же степени могут интенсифицироватся процессы достаривания (с дополнительным выделением ү'-фазы и изменением размера ее частиц) и в тонких поверхностных слоях с повышенным напряженно-деформированным состоянием, т.е. с высокой степенью наклепа и наличием остаточных напряжений. Кроме этого необходимо учитывать возможное влияние локального температурно-силового градиента, возникающего в тонких слоях в процессе механической и финишной обработки. В результате протекания указанных процессов поверхностный слой сплава после протягивания пазов представляет собой термодинамически неустойчивую систему, радикальным образом отличающуюся от основного материала.

Подтверждением этому могут служить значения микротвердости, которые при различной финишной обработке изменяются различным образом под воздействием длительной термоэкспозиции, в то время как для сердцевины детали эта характеристика практически неизменна (отличие составляет 2-3 %).

Подобная тенденция наблюдается и в отношении микроструктуры, когда, в частности, наблюдается не только дополнительное выделение γ' -частиц, но и некоторое их увеличение, что является характерным для данного сплава лишь при температурах выше 700 °C. В то же время микроструктура сердцевины сплава в результате длительной термоэкспозиции при 550 °C осталась неизменной, что вполне согласуется с известными исследованиями.

Таким образом недооценка состояния поверхностного слоя и его свойств в различных температурно-временных интервалах может приводить к тому, что диски, изготовленные из сплава со стабильными свойствами и запасом механических характеристик, достаточных, на первый взгляд, для работы в заданных условиях, могут преждевременно выходить из строя и лимитировать ресурс всего двигателя.

Выводы

Исследования основных закономерностей формирования комплекса свойств поверхностного слоя и изменения характеристик выносливости межпазовых выступов дисков VI ступени КВД из сплава XH73MБТЮ-ВД позволили установить следующее.

 Достаточное количество локальных дефектов и отклонений, неоднородность свойств различных участков поверхностей пазов дисков предопределяет большое рассеивание физико-механических характеристик материала детали и повышает вероятность зарождения усталостной трещины.

2. Применение обработки ПСА сопровождается внедрением в поверхностный слой детали частиц абразива, приводит к неоднородности микроструктуры и напряженно-деформационного состояния различных участков поверхностей пазов, способствует повышению локальной концентрации напряжений.

 Влияния обработки ПСА на предел выносливости межпазовых выступов не выявлено, однако установлено снижение циклической долговечности до появления трещины при испытаниях на максимальном уровне исследованного интервала напряжений цикла.

4. Упрочнение шариками в ультразвуковом поле после протягивания пазов повышает однородность микроструктуры и напряженно-деформированого состояния тонких поверхностных слоев, способствует повышению исходного предела выносливости на 20.....25 % и увеличению значений циклических долговечностей до появления трещины при испытаниях на максимальном уровне исследованного интервала напряжений цикла.

5. Применение термоэкспозиции 550 °C,500 ч приводит к снижению исходного предела выносливости образцов после протягивания и после протягивания + ПСА на 11 %, уменьшает значения циклических долговечностей до появления трещины.

6. Применение термоэкспозиции 550 °C, 500 ч после УЗУ также уменьшает характеристики выносливости, однако при этом предел выносливости и циклическая долговечность до появления трещины не опускается ниже исходного уровня, характерного для образцов после протягивания до изотермической выдержки.

 Применение УЗУ после обработки ПСА приводит к значительному уменьшению содержания абразивных частиц на поверхности пазов диска.

В целом, исследования показали, что упрочнение шариками в ультразвуковом поле оказывает на поверхностный слой дискового сплава ХН73МБТЮ-ВД комплексное благоприятное влияние, способствует формированию стабильных свойств и повышению исходных характеристик выносливости перед эксплуатацией дисков.

Перечень ссылок

- Яценко В.К., Сахно А.Г. Оценка усталостной прочности межпазовых выступов дисков компрессора //Авиац. промышленность. – 1990. – №11. – С. 24-26.
- Сахно А.Г., Яценко В.К., Стебельков И.А. Оптимизация режима ультразвукового упрочнения //Авиац. промышленность. – 1903. – № 2 – С. 12-13.

- Чернышов В.В., Рахмарова М.С., Дейч Г.Б. Протягивание и упрочнение хвостовиков лопаток газотурбинных двигателей. – М.: Машиностроение. – 1971. – 276 с.
- Глазов В.М., Вигдорович В.Н. Микротвердость металлов и полупроводников 2-е изд. – М.: Металлургия. – 1969. – 248 с.
- Степанов М.Н. Статистическая обработка результатов механических испытаний. М.: Машиностроение. 1972. – 231 с.
- Барановский А.Н., Буйнов Н.Н., Романов Р.Р., Укусников А.Н. Закономерности изменения тонкой структуры и свойств при ступенчатом старении и получении сплавов типа нимоник. – В кн. Жаропрочные и жаростойкие стали и спла-

вы на никелевой основе. – М.: Наука. – 1984. – 248 с.

- Кулемин А.В., Кононов В.В., Стебельков И.А. Повышение усталостной прочности деталей путем ультразвуковой обработки // Пробл. прочности. – 1981. – № 1. – С. 70-74.
- Коднер М.Я., Желдубовский А.В., Палиенко Е.Я., Погребняк А.Д. Исследование влияния температуры на механические свойства жаропрочного сплава ЭИ698ВД // Пробл. прочности, 1982. – № 4. – С. 104-109.

Поступила в редакцию 28.05.2008

Застосування ультразвукового зміцнення після простягання пазів сприяє підвищенню межі витривалості на 20...25 %. При цьому подальша тривала термічна витримка знижує характеристики витривалості зміцнених зразків до рівня, не нижче за вихідний.

Application of the ultrasonic strengthening after reaching of slots increases endurance on 20.....25 %. Thus the following prolonged termal expouser reduces characteristics of endurance of the strengthened samples to the level, not below initial.

УДК 669.14:539.4.015

В. Ю. Коцюба, С. Н. Пахолка, А. И. Беженов

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ПЕСКОСТРУЙНОЙ ОБРАБОТКИ НА РАБОТОСПОСОБНОСТЬ СПЛАВА ВТ8 ПРИ ЦИКЛИЧЕСКИХ НАГРУЗКАХ

Приводятся результаты испытаний на усталость сплава BT8 после обдувки корундом разной зернистости на разную глубину. Показано влияние различных факторов на характеристики сопротивления усталости. Предложено предельное состояние исследуемого материала устанавливать по кинетическим диаграммам в зависимости от заданных условий его эксплуатации.

Введение

В последнее время широкое применение в машиностроении находят титановые сплавы, обладающие рядом преимуществ перед другими конструкционными материалами: высокой прочностью, твердостью, малым удельным весом, высокой коррозионной стойкостью [1]. Особенно широкое применение в изготовлении деталей машин, работающих при температурах до 450 °C, нашел жаропрочный титановый сплав ВТ8, из которого изготавливают лопатки и диски компрессоров газотурбинных двигателей, работающих в условиях действия циклических нагрузок и абразивного воздействия потока воздуха, особенно при эксплуатации их в условиях пустынь. Поэтому актуальным является вопрос исследования работоспособности при разном состоянии поверхностного слоя титановых сплавов в условиях многоцикловой усталости.

Многочисленные исследования последних десятилетий показали специфическое поведение поверхностного слоя конструкционного материала в процессе его циклического нагружения, которое оказывает определяющее влияние на процессы усталости в нем [2]. Однако проведенные к настоящему времени исследования, широкий обзор которых представлен в [3, 4], не дают достаточно точных сведений о закономерностях влияния состояния поверхностного слоя конструкционного материала на кинетику его поведения при различных способах его макро- и микродеформирования. Особенно актуальными являются вопросы исследования влияния состояния поверхностного слоя материалов ответственных деталей машин на их работоспособность в условиях действия циклических нагрузок.

Методики исследований

В работе исследовались характеристики сопротивления многоцикловой усталости образцов после различных режимов пескоструйной обработки титанового сплава BT8 системы Ti-Al-Mo-Si, который относится к двухфазным α+β сплавам мартенситного класса.

Геометрия образцов с диаметром рабочей части 7,5 мм соответствовала типу 1 образцов для испытания на усталость согласно [5]. Изготавливались образцы из прутка диаметром 22 мм после двухступенчатого отжига: 920...950 °C и 570...600 °C и испытывались на усталость в состоянии поставки (СП), после пескоструйной обработки корундом различной зернистости (12 и 25), а также комбинированного воздействия крупнозернистым, а затем мелкозернистым корундом.

В настоящее время считается общепринятым, что процесс усталостного разрушения конструкционных материалов делится на два периода: период зарождения и распространения усталостных трещин. Период зарождения усталостных трещин разными исследователями делится на разные стадии, в которых рассматривается действие определенных механизмов накопления повреждений и которые заканчиваются достижением необратимых повреждений (линии Френча). Процесс катастрофического усталостного разрушения, согласно [6], описывается кривыми усталости (линиями Веллера):

$$\sigma_a^{\ m} \cdot N = C = \text{const},\tag{1}$$

где σ_a – приложенное напряжение, N – число циклов разрушения, m и C – постоянные коэффициенты. Согласно [7] основной характеристикой сопротивления усталости является предел выносливости σ_{-1} . Однако, многочисленные исследования работоспособности конструкционных материалов во второй половине прошлого столетия показали, что определение σ_{-1} необходимо, но недостаточно, так как предел выносливости определяет безопасный уровень напряжений при циклическом деформировании, но не определяет кинетику разрушения мате-

[©] В. Ю. Коцюба, С. Н. Пахолка, А. И. Беженов, 2008

риала.

С тех пор как П. Пэрис и Ф. Эрдоган [8] предложили знаменитую степенную зависимость скорости роста усталостной трещины d l/d N от размаха коэффициента интенсивности напряжения (КИН) за цикл ΔK , результаты эксперимента по исследованию развития усталостной трещины принято представлять в виде графика зависимости $dl/dN = f(\Delta K)$, который называют кинетической диаграммой усталостного нагружения или кинетической кривой усталости. По кинетическим диаграммам усталости определяют такой важный параметр работоспособности материала в условиях циклического нагружения как его трещиностойкость. В работе размах КИН определялся по формуле

$$\Delta K = \gamma \cdot \sigma_a \cdot \sqrt{\pi \cdot l}, \qquad (2)$$

где σ_a – амплитуда приложенного напряжения, МПа; l – длина трещины, м; γ – коэффициент, учитывающий размер образца. Длина трещины определялась по методу податливости образца, который заключается в использовании зависимости величины прогиба образца от длины усталостной трещины в нем. Коэффициент γ определялся по методике, изложенной в работе [9].

Результаты испытаний и их обсуждение

На рис. 1 приведены кривые усталости при консольном изгибе с вращением образцов из сплава ВТ8 после обдувки корундом различной зернистости на глубину 0,05 мм. Видно, что обдувка корундом повышает предел выносливости сплава. При этом определяющим фактором повышения сопротивления усталости сплава является величина зерна абразива: более мелкое зерно обеспечивает более высокий предел выносливости сплава.

На рис. 2 показаны результаты испытаний на усталость образцов из сплава ВТ8 после обдувки



Рис. 1. Результаты испытаний на усталость образцов из сплава ВТ8 в состоянии поставки (1 – СП) и после обдувки корундом различной зернистости: 2 – K-25; 3 – K-12; 4 – K-25-12

корундом на различную глубину, из которых видно, что абразивный износ поверхности образцов в пределах 0,1 мм не оказывает существенного влияния на предел выносливости. Более детальную картину кинетики разрушения образцов после их абразивного износа на разную глубину показывают кинетические диаграммы усталости, приведенные на рис. 3. При этом четко выделяются три основные стадии усталостного разрушения: стадия припорогового роста усталостной трещины в интервале $\Delta K < \Delta K_0$, стадия стабильного роста трещины (участок кривой Пэриса) в интервале $\Delta K_0 < \Delta K < \Delta K_I$ и стадия катастрофического роста трещины в интервале $\Delta K > \Delta K_I$.

Видно, что с увеличением абразивного износа увеличиваются скорости распространения трещины, однако границы начала участка Пэриса диаграмм несколько смещаются вправо, что свидетельствует о повышении трещиностойкости образцов после



Рис. 2. Результаты испытаний на усталость образцов из сплава ВТ8 после обдувки корундом на различную глубину t: 1 - t = 0,05 мм; 2 - t = 0,1 мм



Рис. 3. Кинетические диаграммы образцов из сплава ВТ8 в состоянии поставки (1 – СП) и после обдувки корундом на различную глубину *t*: 2 – *t* = 0,05 мм; 3 – *t* = 0,1 мм
абразивного износа. Особенно выгодно отличается кривая 2, характеризующая кинетику разрушения образца после абразивного износа на глубину 0,05 мм: у нее обе границы участка Пэриса сдвинуты вправо, а участок катастрофического роста трещины характеризуется меньшими скоростями, чем у других образцов.

В работе [10] отмечается, что в связи с развитием методов и средств обнаружения и измерения развивающихся трещин в элементах конструкций представляется целесообразным дать оценку несущей способности в зависимости от допустимой стадии разрушения. Такая оценка должна основываться на закономерностях развития трещины при циклическом нагружении, установленных методами механики разрушения при рассмотрении предельных состояний, соответствующих росту трещин до критических размеров.

В свете этого положения целесообразно дать оценку несущей способности сплава ВТ8 как авиационного материала в зависимости от установленных в работе стадий разрушения. Рассматривая предельные состояния, соответствующие росту трещин до критических размеров l_0 и l_I , определяемых значениями ΔK_0 и ΔK_I , можно отметить, что стадия ускоренного процесса разрушения, характеризуемая большими длинами макротрещин $l > l_I > 1$ мм, не только не может быть допущена к реализации в эксплуатационных условиях авиационных газотурбинных двигателей, но также не может быть принята в расчет как резерв работоспособности такого материала. Стадия развития макротрещин до критического размера *l*₁, очевидно, также не может допускаться к реализации в эксплуатационных условиях ГТД, особенно на ответственных деталях типа рабочих лопаток, но она уже может приниматься в расчет как резерв работоспособности материала, характеризуя его живучесть. Таким образом, предельное состояние сплава ВТ8, применяемого для изготовления деталей авиационных двигателей, определяется значением ΔK_0 , которому соответствует допустимая длина трещины l_0 , определяемая из формулы (2).

Выводы

Проведенные исследования показали следующее:

1. Обдувка сплава BT8 корундом повышает его характеристики сопротивления усталости. При этом основными факторами, определяющими сопротивление усталости, является полученная шероховатость поверхности и степень наклепа.

2. Для определения работоспособности сплава ВТ8 построение кривых усталости необходимо, но не достаточно. Важную информацию о кинетике разрушения сплава несут кинетические диаграммы усталости, позволяющие установить предельное состояние материала в заданных условиях его эксплуатации.

Перечень ссылок

- 1. Титановые сплавы в машиностроении. Л.: Машиностроение, 1977. – 248 с.
- Алехин В.П. Физика прочности и пластичности поверхностных слоев материалов – М.: Наука, 1983. – 280 с.
- Повышение долговечности деталей машин методом поверхностного наклепа /Под ред. Кудрявцева И.В. – М.: Машиностроение, 1965. – 211 с.
- Богуслаев В.А., Яценко В.К., Притченко В.Ф. Технологическое обеспечение и прогнозирование несущей способности деталей ГТД. – К.: Манускрипт, 1993. – 332 с.
- ГОСТ 25.502-79 Методы механических испытаний металлов. Методы испытания на усталость М.: Изд-во стандартов, 1980. – 32 с.
- ГОСТ 25.507-85 Методы испытания на усталость при эксплуатационных режимах нагружения – М.: Изд-во стандартов, 1985. – 32 с.
- ГОСТ 23.207-78 Сопротивление усталости. Основные термины, определения и обозначения – М.: Изд-во стандартов, 1978. – 48 с.
- Парис П., Эрдоган Ф. Критический анализ законов распространения трещин //Техническая механика: Труды Американского общества инженеров-механиков. – Серия Д. – Т. 85, 1963. – № 4. – С. 60-68.
- Маслов Л.И., Беженов А.И. Термоактивационный анализ процесса усталостного разрушения / Циклическая вязкость разрушения металлов и сплавов. – М.: Наука, 1981. – С. 71-79.
- Серенсен С.М., Когаев В.П., Шнейдерович Р.М. Несущая способность и расчет деталей машин на прочность. – М.: Машиностроение, 1975. – 488 с.

Наведено результати випробувань на втому сплаву ВТ8 після (Странняя рад)андаморії 2008 зернистості на різну глибину. Показано вплив різних факторів на характеристики опору втомі. Запропоновано граничний стан досліджуваного матеріалу встановлювати за кінетичними діаграмами у залежності від заданих умов його експлуатації.

The results of testing the Ti-based alloy after various abrasive blasting on the different depth have been presented. The influence of different factors on the fatigue resistance characteristics has been shown. It has been suggested to establish the breaking condition of the material investigated by using the kinetic diagrams according to the specific service conditions.

УДК 621.793.

О. Г. Чернета, А. Н. Коробочка, Д. А. Шурыгин, И. Н. Поддубный, А. В. Загробский

ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ДЕТАЛЕЙ ЦИЛИНДРО-ПОРШНЕВОЙ ГРУППЫ, ГАЗОРАСПРЕДЕЛИТЕЛЬНОГО И КРИВОШИПНО-ШАТУННОГО МЕХАНИЗМА ДВИГАТЕЛЕЙ ВНУТРЕННЕГО СГОРАНИЯ

Изложены результаты работы по упрочнению рабочей поверхности поршневых колец, клапанов и коленчатого вала двигателя внутреннего сгорания с помощью лазерной обработки.

Введение

По данным информационного статистического анализа (рис. 1), автомобильный парк Украины распределен следующим образом. Первое место занимают автомобили марки ВАЗ, на втором месте – Daewoo, на третьем – ЗАЗ, на четвертом – Chevrolet, на пятом месте – Skoda. Шестую позицию занимают японские автомобили марок Mitsubishi, Mazda, Nissan и Toyota. Седьмая позиция принадлежит автомобилям марки Opel, доля которых приблизилась к 2,5 %.

Однако надежность и долговечность отечественных автомобилей значительно уступает мировым производителям автомобильной техники, данные по которым приведены в табл. 1.

Эти данные свидетельствуют о том, что по надежности автомобильного парка Украины только 7-8 % автомобилей соответствуют современным требованиям надежности и долговечности, и то этот процент приходится на автомобили импортного производства, ресурс работы двигателей которых в 3-4 раза выше двигателей отечественного производства.





 автомобили марки ВАЗ; 2 – автомобили марки Daewoo; 3 – автомобили марки ЗАЗ;

4 – автомобили марки Chevrolet; 5 – автомобили марки Skoda;
 6 – автомобили марки Mitsubishi, Mazda, Nissan и Toyota; 7 – автомобили марки Opel; 8 – автомобили китайских марок; 9 – автомобили других марок

1	Mazda	8,04 %	12	Hyundai	26,36 %	23	Volkswagen	31,44 %
2	Honda	8,90 %	13	Peugeot	26,59 %	24	Jaguar	32,05 %
3	Toyota	15,78 %	14	Ford	26,76 %	25	Skoda	32,12 %
4	Mitsubishi	17,04 %	15	Suzuki	27,20 %	26	Chrysler	34,90 %
5	Kia	17,39%	16	Porsche	27,48 %	27	Audi	36,74 %
6	Subaru	18,46 %	17	Fiat	28,49 %	28	Seat	36,87 %
7	Nissan	18,86 %	18	BMW	28,64 %	29	Renault	36,87 %
8	Lexus	20,05 %	19	Vauxhall	28,77 %	30	Alfa Romeo	39,13 %
9	Mini	21,90 %	20	Mercedes	29,90 %	31	Saab	41,59 %
10	Citroen	25,98 %	21	Rover	30,12 %	32	Land Rover	44,21 %
11	Daewoo	26,30 %	22	Volvo	31,28 %	33	Jeep	46,36 %

Таблица 1 – Рейтинг надежности автомобилей по версии компании Warranty Direct:

© О. Г. Чернета, А. Н. Коробочка, Д. А. Шурыгин, И. Н. Поддубный, А. В. Загробский, 2008



Рис. 2. Рейтинг надежности автомобилей по версии Warranty Direct

Режимы работы двигателя во многом определяют режимы работы других агрегатов и конструктивных элементов автомобиля.

Постановка задачи. Целью данной работы является разработка технологии лазерной обработки упрочнения рабочих поверхностей деталей двигателей автомобилей: поршневых колец, клапанов, шатунных и коренных шеек коленчатого вала.

Скоростной режим работы ДВС характеризуется постоянством нагрузки (P_e , кПа) и изменением частоты вращения коленчатого вала двигателя (n, мин⁻¹). С увеличением частоты вращения коленчатого вала повышается износ поверхностей трущихся деталей двигателей. Это связано с возрастанием инерционных сил и механических нагрузок на детали кривошипно-шатунного механизма, цилиндропоршневой группы и температур поверхностей трения. При повышении частоты вращения коленчатого вала на 10 % износ в подшипниках скольжения коленчатого вала увеличивается на 20 %.

Для повышения износостойкости рабочих поверхностей деталей автомобилей ведущие автомобильные компании применяют новые материалы и технологии нанесения защитных покрытий на более нагруженные контактные поверхности сопрягаемых узлов трения. При этом спектр применяемых технологий весьма широкий: ионно-плазменное напыление, лазерное легирование, комбинированные методы упрочнения. кольца из стали 50ХФА, изготовленные путем волочения из профилированной ленты, клапаны и коленчатые валы.

Исходная микроструктура стали 50ХФА, подвергнутая азотированию в поперечном сечении на расстоянии от поверхности около 1мм, представляет собой феррит с дисперсными вкраплениями цементита. На рис. 3 представлены результаты исследований структуры и свойств поверхностных слоев образцов из азотированной стали, подвергнутых лазерной обработке концентрированным потоком энергии – лучом импульсного лазера.

Как показали проведенные исследования, лазерная обработка приводит к образованию на рабочей поверхности образцов из стали 50ХФА сложного микрорельефа с углублениями, впадинами и микротрещинами. Образование таких белых включений связано с локальным оплавлением объемов металла и их ускоренным затвердеванием.

Микротвердость центральной зоны светлого участка (рис. 3, *в*) довольно высока и составляет $H_{\mu 50}$ = 9277 МПа. Можно утверждать, что светлые включения и светлые зоны тоже имеют структуру гарденита – одной из разновидностей мартенсита, структуру которого при травлении в обычных стандартных реактивах методом оптической микроскопии выявить невозможно [1].

В процессе эксплуатации клапанов двигателей внутреннего сгорания при трении, когда реализуют-



Рис. 3. Исходная микроструктура: а., б. поверхностный слой стали 50ХФА, подвергнутый азотированию; в – поверхностный азотированный слой, обработанный лазером

Для исследований были выбраны поршневые

ся усталостное, коррозионное, адгезионное, эрозионное или другие виды изнашивания, важную роль имеет структура и комплекс физико-механических свойств тонкого поверхностного слоя материала. Наиболее эффективными и перспективными методами улучшения эксплуатационных свойств клапанов являются нанесение покрытий и модифицирование их рабочих поверхностей.

Для изготовления клапанов применяют стали 38XC, 50XH, 40XH, 40XH2MA, 40X9C2, 40X10C2M. Средняя температура головки выпускных клапанов в двигателях с искровым зажиганием достигает 800......850°С (500......600°С – в дизельных двигателях) [2].

Клапаны имеют такие дефекты: выработка рабочей фаски тарелки, выработка цилиндрической поверхности стержня и его торца, изгиб стержня.

На рисунке 4, *а* приведена фотография шлифа из стали 40X10C2M без лазерной обработки с увеличением в 200 раз. Исходная структура микрошлифа – ферритно-карбидная. Микротвердость, равная 487,6 единиц по Викерсу на глубину около 140 мкм, постоянная. После отметки на глубине 140 мкм она постепенно уменьшается до HV 370. Средняя микротвердость образцов равна HV 450.

Изучение микроструктуры обработанного с помощью лазерного облучения слоя материала показывает, что на поверхности образуется достаточно однородный слой (гарденит) глубиной около 80 мкм (рис. 4), который имеет структуру с равномерно распределенными частицами упрочняющих фаз и слабо травится по сравнению с металлом основы.

Микротвердость подслоя незначительно отличается от обработанной зоны – HV 549. Микротвердость основной структуры составляет HV 406.

Коленчатый вал относится к числу наиболее ответственных деталей двигателя внутреннего сгорания. Вектор сил, которые воспринимает коленчатый вал в процессе работы, создает значительные скручивающие и изгибающие напряжения. Кроме того, периодически изменяющиеся крутящие моменты



Рис. 4. Микроструктура поверхности фаски клапана: *a* – без лазерной обработки; *б* – с лазерной обработкой

вызывают крутильные колебания вала, которые значительно повышают напряжения кручения. Шейки вала подвергаются переменным динамическим и статическим нагрузкам, которые и вызывают износ шеек. Все выше перечисленные факторы обусловливают повышенные требования к износостойкости рабочих поверхностей деталей.

Коленчатый вал двигателя ИЭ-412 (сталь 45) до обработки лазером имел ферритокарбидную структуру. Лазерная обработка проводилась при энергии накачки, равной $E_{\mu} = 10$ кДж, с шагом перекрытия 3 мм. Образец находился на расстоянии I = 50 см от объективной линзы.

Поскольку исследуемая сталь имеет ряд легирующих элементов, то микротвердость зоны лазерного воздействия повышается в несколько раз из-за концентрации мартенсита, который образуется в поверхностных слоях детали, содержащих нитридные и карбидные образования. После лазерной обработки без оплавления поверхностного слоя была полу-



Рис. 5. Микроструктура образца (коренной шейки), после лазерной обработки (× 400): *а* – перлит (микроструктура основы); *б* – бейнит (зона под оплавленным слоем гарденита)



Рис. 6. Изменение твердости в слоях поверхностного слоя детали

чена поверхность со следами лазерного упрочнения (пятна диаметром 5 мм). Для исследования микроструктуры поверхности были вырезаны фрагменты материала (микрошлифы) с характерными следами зон термического упрочнения.

Замеры твердости поверхностных слоев образцов осуществлялись с помощью твердомера модели ПМТ-3. Замеры твердости производились на образцах до и после лазерной обработки. Из полученных результатов можно сделать вывод, что миктротвердость после лазерного легирования повышается в среднем на 47 % так как до обработки твердость рабочего слоя в среднем составляла 701 г/мм² (у шатунных шеек) и 706 г/мм²(у коренных) по сравнению с 350 г/мм² и 380 г/мм², соответственно.

Перечень ссылок

- Петров С.В., Коржик В.Н., Горбань, Демидов В.Д., Новоселов А.В. Газотермические покрытия для упрочнения тяжело нагруженных деталей мощных дизелей // Упрочняющие технологии и покрытия. (Научно-технический и производственный журнал), 2005. – № 6. – С. 20-29.
- 2. Завьялов А.С., Теплухин Г.Н., Габеев К.В. Условия и механизм образования бесструктурно-

го мартенсита (гарденита). Металловедение и термическая обработка металлов. – № 10. – 1979. – С. 11-12.

- Крапошин В. С. Термическая обработка стали и сплавов с применением лазерного луча и прочих прогрессивных видов нагрева. Итоги науки и техники. Металловедение и термическая обработка. – М. – Т. 21. – 1987. – 144 с.
- Попов А.А., Попова Л.Е. Изотермические и термокинетические диаграммы распада охлажденного аустенита. Справочник термиста. – М.: Маш-Гиз, 1961. – 480 с.
- Леонтьев П.А, Н.Т. Чеканов, М.Г. Хан Лазерная поверхностная обработка металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1986. – 144 с.
- Коваленко В.С., Головко Л.Ф., Меркулов Г.В., Упрочнение деталей лучом лазера. – Техника, 1981. – 131 с.
- Малов М. А. Краткий справочник металлиста. М.: Машиностроение, 1976. – 767 с.
- Алексеев В.П. и др. Двигатели внутреннего сгорания, МашГиз, Ленинград, 1960. – 452 с.

Поступила в редакцию 12.05.2008

Викладено результати роботи зі зміцнення робочої поверхні поршневих кілець, клапанів та колінчастого вала двигуна внутрішнього згорання за допомогою лазерної обробки.

Results of work on strengthening of working surface of piston rings, valves and crankshaft of combustion engine by laser treatment are expounded.

УДК 621.793.7

А. В. Ершов, Н. Н. Сытников, О. Г. Быковский

ИОННО-ДУГОВАЯ АКТИВАЦИЯ ПРИ НАНЕСЕНИИ ГАЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ

Рассмотрены механизмы влияния ионно-дуговой активации подложки на повышение прочность сцепления газотермических покрытий и технологические особенности напыления.

Основным недостатком газотермических покрытий является низкая прочность сцепления покрытия с подложкой, что ограничивает надежность и ресурс работы восстановленных деталей. Для повышения прочности сцепления используется активация поверхности путем абразивно-струйной или дробеструйной обработки, или путем нанесения «рваной резьбы» [1-3]. Однако прочность сцепления при этом достигается за счет механического зацепления за микронеровности поверхности и примерно составляет 25 МПа, [1-2], что не удовлетворяет условиям длительной эксплуатации деталей. Надежному соединению частиц с подложкой в атмосферных условиях препятствует образование пленки оксидов на подложке. Как отмечено в [1-2], процесс окисления стальной подложки в атмосферных условиях значительно ускоряется при температурах выше 150 °С. Таким образом, разработка новых методов активации поверхности является актуальной.

В настоящей работе разработан метод ионно-дуговой активации подложки, который позволяет выполнять очистку поверхности подложки одновременно с процессом нанесения покрытия. Для этого предполагается использовать явление катодного распыления оксидов на подложке посредством включения дополнительной дуги обратной полярности, горящей между распыляемой проволокой и подложкой. Целью работы является исследование возможности повышения прочности сцепления покрытия при использовании ионно-дуговой активации подложки в процессе нанесения плазменного покрытия.

Нанесение плазменного покрытия с применением ионно-дуговой активации поверхности выполнялось на установке, показаной на рис. 1. В режиме холостого хода дуга горит между катодом 1 и анодом 2 при замкнутом контакторе. Для перехода к режиму напыления размыкается контактор и дуга перебрасывается на проволоку-анод-3, которая подается в зону разряда. Распыление токоведущей проволоки потоком плазмы из сопла плазмотрона создает поток частиц, которые образуют покрытие – 4 и образуют токопроводящий канал между проволокой и подложкой – 5.

© А. В. Ершов, Н. Н. Сытников, О. Г. Быковский, 2008

Для ионной активации подложки – 5 используется источник питания дополнительной дуги – $U_{\partial\partial}$ ~ 25 В, который подключают отрицательным полюсом к подложке – 5 и положительным – к проволоке – 3. При этом возникает несамостоятельный разряд между проволокой –3 и подложкой –5. Процесс катодного распыления оксидов происходит под воздействием ионной бомбардировки поверхности. При дистанции напыления 15-20 мм в цепи источника проходит ток ~ 30 А, который приводит к ионному распылению оксидов на подложке и частичному ее подогреву.

Распылениие оксидов на подложке осуществляется ионами с энергией больше пороговой, которая составляет примерно (5÷20) эВ [4]. Энергия ионов падающих на подложку складывается из кинетической энергии – eU_{ν} , полученной в зоне катодного падения потенциала, потенциальной энергии рекомбинации с электроном – eE_i и тепловой энергии хаотического движения - 3/2 kT. При рассматриваемых условиях энергия ионов составляет ~ 25 эВ и превосходит пороговую энергию распыления. Учитывается, что при энергии ионов, близкой к пороговой, коэффициент распыления оксидной пленки $S \approx$ 1, [4]. Скорость распыления оксидной пленки толщиной δ определится из соотношения $d\delta / d\tau = jS / en$



Рис. 1. Схема установки для плазменного напыления с применением ионной активации поверхности:

1 – катод; 2 – анод-сопло; 3 – распыляемая проволока-анод; 4 – покрытие; 5 – подложка

где j – плотность ионного тока; e – заряд электрона; S – коэффициент распыления; n – концентрация атомов в распыляемой пленки оксидов.

Исследования микрошлифов покрытия показывают, что толщина оксидного слоя между покрытием и подложкой составляет, примерно $\delta = 0.5 \cdot 10^{-10}$ ⁵ м, наличие оксидного слоя ограничивает прочность сцепления покрытия на уровне 25 МПа. Для удаления оксидов подобран режим распыления по плотности ионного тока при скорости перемещения подложки относительно плазмотрона V = 0,2 м/с и диаметре токопроводящей плазменной струи в зоне контакта с подложкой $d = 10^{-2}$ м. Учитывалось, что время распыления оксидов соответствует перемещению подложки на половину диаметра плазменной струи и составляет 2,5·10-2, с. Плотность ионного тока, необходимая для распыления слоя оксидов толщиной $\delta = 0.5 \cdot 10^{-5}$ м при плотности атомов в слое $n = 10^{-28}$ м⁻³ и при коэффициенте распыления S = 1, составит 3,2·10⁵ A/м².

В процессе катодного распыления на подложке создаются микрократеры диаметром 1-3 мкм, рис. 2, которые увеличивают дефектность структуры и поверхностную энергию, что способствует повышению прочности сцепления. Как видно на рис. 2, поверхность микрократеров не имеет следов оксидов и была оплавлена в процессе активации.



Рис. 2. Граница обработки поверхности металла при ионнодуговой активации при плотности тока 30·10⁴ А/м², скорости перемещения дуги 0,1 м/с

Для получения и испытания покрытий напылялись образцы из Ст. 5 проволокой марки Нп-65Г диаметром 1,4 мм. Общая толщина напыленного слоя составляла (3÷4) мм. Измерение микротвердости H₀₅ переходной зоны покрытие – подложка, на микротвердомере ПМТ-3 приведено на рис. 3, *a*, из когорого видно, что в стыке между покрытием и подложкой при нанесения покрытий с предварительной дробеструйной обработкой наблюдается десятикратное снижение микротвердости. Это объясняет причину десятикратного снижения прочность о материала подложки.



Рис. 3. Распределение микротвердости в переходной зоне подложка-покрытие:

а – при дробеструйной активации подложки и б – при ионной активации подложки. Покрытие Нп-65Г, подложка – сталь Ст-5

Применение метода ионно-дутового распыления оксидов дает плотный стык, в котором не обнаруживается снижение микротвердости, рис. 3, б.

Материалом подложки служили образцы из стали Ст5 и чугуна СЧ-18. Исследовано влияние технологии подготовки поверхности на прочность сцепления. Первый вариант подготовки поверхности состоял в нарезании «рваной резьбы» глубиной 0,7 мм и шагом 1,25 мм с помощью резца, который устанавливался с вылетом 120 мм и со смещением ниже центра 4 мм. За счет вибрации резца создавалось дополнительноя шероховатость обрабатываемой поверхности.

Вторым вариантом подготовки подложки являлась дробеструйная обработка поверхности колотой чугунной дробью. Третий вариант подготовки подложки, для случая напыления с применением ионно-дуговой активации поверхности дополнительной дугой обратной полярности, заключался в протачивании образцов на токарном станке без создания шероховатости. Образцы покрытий из проволоки марки Св08Х19Н9Т по прочности сцепления практически (с точностью до 5 %) не отличались от образцов покрытий из проволоки марки Нп-65Г. Среднее значение прочности сцепления по результатам пяти испытаний покрытий из проволок Нп-65Г и Св08Х19Н9Т приведены на рис. 4. Испытания покрытия на отрыв штифта диаметром 4 мм показали, что прочность сцепления возросла с 25 МПа до 52 МПа. При использовании ионно-дуговой активации поверхности не требовалось предварительное создание шероховатости на подложке путем дробеструйной или абразивноструйной обработки [5].

Характер разрушения образцов при ионно-дуговой активации поверхности отличается от разрушения образцов, подготовленных другими способами, а именно – разрыв происходит не по поверхности контакта покрытия с подложкой, а по покрытию. При этом прочность сцепления оказывается выше, чем когезионная прочность. Микрошлифы покрытий показаны на рис. 5.



Рис. 4. Сравнение прочности сцепления плазменных покрытий из проволок: Нп-65Г и Св08Х19Н9Т с подложками из стали Ст 5 и чугуна СЧ-18 при разных способах активации поверхности, по данным 5-ти измерений



Рис. 5. Микрошлифы переходной зоны покрытий из проволоки Св08Х19Н9Тна подложках из чугуна СЧ-18, × 300

На рисунках показано уменьшение толщины слоя оксидов между покрытием и подложкой при переходе от дробеструйной активации к ионно-дуговой. При использовании активации поверхности вспомогательной дугой обратной полярности, прочность сцепления на стальных и чугунных подложках возрастает в 1,8-2 раза по сравнению с рассмотренными выше традиционными способами активации поверхности.

Исследование с помощью рентгеновского микроанализатора MAP-2 обнаружило, что при ионнодуговой активации подложки повышается на порядок величина содержания Fe, Mn, Ni в переходной зоне. При этом существование переходной зоны определяется лишь скачком концентрации элементов при переходе от подложки к покрытию без снижения ее уровня в переходной зоне. Напыление проволокой Cв-08X19H9T без применения ионно-дуговой активации подложки приводит к образованию оксидов хрома на поверхности подложки и возрастанию его концентрации в переходной зоне.

Выводы

1. Обнаружено, что при ионно-дуговой активации на подложке происходит распыление оксидов, образование микрократеров размером 1-3 мкм и их поверхностное оплавление. При этом не требуется предварительное создание шероховатости на подложке путем абразивно- или дробеструйной обработки.

2. Показано, что использование ионно-дуговой активации в процессе нанесения покрытия увеличивает прочность сцепления, что достигается за счет повышения микротвердости и плотности зоны контакта между покрытием и подложкой.

Перечень ссылок

- Корж В.М. Нанесення покриття. / В.М. Корж, В.Д. Кузнецов, Ю.С. Борисов, К.А. Ющенко – К.: Аристей, 2005. – 204 с.
- Кудинов В.В., Нанесение плазмой тугоплавких покрытий/ В.В. Кудинов, В.М. Иванов – М.: Машиностроение, 1981. – 191 с.
- Матвейшин Е.Н. Нанесение слоев с высокой прочностью сцепления методами дуговой металлизации / Е.Н. Матвейшин // Автоматическая сварка. – 2000. – № 8. – С. 20-23.
- 4. Плешивцев Н.В. Катодное распыление / Н.В. Плешивцев М.: Атомиздат, 1968. 343 с.
- Сытников Н.Н., Ершов А.В. Технологические особенности нанесения плазменно-дуговых покрытий токоведущей проволокой без создания предварительной шероховатости на подложке/ Н.Н. Сытников, А.В. Ершов // Целлюлоза, бумага, картон. Экспрес-информ. – М.: ВНИИПИлеспром. – 1990. – № 6. – С. 8-12.

Розглянуто механізми впливу іонно-дугової активації підлож ПАГ тутовици в пливу іонно-дугової активації підлож ПАГ тутовици в 12008 зчеплення газо термічних покриттів та технологічні особливості напилення.

The influence of ion-arc activation of substrate on improving the bonding strength of a gas thermal coating and technological features has been considered.

УДК 621.785.5

А. Я. Мовшович, В. Н. Остапчук, Л. А. Тимофеева

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОВОГО СОСТОЯНИЯ ПЛУНЖЕРОВ ТОПЛИВНОЙ АППАРАТУРЫ ДИЗЕЛЕЙ В ПРОЦЕССЕ ВАКУУМНО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ

Исследовано тепловое состояние плунжеров топливной аппаратуры дизелей в процессе вакуумно-плазменной обработки.

Постановка задачи

Несмотря на значительные успехи, достигнутые за счет применения вакуумно-плазменной технологии в машиностроении, использование ее для упрочнения деталей топливной аппаратуры сдерживается опасностью перегрева рабочих поверхностей на стадии ионной бомбардировки.

Анализ температуры по этой проблеме показывает, что надежную информацию можно получить методами математического моделирования.

Основываясь на полученном опыте применения вакуумно-плазменного нанесения упрочняющих покрытий можно зафиксировать ряд параметров покрытий (отрицательное напряжение на подложке, величину тока дуги испарителя, расстояние между деталью и катодом), что дает возможность получить значения плотности теплового потока, направленного вдоль оси испарителя и подложки.

Известно также, что для качественной очистки поверхности минимальное время ионной бомбардировки составляет 13-15 секунд. С другой стороны, нагрев материала плунжера выше 550 °С недопустим в связи с тем, что эта температура близка к уровню теплостойкости материала. Кроме того, существует некоторый интервал нагрева материала на стадии осаждения (при этом обеспечивается наилучшая адгезия). Этот интервал 400-550 °С. Время для перехода от режима ионной бомбардировки к режиму конденсации составляет примерно 3 с, и конечно желательно, чтобы за это время температура на рабочей поверхности упала не ниже 400 °С. Следует отметить, что наиболее сильно нагревается плунжер, расположенный по оси испарителя, а чем дальше от оси, тем холоднее. Если учесть все это, то становится понятно, что наибольший интерес для исследования представляют детали, расположенные в центре подложки и ее периферии.

В связи с тем, что современные установки вакуумно-плазменной обработки снабжены задатчиками времени ионной бомбардировки $\tau_{u\delta}$ и времени паузы между двумя последовательными включениями ионной бомбардировки τ_n , которые упрощают управление процессом, есть смысл решать тепловую задачу с учетом применения этих устройств.

По существу в результате анализа теплового состояния деталей данного типоразмера при ионной бомбардировке должны быть получены рекомендации по выбору такого сочетания параметров T_n , τ_{uo} , τ_n , n, которые:

а) обеспечили бы качественную очистку;

б) не допустили бы перегрева рабочей поверхности;

в) смогли бы обеспечить начало конденсации покрытия на детали, не охлажденные в области поверхности рабочей зоны ниже 400 °C;

г) свели бы процесс к минимальной продолжительности (минимум включений n и минимум τ_{Σ}).

Таким образом, ставится задача не только нахождения возможных технологических параметров процесса, но и задача их рационального выбора.

Математическая модель тепловых процессов при ионной бомбардировке

На рис. 1 представлены тепловые потоки, поступающие на плунжер и способствующие его нагреву. Плотность основного теплового потока q_1 , вертикально падающего на плунжер можно определить по эмпирической зависимости [1]. Величина плотности потоков, падающих на боковую поверхность q_2 и поверхность подложки q_3 , определяем в соответствии с процентным отношением к плотности теплового потока q_1 .

Поскольку исследуемый плунжер и его среднее сечение симметричны относительно вертикальной оси, рассмотрим только половину сечения (рис. 2).

Учитывая это, запишем уравнение теплопроводности в декартовых координатах:

$$\frac{\partial}{\partial_x} \left[\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial_z} \right] + \frac{\partial}{\partial_z} \left[\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial_z} \right] + q_n = C_v(T) \frac{\partial T}{\partial \tau},$$

$$(x; v) \epsilon \Omega_1,$$

$$q_n = -E_{np}C_0 \left[\left(\frac{T}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_{cp}}{100} \right)^4 \right] + \begin{cases} q_3, (x, z) \in \Omega_3 \\ q_4, (x, z) \notin \Omega_3 \end{cases}$$
(1)

где Ω_1 – область, ограниченная сверху и снизу Γ_4 и Γ_5 , а по бокам Γ_2 . Поверхностный источник теплоты включает в себя как излучательную часть (со всей поверхности Ω_1), так и поглощательную, которая дифференцируется в зависимости от области Ω_3 или Ω_1/Ω_3 (т.е. поверхность, ограниченная Γ_5 , Γ_2 , Γ_7 , Γ). Заметим, что координата X изменяется в пределах от 0 до d/2, а Y – от 2/3 до 1. Уравнение осесимметричной части плунжера в цилиндрических координата х имеет следующий вид:



Рис. 1. Схема распределения тепловых потоков, поступающих в плунжер



В выражении (2) поверхность Ω_2 ограничена линиями $\Gamma_1, \Gamma_6, \Gamma_5$ и Γ_3 . По поводу условий теплообмена на границе Γ_1 ,

По поводу условий теплообмена на границе Γ_1 , можно сказать следующее. Во-первых, вследствие идеальности контакта с подложкой температуры плунжера и основы в месте контакта совпадают. Вовторых, рост температуры подложки, происходящий вследствие воздействия потока q_3 или предварительного подогрева стола вызывают соответствующее увеличение температуры плунжера. В-третьих, зная начальную температуру плунжера (T_0) и подложки, а также температуру подложки (T_{κ}) в конце технологического процесса, можно с достаточной степенью точности аппроксимировать линейной зависимостью изменение температуры на границе Γ_1 , задав граничные условия первого рода:

$$T/\Gamma_1 = Tn(\tau), \tag{3}$$

$$T_n(\tau) = \left(\frac{T_k - T_0}{\tau_k}\right) \cdot T + T_0$$

где

В выражениях (1)-(3) E_{np} – приведенная степень черноты детали; C_0 – постоянная Стефана-Больцмана; T_{cp} – температура внутренних стенок камеры; $\lambda(T)$ – теплопроводность материала детали; $C_v(T)$ – удельная объемная теплопроводность.

Заметим, что в технологическом процессе без косвенного подогрева подложки $T_0 = 25$ °C, а T_{κ} через 5 минут непрерывного процесса достигает 250 °C. При косвенном подогреве $T_n(\tau) = T_0 = T_{\kappa} = T_{nodorpega}$, поскольку весь процесс не превосходит 10-12 с.

Учитывая, что задача будет решаться в дискретном времени, проведем конечно-разностную аппроксимацию по времени математических зависимостей (1-3), для удобства записи переобозначим ось r аналогично верней части рис. 2 буквой x, а ось z – буквой y. После этого умножим обе части уравнения (2) на x, что требуется для построения эквивалентного функционала в используемом вариационном подходе и запишем модель (1-3) в произвольный κ -й момент времени:

$$-\frac{\partial}{\partial_{x}} \left[\lambda^{k-1}(xy) \frac{\partial T}{\partial x} \right] - \frac{\partial}{\partial y} \left[\lambda^{k-1}(x';y) \frac{\partial T}{\partial y} \right] + q_{1}^{k-1}(x';y) \cdot T = f_{1}^{k-1}(x';y),$$

$$(x,y)\epsilon\Omega_{1}; \qquad (4)$$

$$-\frac{\partial}{\partial x} \left[x \cdot \lambda^{k-1}(x, y) \frac{\partial T}{\partial x} \right] - \frac{\partial}{\partial y} \left[x \cdot \lambda^{k-1}(x'; y \frac{\partial T}{\partial y} \right] + q_2^{k-1}(x, y) \cdot T = f_2^{k-1}(x, y),$$

$$(x'; y) \epsilon \Omega_2, \qquad (5)$$

где

$$q_1^{k-1}(x,y) = \frac{Cv^{k-1}(x,y)}{\Delta \tau}; \ q_2^{k-1}(x,y) = \frac{x \cdot Cv^{k-1}(x,y)}{\Delta \tau};$$

$$f_1^{k-1}(x,y) = \frac{Cv^{k-1}(x,y) \cdot T_{k-1}(x,y)}{\Delta \tau} - E_{np} C_0 \left[\left(\frac{T_{k-1}}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_{cp}}{100} \right)^4 \right] + \begin{cases} 0, (x,y) \in \Omega_1 / \Omega_2 \\ q / 10, (x,y) \in \Omega_3 \end{cases}$$

$$f_2^{k-1}(x, y) = \frac{x \cdot Cv^{k-1}(x, y) \cdot T_{k-1}(x, y)}{\Delta \tau}.$$

Выражения (4), (5) соответствуют уравнениям (1), (2), причем, поскольку температура в различных точках областей Ω_1 ; Ω_2 и Ω_3 различна, т.е. T = T(x, y), то и в записи выражений (4) и (5) осуществлен переход к зависимости функций от x, y.

Перейдем к краевым условиям, объединяя их попарно:

$$-\lambda^{k-1}(x,y)\frac{\partial T}{\partial y} / \Gamma_2 U\Gamma_4 = \begin{cases} 0, (x,y) \in \Gamma_2 \\ q_2, (x,y) \in \Gamma_4 \end{cases}; \quad (6)$$

$$-\lambda^{k-1}(x,y)\frac{\partial T}{\partial y} / \Gamma_3 U\Gamma_6 =$$

$$= \begin{cases} 0, (x,y) \in \Gamma_6 \\ E_{np} C_0 \left[\left(\frac{T_{k-1}}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_{cp}}{100} \right)^4 \right] - q_4. \quad (7) \\ (x,y) \in \Gamma_3 \end{cases}$$

В связи с тем, что исследуемый объект представляет собой длинное и тонкое тело (длина на порядок превышает диаметр), в качестве метода решения задачи теплопроводности принят неклассический численно-аналитический подход.

Рассмотрим левую часть уравнений (4; 5) как некоторый линейный оператор, обозначив его буквой *L*, сведем задачу к решению уравнения:

$$L \cdot T = f. \tag{8}$$

Решение уравнения (8) означает нахождение функции *T*, обращающей его в тождество и удовлетворяющей краевым условиям.

Математическая модель процесса ионной бомбардировки на к-м шаге фактически представляет собой эллиптическое уравнение:

$$LT = -\sum_{j,k=1}^{m} \frac{\partial}{\partial x_j} \left(A_{jk} (x_1, \dots x_m) \frac{\partial T}{\partial x_k} \right) + C(x_1, \dots x_m)T = f(x_1, \dots x_m),$$
(9)

где
$$A_{jk}(x_1,...x_m) = \begin{cases} A_{jk}(x_1,...x_m), j = k, m = 1,2\\ 0, j \neq k \end{cases}$$

с краевым условиями всех 3-х типов:

- /

$$T_{S} = T_{n}(x_{1},...x_{m}) = \text{const};$$

$$\sum_{j,k=1}^{m} A_{jk}(x_{1},...x_{m}) \frac{\partial T}{\partial x_{k}} \cos(n,x_{j}) + \sigma(x_{1},...x_{m})T) / S = H(x_{1},...x_{m}) \bigg];$$

$$\sum_{j,k=1}^{m} A_{jk}(x_{1},...x_{m}) \frac{\partial T}{\partial x_{k}} \cos(n,x_{j}) / S = Q(x_{1},...x_{m}) = \text{const},$$

где S – граница конечной области Ω ; n – внешняя нормаль к S.

Таким образом, для решения краевой задачи (3), (4), (5), (6), (7) обоснованным представляется применение «энергетического метода». Одним из прямых методов, позволяющих найти приближенное решение задачи минимизации функционала является метод Ритца. Он позволяет построить для функционалав минимизирующую последовательность.

Анализ теплового состояния плунжера при ионной бомбардировке

Вычислительный алгоритм (4) и математическая модель настоящей задачи построены таким образом, что при анализе приемлемости того или иного режима ионной бомбардировки, реализуемого при конкретных значениях параметров T_n , $\tau_{u\delta}$, τ_n , n, рассматривается, по существу, динамика изменения температуры плунжера в точках A и F, расположенных в центре подложки, а также на периферии подложки.

Если за время ионной бомбардировки точка A не нагревается выше 500 °C, а точка B не охлаждается ниже 400 °C за три секунды после выключения ионной бомбардировки, и суммарное время процесса (без учета продолжительности пауз) оказывается не меньше 13 с, то такой режим считался удовлетворительным. Совокупность таких режимов, оформленная в виде файла, подвергается дальнейшему анализу с целью выбора рациональных режимов.

Анализ динамики нагрева плунжера при использовании косвенного подогрева подложки показал, что для диаметра плунжера Ø 15 мм и длиной 150 мм наиболее рациональным является следующий режим: $T_n = 350$ °C, $\tau_{u\delta} = 2$ сек, $\tau_n = 2$ сек, при этом суммарное время процесса составляет $\tau_{\Sigma} = 22$ сек.

Для плунжера диаметром Ø 10 мм и длиной 100 мм может быть реализован следующий режим: $T_n = 300$ °C, $\tau_{u\bar{o}} = 1$ сек, $\tau_n = 5$ сек, $\tau_{\Sigma} = 22$ сек, n = 10-11.

Установлено, что применение косвенного подогрева позволяет существенно сократить технологический цикл и исключить разупрочнение вследствие перегрева деталей.

Обращает на себя внимание необходимость увеличения температуры косвенного подогрева T_n при возрастании диаметра плунжера. Можно предположить, что для весьма крупных плунжеров рациональная температура T_n будет приближаться к максимальной допустимой температуре нагрева и функция ионной бомбардировки может быть ограничена лишь кратковременной очисткой.

Поэтому, несмотря на то, что процесс вакуумноплазменного упрочнения крупногабаритных плунжеров может быть реализован без косвенного подогрева, его использование целесообразно для сокращения общего времени технологического цикла.

Выводы

 В результате выполненных исследований разработана математическая модель вакуумно-плазменного упрочнения на стадии ионной бомбардировки.

2. На основе исследования теплового состояния плунжера на стадии ионной бомбардировки получены вычислительный алгоритм и программа, связывающие параметры циклической бомбардировки ($\tau_{u\delta}$, τ_n , τ_{Σ}) с технологическими параметрами процесса и геометрическими размерами плунжера.

 Полученный алгоритм позволяет исключить как чрезмерный перегрев деталей, так и охлаждении ее ниже требуемой температуры по окончании технологического процесса ионной бомбардировки.

Перечень ссылок

- Клаф Ф. Процессы покрытия металлов в вакууме. – М.: Металлургиздат, 1987. – 97 с.
- Самсоном Г.В., Уманский Я.С. Твердосплавные соединения тугоплавких металлов. – М.: Металлургия, 1976. – С. 259-271.
- Мовшович А.Я., Остапчук В.Н. Повышение износостойкости деталей топливной аппаратуры тепловозный дизелей. – Х.: УкрДАЗТ. –Вып.79, 2006. – С. 5-11.

Поступила в редакцию 26.05.2008

Досліджено тепловий стан плунжерів паливної апаратури дизелів в процесі вакуумноплазмової обробки.

The thermal state of plunzherov fuel apparatus of diesels is explored in the process of vacuumplasma treatment. УДК: 669.017:539.37:533.2

С.В.Лоскутов

ОБ ЭЛЕМЕНТАРНЫХ ПРОЦЕССАХ НА ДЕФОРМИРОВАННОЙ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПОВЕРХНОСТИ

На основе представлений о взаимосвязи работы выхода электронов с электроотрицательностью предложена методика расчета работы выхода реальных металлов в зависимости от параметров упруго-пластического деформирования. Расчеты, проведенные для меди, показали хорошее согласие с экспериментальными данными.

Введение

Для повышения эксплуатационных характеристик деталей газотурбинных двигателей (ГТД) применяются разнообразные методы поверхностного пластического деформирования. Представляется также перспективным использовать нанокристаллические материалы для изготовления деталей ГТД. Подбирая оптимальные режимы обработки, можно формировать поверхностный слой с заданными параметрами микрогеометрии и физико-механическими свойствами материала. При этом формируется определенная поверхностная энергия, влияющая на процессы развития микрогеометрии поверхности детали, а в итоге на образование и развитие поверхностных трещин. Оценивать величину поверхностной энергии после упрочняющих обработок и в процессе нагружения позволяют измерения работы выхода электронов (РВЭ) методом контактной разности потенциалов (КРП).

К настоящему времени уже накоплен значительный экспериментальный материал по измерениям РВЭ в различных условиях напряженно-деформированного состояния металлов [1, 2]. Обнаружено, что упругие деформации вызывают рост РВЭ (порядка нескольких мэВ), а в области пластического деформирования работа выхода уменьшается на десятки и сотни мэВ. Также известна методика расчета РВЭ неилеальных металлических поверхностей на основе полуэмпирических представлений теории нейтральной орбитальной электроотрицательности (НОЭ) [3,4]. Основу этих расчетов составляет представление о работе выхода как электроотрицательности нейтральной спин-орбитали, локализованной возле атома поверхности. Поверхностная составляющая РВЭ может претерпевать значительные изменения при деформациях, так как определяется локальными поверхностными скачками потенциалов, вариации которых зависят от микрогеометрии и координации поверхностных атомов. Определение координации поверхностных атомов в процессе деформирования металлов стало возможным на основе последних достижений сканирующей туннельной микроскопии [5, 6].

Целью данной работы была разработка методики расчета изменений РВЭ при упругопластическом деформировании реальных металлов на основе взаимосвязи РВЭ с электроотрицательностью металлов с учетом формирования поверхностных дефектов.

Модель

Электроотрицательность определяется как полусумма значений первого ионизационного потенциала атома I и его электронного сродства *E*:

$$x = (I + E)/2$$
. (1)

Под НОЭ понимается потенциальная энергия электрона на связующей орбитали атома. Эта энергия является результатом взаимодействия всех участвующих в связи атомов и электронов решетки. В качестве характеристики неидеальности поверхности используется число разорванных связей с ближайшими *i* и последующими *j* соседями наружных атомов поверхности. Поликристаллические поверхности, образованные различными гранями микрокристаллов, являются неидеальными, поскольку их наружные атомы некоторым образом распределены по *i* и *j*. Для неидеальной поверхности РВЭ является усредненной величиной, описываемой уравнением

$$\overline{\Phi} = \sum S_{ij} \Phi_{ij}, \qquad (2)$$

где S_{ij} – доля поверхности, занятая пятном (монокристаллическая плоскость (*hkl*), работа выхода которой Φ_{ij} , является функцией *i* и *j*). С экспериментом целесообразно сравнивать изменение РВЭ монокристаллической поверхности (*hkl*) в результате нарушения ее структуры или модификации, т.е. появления атомов с *i* и j, отличными от *a* и *b*:

$$\Delta \Phi = \frac{0.98}{r_a} \sum S_{ij} [(a-i)n_a + (b-j)n_b].$$
 (3)

© С. В. Лоскутов, 2008

В работах [5, 6] было показано, что деформационные процессы на поверхности определяются формированием и эволюцией нанодефектов. Это нанометрические дефекты, имеющие форму призм различных размеров, стенки которых образуются за счет выхода на поверхность дислокаций по плоскостям легкого скольжения. Образование дислокационных ступенек на поверхности изменяет электростатический поверхностный барьер и соответственно работу выхода электронов. При этом падение РВЭ соответствует степени пластического деформирования, а величина приращения РВЭ к моменту разрушения различна для разных металлов.

Зависимость РВЭ от *i* и *j*, согласно работе [4], представим в виде:

$$\Phi_{ij} = x_{ij} = 0.98 \frac{(V_n - i)n_a + (V_{nn} - j)n_b + 1}{r_a} + 1.57 \quad \Im B.$$

Здесь x_{ij} – орбитальная электроотрицательность наружного атома поверхности; V_n и V_{nn} – числа ближайших и последующих соседей атомов в объеме, характерные для данной кристаллической решетки; i – число разорванных связей поверхностного атома с ближайшими соседями, j – с последующими; (V_n - i) и (V_{nn} - j) представляют собой число связей наружного атома с ближайшими и последующими соседями; n_a и n_b – числа электронов, принимающих участие в связи атома поверхности с ближайшими и последующими соседями, отнесенные к одному атому; r_a – атомный радиус данного элемента по Полингу, Å.

Под напряжением дислокации выходят на поверхность металла, и на ней образуются нанодефекты первого ранга. Концентрация нанодефектов первого ранга растет до тех пор, пока не достигнет термодинамически оптимального значения, при котором энтропия смеси нанодефектов и атомов кристаллической решетки имеет максимальное значение. Затем часть этих нанодефектов рассасывается, а другая часть образует ансамбль нанодефектов второго ранга. Концентрация нанодефектов второго ранга растет, достигает приблизительно 5 %, после чего часть из них рассасывается, а другая трансформируется в нанодефекты третьего ранга и т.д. Действие нагрузки на образец приводит к возникновению новых порций нанодефектов первого ранга, и после превращения части из них в нанодефекты второго ранга, вновь начинают накапливаться нанодефекты первого ранга, и процесс циклически повторяется. Экспериментально установлено, что нанодефекты на поверхности нагруженной меди образуют четыре ансамбля, причем энергия образования нанодефектов в каждом из следующих ансамблей в 3 раза меньше, а размер в 3 раза больше, чем в предыдущем [6].

При постоянной скорости деформирования рассчитывается число дислокаций, вышедших на поверхность и образовавших определенный нанодефект. Пластическая деформация образца определяется площадью проекций всех нанодефектов на свободную поверхность образца. Зная кинетику формирования и развития нанодефектной структуры по данным туннельной сканирующей микроскопии, можно определять величину деформации по приращению площади свободной поверхности образца. Формирование новых участков свободной поверхности определяет деформацию, а отличие в координации атомов этих поверхностей влияет на изменение РВЭ свободной поверхности. Процедура вычислений заключается в расчете расположения атомов свободной поверхности в любой момент деформирования, определении величины деформации по приращению площади свободной поверхности и, наконец, в вычислении значений работы выхода, которые соответствуют изменению в расположении поверхностных атомов.

Расчеты производились для различных кристаллографических плоскостей монокристаллов меди, в связи с наличием необходимых экспериментальных данных. Для моделирования задавались значения относительной деформации в пределах [0.....0,05]. При этом различные кристаллографические плоскости отличаются числом разорванных связей для ближайших и последующих соседей. При упругопластическом деформировании расстояния до ближайших R_1 и последующих R_2 соседей являются функциями деформации. Рассчитаем эти зависимости на примере растяжения кристаллической решетки в направлении кристаллической оси [7]:

$$R_{1}(\varepsilon) = a \frac{\sqrt{2 + \varepsilon^{2} + 2\varepsilon - 2\upsilon\varepsilon + \upsilon^{2}\varepsilon^{2}}}{3} + a \frac{1 - \upsilon\varepsilon}{3\sqrt{2}}, \quad (5)$$
$$R_{2}(\varepsilon) = \frac{2a(1 - \upsilon\varepsilon) + a(1 + \varepsilon)}{3}. \quad (6)$$

Здесь *а* – параметр решетки, v – коэффициент Пуассона. Расчет числа электронов, связывающих атом поверхности с соседями, можно провести на основании знания о расстоянии между ближайшими и последующими соседями, т.е. представляет собой число электронов, связывающих атом поверхности с ближайшими соседями и с последующими соседями:

$$n_a(\varepsilon) = \frac{v}{v_n + v_f \cdot \exp\left(\frac{R_1(\varepsilon) - R_2(\varepsilon)}{0, 26}\right)},$$

$$n_b(\varepsilon) = n_a(\varepsilon) \cdot \exp\left(\frac{R_1(\varepsilon) - R_2(\varepsilon)}{0.26}\right).$$
(7)

В этих формулах v – валентность по Полингу, v_n – число ближайших соседей. Для меди v_n = 12, v_f – число последующих соседей; для меди v_f = 6. Учитывая электростатическую поправку на перераспределение заряда при упругом деформировании двойного электрического слоя, формулу (4) перепишем в виде:

$$\Phi_{ij} = \left(0,98 \cdot \frac{(V_n - i) \cdot n_a + (V_{nn} - j) \cdot n_b + 1}{r_a} + 1,57\right) \times \left(1 + \frac{\delta(\varepsilon) - \delta(0)}{\delta(0)}\right).$$
(8)

3

д

$$\delta(\varepsilon) = \frac{1}{\pi} \cdot \left(\arctan \frac{\rho + R_1(\varepsilon)/2}{\lambda} - \arctan \frac{\rho - R_1(\varepsilon)/2}{\lambda} \right). \quad \text{Для}$$

e

с

ь

оценки примем λ – толщина двойного электрического слоя (λ = 0,5 ангстрем), ρ – расстояние от центра двойного слоя (ρ = 0,5). Таким образом, задавая значения разорванных связей с ближайшими соседями *i* и с последующими соседями *j*, можем рассчитать РВЭ для различных кристаллографических плоскостей по формуле (8).

Результаты и их обсуждение

Образование двух стенок прямоугольной формы обусловлено выходом дислокаций на поверхность по плоскостям легкого скольжения (111) и

(111). Будем также считать, что за счет текстуры холоднокатаной меди поверхность образца в основном представлена плоскостями (110). В соответствии с работой [5], длина стенки нанодефекта в ансамбле первого ранга составляет ≈ 80 нм, что соответствует ≈ 300 дислокациям. Также используем характерные значения высоты деформационных ступенек и количества дислокаций, генерируемых приповерхностным источником. Результаты выполненных расчетов представлены в таблице. Из таблицы видно, что укрупнение нанодефектов приводит к незначительному росту РВЭ. Эффект роста РВЭ до 100 мэВ наблюдался в наших измерениях зависимости работы выхода от обработки поверхности алюминия наждачными шкурками различной зернистости. Было обнаружено, что переход от более грубой (средний размер зерна – 200 мкм) к более мелкой шлифовке (средний размер зерна - 60 мкм) сопровождается уменьшением РВЭ, затем уменьшение параметра шероховатости поверхности

(средний размер зерна < 30 мкм) приводило к рос-										
ту РВЭ. По-видимому рост РВЭ связан с изменени-										
ем характера поверхностного деформирования при										
гонком ш.	лифорании	и и дувениче	нием конц Коли-	ентрации РВЭ						
крупиных н Тыбли	анодерект понодерехи	говстенки п #анодаъси	чество	нано-						
самбля для нанод	ефекта ефектов ра	фекта. зличных ра	сдардаралот ниозвалий	ыд ефек да та, эВ						
	¹ <i>a</i> , нм 1	HM *								
1	20	80	300	3,999						
2	60	240	900	4,028						
3	180	720	2700	4,038						
4	550	2130	8000	4,049						

С целью оценки возможностей рассматриваемой модели были выполнены вычисления зависимости РВЭ от времени испытания на одноосное растяжение меди. Расчет выполнялся с учетом кинетики формирования ансамблей нанодефектов в процессе пластического деформирования. В программу расчета была заложена временная осцилляция концентрации нанодефектов в соответствии с экспериментальными данными, полученными в работе [6]. Отношение частоты образования дефектов первого ранга к скорости относительной деформации составляло приблизительно 3,6 для всех трех рассмотренных скоростей деформирования.

Было обнаружено, что падение РВЭ при пластическом деформировании в основном определяется формированием поверхностных дефектов первого ранга. Осциллирующий характер эволюции поверхностных дефектов и экспериментально наблюдаемый выход на плато изменений РВЭ при предельных пластических деформациях вызывает необходимость учета влияния дефектов 2, 3 и 4 рангов. Влияние последних на РВЭ проявляется в компенсации прироста РВЭ, вызванного уменьшением числа дефектов 1 ранга. На рис. 1. представлены результаты расчета изменений РВЭ для меди при трех различных скоростях растяжения. Сравнение расчетных значений с экспериментальными данными работы [8] показывает хорошее соответствие. Эффект роста РВЭ при определенных условиях наблюдался в наших экспериментах на образцах, подвергнутых длительным испытаниям на усталость. Для объяснения прироста РВЭ при циклическом нагружении было выдвинуто предположение об обратимом характере образования поверхностных дефек-TOB.

Вывод

На основании представленных в данной работе результатов можно сделать вывод о перспективности использования представлений модели электроотрицательности при расчете зависимости РВЭ в различных схемах механического нагружения реаль-



Рис. 1. Расчет работы выхода электронов для меди при различных скоростях растяжения образцов: 1 – 6,30; 2 – 2,50; 3 – 1,01 мм/мин. Сплошные линии – расчет, маркеры – экспериментальные точки

ных металлов. Для дальнейшего развития предложенной схемы расчета необходимо экспериментально исследовать корреляцию изменений РВЭ с количеством поверхностных нанодефектов всех рангов.

Перечень ссылок

- Минц Р. И., Мелехин В. П., Партенский М. Б. Деформационное изменение работы выхода электрона // ФТТ. – 1974. – Т. 16. – № 12. – С. 3584-3586.
- Levitin V. V., Loskutov S. V., Pravda M. I, Serpetsky B. A. Work function for fatigue tested metals // Nondestractive Testing and Evaluation. – 2001. – V.17. – № 2. – P. 79-89.
- Gyftopoulos E.P., Hatsopoulos G.N. Proc. Second International Conference on Thermionic Electrical Power Generation. Stressa, Italy, 1968, p. 1249.
- Рудницкий Л. А. Работа выхода электрона неидеальной поверхности металла // ЖТФ. –1980.
 – Т. 50. – № 2. – С. 355-361.

- Веттегрень В. И., Гиляров В. П., Рахимов С. Ш., Светлов В. Н. Механизм образования нанодефектов на поверхностях нагруженных металлов // ФТТ. – 1998. – Т. 40. – № 4. – С. 668-671.
- Килиан Х. Г., Веттегрень В. И., Светлов В. Н. Иерархия ансамблей дефектов на поверхности нагруженной меди // ФТТ. – 2001. – Т. 43. – № 11. – С. 2107-2111.
- Гохштейн А.Я. Поверхностное натяжение твердых тел и адсорбция. – М., Наука, 1976.–400 с.
- Минц Р.И., Мелехин В.П., Кортов В.С., Семко Ю.Д. Измерение работы выхода электронов и экзоэлектронной эмиссии при растяжении меди и алюминия // Известия вузов. Цветная металлургия, 1969. – № 2. – С. 113-116.

Поступила в редакцию 23.04.2008

На основі уявлень про взаємозв'язок роботи виходу електронів з електронегативністю запропонована методика розрахунку роботи виходу електронів в залежності від параметрів пружно-пластичного деформування. Розрахунки, проведені для міді, показали добру відповідність з експериментальними даними. В рамках розглядуваної моделі знаходить пояснення зростання роботи виходу при обробці металів шліфуванням, а також при випробуваннях на втомленість.

On the basis of submissions about interconnection of a work function with electronegativity the technique of calculation of a work function of metals is offered depending on parameters of plasto-elastic deformation. Calculation for cuprum, have shown the good agreement with experimental data. On the considerable model finds explanation increase of a work function at processing of metals by grinding, and also at fatigue tests.

УДК 620.178.16:621.893

В. В. Наумик, Г. А. Бялик

УСКОРЕННЫЙ МЕТОД ИСПЫТАНИЯ АНТИФРИКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ИЗНОС

Проведен анализ применяемых методов определения износа и существующих машин для их осуществления. Разработаны и опробованы устройство и метод ускоренного испытания антифрикционных материалов на износ.

Состояние вопроса

Антифрикционные материалы широко применяются в современных машинах, механизмах и приборах для изготовления подшипников скольжения и в значительной степени определяют их долговечность. Основным критерием оценки качественных показателей указанных материалов является сопротивление износу.

Испытания на износ можно проводить как в условиях эксплуатации конкретных технических устройств, так и в лабораторных условиях.

Наиболее надежной проверкой эффективности выбора антифрикционного материала или способа его обработки применительно к определенной детали машины являются натурные испытания в условиях эксплуатации. Такой способ связан с большими практическими трудностями, в частности, длительностью испытаний, необходимостью периодической разборки машины для определения износа детали, сложностью точного определения величины износа.

Результатом натурных испытаний на износ является изменение эксплуатационных свойств машины, а также изменение размеров или массы детали. Для определения износа деталей машин применяется ряд методов [1].

Метод искусственных баз состоит в том, что на поверхности трения детали алмазным резцом вырезается углубление определенной геометрической формы, обычно в виде сегмента радиусом *r* и длиной l. Перед началом испытаний определяют расстояние h от трущейся поверхности детали до дна углубления по формуле:

$$h = \frac{l^2}{8 \cdot r} \,. \tag{1}$$

По мере износа это расстояние будет уменьшаться и его изменение будет равно линейному износу поверхности трения детали.

Метод определения железа в масле состоит в том, что в некоторых случаях износ определяется по количеству железа, попадающего в смазочное масло в виде продуктов износа. Количество железа определяется химическим анализом золы после сжигания пробы масла. Единственным преимуществом этого метода является возможность оценки износа без периодической разборки машин. Недостатком метода является его пригодность только для ферромагнитных антифрикционных сплавов, а также определение суммарного износа всех поверхностей трения в данной машине.

Радиоактивный метод основан на том, что в материал конкретной детали при выплавке или облучении в ядерном реакторе вводится радиоактивный изотоп. Продукты износа детали, попадающие в масло, также будут радиоактивными. По интенсивности ионизирующего излучения в пробах масла можно определить скорость изнашивания детали. Чувствительность этого метода очень высока, наблюдение за ходом изнашивания можно вести непрерывно. Основной недостаток этого метода заключается в необходимости защиты персонала от ионизирующего излучения на всех этапах эксперимента от выплавки металла, механической обработки деталей и до непосредственного определения интенсивности износа.

В лабораторных условиях для проведения испытаний антифрикционных материалов на износ необходимо специальное оборудование. Лабораторные машины для испытания на износ подразделяются на следующие основные группы [1]:

- машины, воспроизводящие определенный заданный вид износа;

- машины, воспроизводящие определенное заданное сочетание условий трения;

- машины универсального назначения типов МИ, УМТ-1;

- машины типа СМЦ-2, предназначенные для испытаний в частных условиях трения.

Следует отметить, что все указанные машины представляют собой сложные дорогостоящие установки, которыми оснащаются лаборатории в специализированных научно-исследовательских институтах. В то же время антифрикционные материалы часто разрабатываются в научно-исследовательских или учебных институтах другого профиля, непосредственно связанных с металлургией, литейным производством и металловедением. В этом случае

© В. В. Наумик, Г. А. Бялик, 2008

возникает необходимость в недорогих, простых по конструкции устройствах, с помощью которых можно было бы предварительно оперативно оценить сопротивление износу разработанных антифрикционных материалов и выбрать наиболее перспективные для дальнейших исследований.

Разработка устройства и метода исследований

В Запорожском национальном техническом университете разработано и изготовлено устройство для определения износа антифрикционных материалов в условиях трения скольжения по схеме «диск-палец».

Общий вид устройства показан на рис. 1, а. Устройство изготовлено на базе настольного сверлильного станка SPD-13. Электродвигатель 1 мощностью 0,35 кВт через клиноременную передачу вращает шпиндель, на конце которого находится трехкулачковый самоцентрирующий сверлильный патрон. В патроне закреплен вал 2 с плоским шлифованным диском 3, изготовленным из твердого сплава ВК-100. Нижний конец вала опирается на радиальноупорный шарикоподшипник 4, установленный в отверстии рабочего стола станка. На рабочем столе закреплена стойка 5 с кронштейном 6 с нагружающим приспособлением.

Нагружающее приспособление (рис. 1, б) состоит из направляющей втулки 1, в которой перемещается шток 2. На верхнем конце штока закреплен держатель груза 3 с грузом 4. Масса груза через шток 2 передается непосредственно на держатель образца 5. Образец 6 (в данном случае в виде плоской пластинки размером 8×10×1,5 мм) был закреплен пайкой на шестигранной головке. Последняя входит в



шестигранное отверстие держателя образца. Наличие зазора порядка 0,2-0,3 мм между ними обеспечивает самоустановку образца относительно плоскости лиска.

С помощью ступенчатых шкивов и клиноременной передачи станка частота вращения твердосплавного диска может изменяться в пределах от 520 до 2620 мин ⁻¹.

Степень износа образца определяли методом отпечатков [2]. На поверхность образца при помощи алмазной пирамиды на приборах ТП или ПМТ-3 наносили отпечатки. До начала испытаний диагонали отпечатков измеряли на металлографическом микроскопе при увеличении × 430 с помощью окулярного микрометра. Затем образец устанавливали в держатель и на определенное время включали электродвигатель. Время испытаний фиксировали с помощью таймера. После остановки электродвигателя образец извлекали из держателя и вновь измеряли диагонали отпечатков алмазной пирамиды. Указанный цикл операций повторяли необходимое количество раз в зависимости от заданной программы испытаний.

Зная отношение изменения диагонали отпечатка к изменению его глубины $\frac{\Delta h}{\Delta d} = n$, можно определить величину линейного износа $\Delta h = \frac{\Delta d}{n}$ за определенный период работы.

Для пластических материалов величина *n* равна 7 и соответствует этому отношению у пирамиды с углом между противоположными гранями при вершине 136°. Для материалов с более высоким пределом упругости величина n повышается вследствие



Рис. 1. Устройство для определения износа антифрикционных материалов: а - общий вид; б - нагружающее приспособление

Опробование разработанных установки и метода исследований

Метод опробовали при определении степени износа распространенного антифрикционного материала, применяемого для изготовления подшипников скольжения – деформированной бронзы ОЦС 5-5-5. Поверхность закрепленных на шестигранных установочных головках образцов бронзы была отполирована, затем на микротвердомере ПМТ-3 под нагрузкой 200 г равномерно по всей поверхности наносили 20 отпечатков алмазной пирамидой. С помощью металлографического микроскопа измеряли и фотографировали диагонали отпечатков в исходном состоянии, а также после 5, 10, 110, 1910, 2510, 3110, 3710 секунд испытаний. Испытания проводили со смазкой поверхностей трения.

Микрофотографии отпечатков алмазной пирамиды приведены на рис. 2.

Известно, что по краям отпечатка пирамиды на-

блюдается вспучивание поверхности. На рис. 2, б зафиксирована приработка образца и диска, в процессе которой происходит удаление вспучивания.

На рис. 3 графически представлена зависимость величины износа образца от времени испытаний. Время испытаний приведено по логарифмической шкале.

В результате анализа полученных результатов были выявлены три периода в процессе износа исследуемого материала: приработки 1, установившегося износа 2 и усиленного износа 3.

Выводы

Результаты исследований показывают, что разработанные и опробованные установка и метод испытаний позволяют оперативно при минимальных затратах оценить износостойкость материала.

Предложенные установка и метод могут быть использованы для экспресс анализа как при изучении свойств традиционно применяемых материалов после различных режимов их обработки, так и при разработке новых антифрикционных материалов, что



Рис. 2. Отпечатки алмазной пирамиды на поверхности образца бронзы: *a* – исходное состояние; *б* – после 10 секунд испытаний; *в* – после 3110 секунд испытаний



Рис. 3. Зависимость величины износа образца бронзы от времени испытаний

позволит существенно удешевить и ускорить этот процесс.

Перечень ссылок

- Жуковец И.И. Механические испытания металлов. – М.: Высшая школа. – 1980. – 191 с.
- Справочник машиностроителя. Том. 2. М.: Государственное научно-техническое издательство машиностроительной литературы. – 1952. – 1080°с.
 - 1080-с. чення знощення, що використовують Поступила в редакцию 25.04.2008 ся, та машин для их здійснення, що існують. Розроблено та апробовано прилад та метод прискореного випробування антифрикційних матеріалів на зношення.

The analysis of the applied methods of determination of wear and existent machines for their realization is carried out. Device and method of express test of anti-friction materials on a wear are developed and tested.

УДК 629.7.036.3:534.83

Г. И. Сокол, У. Н. Тучина

СПЕКТРАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ШУМОВ ПУЛЬСИРУЮЩЕЙ КАМЕРЫ

Представлены результаты спектрального анализа шумов, возникающих в воздушной среде при работе устройств типа пульсирующего воздушно-реактивного двигателя, работающего на месте.

Введение

Шум оказывает отрицательное физиологическое и раздражающее действие на человека. Поэтому борьба с шумом – это часть важнейшей проблемы: охраны окружающей среды. В настоящее время проводятся многочисленные исследования по определению спектральных составляющих шумов авиационных, автомобильных двигателей. Выясняется механизм возникновения транспортных шумов и исследуется влияние характеристик двигателей на величину звукового давления. В наиболее развитых странах мира, таких как СССР, США, Франция созданы методики расчета шума самолетов и разработаны методы его снижения [1, 2]. Источниками шума турбореактивных двигателей являются вентилятор, компрессор, турбина, реактивная струя [3]. У турбовентиляторных двигателей с умеренной степенью двухконтурности основным источником шума считается компрессор низкого давления (вентилятор). Расчетные формулы для определения гармонических составляющих шума, генерируемого лопатками рабочего колеса компресора и его направляющего аппарата, приведены в [1, 3]. Шум реактивной струи исследован в [4]. Реактивная струя шумит в результате смешения ее с окружающим воздухом. Модели шумообразования струй различного типа (сверхзвуковых или дозвуковых) подробно рассмотрены в [2, 4]. Отмечено, что на расстоянии, большем 20 диаметров сопла, реактивная струя почти не шумит.

Важным объектом исследования является волновой процесс внутри камеры сгорания двигателей или шум горения. Результаты экспериментальных и теоретических исследований довольно широко представлены в [5-8]. Изучение шума ПуВРД является актуальным вследствие применения двигателя в различных областях народного хозяйства: в качестве двигателей на телеуправляемых самолетах [1], для приведения в движение лопастей винтов геликоптеров, для резки арктических льдов, как составная часть воздушно-реактивного двигателя. В [9, 10] представлены данные измерений тяги ПуВРД. Рассмотрены особенности различных конструктивных схем пульсирующих двигателей. Разработаны устройства, обеспечивающие впрыск, смешение и горение компонентов в камере. Предложены глушители размеры которых определены на основе эмпирических зависимостей. Применение ПуВРД в указанных областях неразрывно связано с защитой окружающей среды от их шумового воздействия.

Целью настоящей работы является составление методики исследований и анализа спектрального состава шума в звуковом поле пульсирующей камеры и внутри камеры сгорания. Следует определиться с энергетическим вкладом отдельных гармоник в общем спектре шума и определить процентный вклад низкочастотных гармоник как наиболее энергонесущих и вредно влияющих на людей.

1 Постановка задачи

ПуВРД воздействует на среду циклически следующими потоками газов или струй из сгоревших компонентов топлива. Источником располагаемой энергии ПУРВД является химическое превращение компонентов топлива в продукты сгорания. В процессе работы ПуВРД вызывает периодические возмущения среды на срезе сопел двигателя, которые распространяются в области атмосферы, ранее волнами не затронутые. Частотная характеристика звукового поля обусловлена частотой следования отдельных потоков газа в секунду, а значит, частотой пульсации давления в камере сгорания двигателя.

2 Экспериментальная установка и проведение измерений

В условиях лаборатории ПНИЛ САКУ Днепропетровского национального университета были проведены исследования шумов пульсирующей камеры, или ПуВРД, работающего на месте [11].

Разработана методика спектрального анализа шумов, заключающаяся в том, что сначала путем измерений получают вид функции периодически изменяющегося избыточного давления, а затем, используя разложение Фурье, рассчитывают спектральные составляющие.

Принцип работы пульсирующей камеры следующий. Воздух под давлением из баллона 1 проходит по трубопроводу 4 через газовый редуктор и входит в карбюратор, где смешивается с бензином (из бака 3). Затем топливная смесь подается в камеру сгорания 2 и периодически поджигается свечей 6, продукты сгорания устремляются в сопловую крышку 7. Внутрикамерное давление контролируется манометром 5. Критическое сечение сопел крышки выбрано таким образом, чтобы обеспечить сверхзвуковой режим истечения. В результате работы камеры совершается периодическое воздействие ударными из продуктов сгорания на окружающую среду. Описанное явление повторяется с заданной частотой, в результате чего устройство генерирует возмущения в окружающей среде, повторяющиеся с той же частотой. Принципиальная схема устройства и схема установок микрофона 8 показана на рис. 1. Данные с микрофона 8 фиксировались и анализировались шумомером типа 2203 фирмы «Брюль и Къер».

В ходе исследования осуществлялась запись величин низкочастотных пульсаций давления внутри камеры на ленту осциллографа датчиком 6. Микрофон 8 устанавливался на расстояниях 1.5; 3; 5; 10; 15 мет-



Рис. 1. Схема экспериментальной установки и расстановки измерительной аппаратуры

ров от среза сопла пульсирующей камеры. Уровень звукового давления фиксировался также шумомером 9 с точностью ±1 дБ.

3 Методика анализа шумов внутрикамерного импульсного процесса

Изменение давления в камере сгорания по времени можно описать следующей периодической импульсной функцией

$$P_k(t) = \begin{cases} P'_k(t) & \text{для } 0 \le t \le \tau \\ P_\mu & \text{для } \tau \le t \le T \end{cases}, \tag{1}$$

где P_{μ} – давление в камере сгорания до начала процесса горения; $P'_{k}(t)$ – функция давления газов в камере сгорания, описывающая повышение давления вследствие сгорания топливной смеси и падение его вследствие истечения газов из камеры сгорания в окружающую среду; τ – время, в течение которого давление в камере сгорания изменяется по функции $P'_{k}(t)$; T – период процесса.



Рис. 2. Вид пульсаций давления внутри камеры сгорания

Величина давления в камере сгорания при пульсациях и частота появления пульсаций измерены и записаны на осциллограмме при экспериментальных исследованиях (см. рис. 2).

Амплитуды, частоты и фазы гармонических составляющих спектра шума были определены по записи периодической функции импульсов звукового давления путем использования стандартной программы для разложения в ряд Фурье периодических функций и представлены на рис. 3.

Видно, что спектр функции давления повторяет ее вид. Наиболее энергонесущие спектральные составляющие относятся к низкочастотной части спектра.



Рис. 3. Спектр пульсаций давления внутри камеры сгорания

4 Методика анализа шумов периодического процесса в воздушной среде

Выражение для функции избыточного давления в зависимости от времени при воздействии на окружающую воздушную среду периодически истекающих струй из продуктов сгорания имеет вид [11]

$$f(t) = \begin{cases} \Delta P_{u30}(t) & npu \quad lT \le t \le lT + \frac{T}{n} \\ 0 & npu \quad lT + \frac{T}{n} < t < (l+1)T \end{cases}, \quad (2)$$

где T – период следования отдельных струй; l = 1, 2, 3; n – частота повторения процесса воздействия.

Записана осциллограмма изменения избыточного давления в воздушной среде (см. рис. 4). Получено разложение периодической функции (2) в ряд Фурье и определены ее гармонические составляющие [11]. На рисунке 5 представлен спектр шума в воздушной среде.

5 Обсуждение результатов

Анализ спектра, представленного на рис. 5, показал, что 70 % энергии спектра сосредоточено в его низкочастотной части.

Выводы

Разработана методика спектрального анализа шумов, заключающаяся в том, что сначала путем измерений получают вид функции периодически меняющегося избыточного давления, а затем, используя разложение Фурье, рассчитывают спектральные составляющие. Представлены результаты разложения Фурье для функций, описывающих



Рис. 4. Вид функции звукового давления в зависимости от времени в атмосфере при действии на среду струями из продуктов сгорания ПуВРД



Рис. 5. Спектр функции звукового давления в атмосфере при действии на среду струями из продуктов сгорания ПуВРД

пульсирующее давление внутри камеры и избыточное давление в воздушной среде. Анализ спектров показал, что при воздействии на воздушную среду периодически следующими струями из продуктов сгорания ПуВРД с частотой пульсаций давления в камере сгорания 1,5 Гц наиболее энергонесущими гармониками спектра являются низкочастотные составляющие. Причем 70 % из них составляют гармоники низкочастотного диапазона.

Перечень ссылок

- Справочник по технической акустике / Под ред. М. Хекла и Х.А. Мюллера. – Л.: Судостроение, 1980. – 372 с.
- 2. Аэроакустика. М.: Наука, 1980. 144 с.
- Воздушно-реактивные двигатели / Под ред. Дра техн. наук Шляхтенко С.М. – М.: Машиностроение, 1975. – 568 с.
- Лебедев И.Г., Теленин Г.Ф. Частотные характеристики сверхзвуковых струй. М.: МГУ, 1978. – 118 с.
- Нестационарное распространение пламени. М.: Мир, 1968. – 437 с.

- Северянин В.С. Об определении амплитуд переменного давления газа в устройствах пульсирующего горения. Изв. вузов: Энергетика. – 1978. – № 5. – С. 130-132.
- 7. Снижение шуна самолетов с реактивны ни двигателями / Под ред. д – ра техн наук М хитаряна А.М. – М.: Машиностроение, 1975. – 264 с.
 8. Zhuber-Okrog Gunter. Uber die Vorgange in
- 8. Zhuber-Okrog Gunter. Uber die Vorgange in Strehirohren mit pulsierenden Verbrennung // Fortschr., Berlin, V.D.1Z. – 1976. – N47R.(6). – P.1168.
- 9. Нечаев Ю. Н., Полев А.С., Тарасов А.И. Результаты экспериментальных исследований керосино-воздушных пульсирующих детонационных двигателей и вопросы их практического применения. Журнал «Химическая физика», РАН, 2003, том 22, № 8.
 10. Fasbender J. Versuche zur Richtungsoptung von bewegen Infraschallquellen -Messungen an Dusen -
- flugzeugen. А custica, 1980, 45, N 5, P. 169-174. 11. Косько И.К., Сокол Г.И.. О шуне пульсирую щего воздушно-реактивного двигателя. // Деп. В И Н И Т И NP 4326 – 80 от 10.10.1980. – 1990. – 16 с.

Поступила в редакцию 28.02.2008

Представлено результати спектрального аналізу шумів, що виникають у повітряному просторі, коли працюють пристрої типу пульсуючого повітряно-реактивного двигуна, який працює на місці.

Results of the spectral analysis of the noise that are generated by devices such as immovable air reactive engine are present.

УДК 004.94:621.822

В. И. Дубровин, Т. В. Федорончак

ДИАГНОСТИКА ДЕФЕКТОВ ПОДШИПНИКОВ КАЧЕНИЯ ПРИ ПОМОЩИ ВЕЙВЛЕТ-ПРЕОБРАЗОВАНИЯ

Рассмотрены проблемы диагностики подшипников качения на основе анализа их вибрационного сигнала. Проведен обзор существующих методов вибродиагностики подшипников, основанных на применении вейвлет-преобразования. На основе проведенного анализа выделено наиболее перспективное направление в данной области.

Введение

Подшипники качения широко применяются в оборудовании различного назначения. Поэтому существует необходимость в создании автоматизированных диагностических систем, которые могли бы определять дефекты подшипников на как можно более ранних стадиях. Ранняя идентификация дефектов позволяет уменьшить время простоя оборудования, периоды технического обслуживания, а также избежать аварий и катастрофических разрушений.

В зависимости от природы обрабатываемых данных диагностические методы выявления и классификации дефектов подшипников могут быть разделены на следующие направления: вибрационная и акустическая диагностики, контроль температуры, анализ смазки или электрического тока. На практике благодаря относительной доступности получения данных и разнообразию методов их последующей обработки наибольшее распространение получила вибродиагностика [1, 2]. Недостатком традиционных методов вибродиагностики является их сильная чувствительность к шуму и необходимость для их эффективной работы принятия решений человеком.

В последнее время все большее развитие получают методы вибродиагностики, основанные на вейвлет-анализе, который является эффективным средством для локализации и классификации особых точек нестационарных сигналов и позволяет проводить анализ одновременно в частотной и временной областях [3-6].

Целью данной работы является рассмотрение существующих подходов к обнаружению дефектов подшипников качения путем анализа их вибросигналов при помощи вейвлет-преобразования.

Постановка задачи

Вибрационный анализ является фундаментальным средством диагностического контроля подшипников. Сигнал вибрации дефектных подшипников качения и его спектр содержат характерные признаки, по которым можно достаточно корректно выявить вид и место нахождения дефекта. В момент прохождения через нагруженную зону подшипника качения дефектного элемента в вибросигнале появляется четко выраженный пик, энергетический импульс. Таким образом, при работе подшипника с внутренними дефектами в вибросигнале появляются характерные составляющие – гармоники с собственными частотами, численные значения которых можно рассчитать по теоретическим формулам, используя геометрические размеры элементов подшипника и оборотную частоту вращения ротора механизма [7].

В нагруженном подшипнике можно выделить четыре характерные, применяемые для диагностики частоты – частоту внешней обоймы подшипника, частоту внутренней обоймы, частоту сепаратора и частоты тел качения. Выражения для определения этих характерных частот для подшипника с неподвижной внешней обоймой имеют вид [7]:

1) частота перекатывания тел качения по внешней обойме:

$$F_{BPFO} = 0.5 z f \left(1 - \frac{d}{D} \cos \alpha \right), \tag{1}$$

 частота перекатывания тел качения по внутренней обойме:

$$F_{BPFI} = 0.5 z f\left(1 + \frac{d}{D}\cos\alpha\right), \qquad (2)$$

3) частота сепаратора:

$$F_{FTF} = 0.5 f \left(1 - \frac{d}{D} \cos \alpha \right), \tag{3}$$

4) частота перекатывания тел качения:

$$F_{BSF} = 0.5 f \frac{D}{d} \left(1 - \left(\frac{d}{D} \cos \alpha \right)^2 \right), \qquad (4)$$

где *z* – количество тел качения в одном ряду подшипника;

f – оборотная частота вращения ротора;

© В. И. Дубровин, Т. В. Федорончак, 2008

- *d* диаметр тела качения;
- *D* средний диаметр сепаратора;
- α угол контакта тела качения с обоймой.

Однако выражения для вычисления характерных частот (1)-(4) являются приблизительными и не всегда совпадают с реальными значениями. Сложность заключается в том, что они включают в себя угол контакта тел качения с обоймами. Этот параметр не всегда точно известен и в процессе работы подшипника может изменять свое значение. Достаточно часто даже при наличии в подшипнике явного дефекта в вибросигнале характерные частоты могут полностью отсутствовать, иметь сдвиг по частоте или иметь очень малый уровень.

Сложность анализа вибросигналов подшипников качения с целью их диагностики заключается в том, что признаки дефектного подшипника распределяются на широком диапазоне частот, имеют малую колебательную энергию и носят в некоторой степени случайный характер. Кроме того, вибросигнал обычно снимается с корпуса оборудования, содержащего в своем составе подшипник, и поэтому содержит не только полезную с точки зрения диагностики подшипника информации, но и шум – вибрации, производимые другими частями механизма.

Таким образом, возникает задача создания эффективной методики анализа вибросигнала подшипника, а именно его очистки от постороннего шума и выделения характерных признаков или же импульсных особенностей, позволяющих судить о состоянии подшипника, наличии и месте положения дефектов.

Методы диагностики дефектов подшипников

Необходимость эффективного обслуживания и безопасного функционирования подшипников привела к разработке широкого диапазона методов диагностического контроля технического состояния подшипников на основе вейвлет-анализа.

Применение вейвлет-преобразования в данных методах можно разделить на два направления.

1. Применение пороговой вейвлет-обработки для очистки вибросигналов подиипника от шума. Алгоритмы пороговой вейвлет-обработки позволяют выделить в исходном неочищенном сигнале слабые импульсные составляющие [6]. Для их эффективной работы необходимо решить две задачи. Вопервых, выбрать вейвлет, с помощью которого проводится вейвлет-разложение сигнала. Во-вторых, выбрать подходящий пороговый уровень, который отсекал бы шумовую составляющую и оставлял в очищенном сигнале импульсные признаки дефекта. Значение порога может быть одинаковым для всех уровней вейвлет-разложения сигнала, либо рассчитываться отдельно на каждом уровня. Далее обработанный вибросигнал может быть проанализирован стандартными методами спектрального анализа, например, при помощи анализа Фурье.

Наиболее популярным вейвлетом, с помощью которого выполняется пороговая обработка вибросигналов подшипников является вейвлет Морле, форма которого подобна форме импульсов, возникающих при прохождении элемента качения через зону дефекта.

В работах [8, 9] показаны результаты применения вейвлетов Морле для пороговой обработки вибросигналов бездефектных подшипников и подшипников с дефектами на внешней и внутренней обоймах с применением жестких и мягких многомасштабных порогов. Данный алгоритм демонстрирует высокую эффективность своей работы, однако в вычислительном плане является довольно громоздким. Для каждого анализируемого сигнала он требует предварительного нахождения оптимальных параметров формы вейвлета при помощи метода минимальной энтропии Шеннона, а также вычисления пороговых значений на каждом уровне вейвлет-декомпозиции.

В работе [10] сравниваются алгоритмы определения дефектов подшипников, основанных на пороговой обработке сигналов при помощи вейвлетов Морле и Хаара. Показано, что данные алгоритмы имеют примерно одинаковую эффективность, однако вычислительные сложность алгоритма, использующего вейвлеты Хаара, значительно ниже.

2. Применение вейвлет-преобразования для выделения характерных дефектных признаков из вибросигнала. Полученные в результате вейвлет-разложения вибросигнала коэффициенты в простейшем случае могут быть проанализированы в определенных частотных диапазонах в поисках характерных частот либо рассмотрены их спектральные характеристики. В более сложных методах коэффициенты вейвлет-декомпозиции после промежуточной обработки для уменьшения их размерности или выбора наиболее значимых из них (например, статистическими методами) могут быть использованы в качестве входов искусственных нейронных сетей для классификации типа дефекта и определения степени износа подшипника. В качестве нейронных сетей обычно используются многослойные персептроны либо самоорганизующиеся карты Кохонена. Кроме того, для анализа вибросигналов также могут быть использованы вейвлет-нейронные сети, в которых вейвлеты используются в качестве функций активации [11].

В работе [12] для выявления дефектов подшипников качения рассматривается энергетический спектр огибающей вейвлет-разложения вибросигнала, выполняемого при помощи вейвлета Лапласа. Параметры формы вейвлета оптимизируются для каждого анализируемого вибросигнала путем нахождения максимального эксцесса коэффициентов, получаемых в результате вейвлет-разложения сигнала. В данной работе показано преимущество данного метода перед использованием спектра, получаемого при помощи быстрого преобразования Фурье, и спектром огибающей, получаемого при помощи преобразования Гилберта.

В работе [13] показано совместное применение вейвлет-разложения и нейронной сети для диагностики дефектов. При помощи вейвлетов Добеши-6 вибросигнал подшипника раскладывается на пять уровней декомпозиции. В качестве характеристических признаков дефектов авторами были выбраны детализирующие коэффициенты на 5-ом уровне разложения. Для классификации состояния подшипника коэффициенты после нормализации подаются на вход трехслойного персептрона с линейной дискриминантной функцией и сигмоидной функцией активации. В работе также проведен анализ наиболее подходящей топологии нейронной сети

В работе [14] представлен алгоритм создания вейвлетной радиально-базисной нейронной сети. Обучение такой сети довольно сложно и состоит из определения центров базисной функции, ширины базисной функции, общего числа разрешений, количества базисных функций на каждом уровне, а также весов сети. Показано что, используя такую вейвлетную нейронную сеть можно не только выделить дефектные признаки подшипника, но и предсказать дальнейшее развитие дефекта. Однако для обучения и тестирования такой нейронной сети необходимо большое количество исходных данных.

Чтобы добиться наиболее эффективного выделения дефектных признаков из вибросигналов подшипников, необходимо правильно выбрать тип вейвлета, с помощью которого анализируется сигнал. Ряд исследователей в качестве вейвлетов для анализа вибросигналов подшипников используют традиционные вейвлеты: Добеши различных порядков, Хаара, Морле, Мексиканская шляпа и др. [8-14]. Однако имеются работы, в которых для такого анализа создаются специализированные вейвлеты. Например, в работе [15] показан процесс аналитического создания вейвлета при помощи масштабирующей функции, выводимой из реальной реакции шарикового подшипника на импульсное возмущение. Результаты применения полученного вейвлета и традиционного вейвлета Добеши-4 для анализа вибросигнала подшипника качения с целью его диагностики показали большую устойчивость созданного вейвлета к шуму в вибросигнале, что делает его более эффективным.

Выводы

Проведенный анализ методов диагностики дефектов подшипников на основе вейвлет-анализа их вибросигналов позволяет выделить наиболее перспективное направление, состоящее в том, что вибросигнал подшипника раскладывается на коэффициенты при помощи вейвлет-анализа, после чего из этих коэффициентов выбираются наиболее значимые (например, статистическими методами) либо определяются их спектральные характеристики. Полученная в результате информация обрабатывается с помощью нейронных сетей с целью классификации состояния подшипника.

Перечень ссылок

- N. Tandon, A. Choudhury. A review of vibration and acoustic measurement methods for the detection of defects in rolling element bearings // Tribology International. – 1999. – Vol. 32. – PP. 469-480.
- Wilfried Reimche, Ulrich Sьdmersen, Oliver Pietsch, Christian Scheer, Fiedrich-Wilhelm Bach. Basics of vibration monitoring for fault detection and process control // 3rd Pan-American Conference for Nondestructive Testing – PANNDT, 2-6 June, 2003. – 10 p.
- Ч.Чуи. Введение в вэйвлеты. М.: Мир, 2001. 412 с.
- И. Добеши. Десять лекций по вейвлетам. Ижевск, НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика», 2001. – 464с.
- O. Rioul, M. Vetterli. Wavelets and signal processing // IEEE SP Magazine. – 1991. – PP. 14-38.
- 6. Малла С. Вэйвлеты в обработке сигналов. М. : Мир, 2005. – 671 с.
- Русов В.А. Спектральная вибродиагностика. Пермь, 1996. – 176 с.
- M. Torbatian, M. H. Kahaei, J. Poshtan. Bearing fault detection using Morlet wavelets // 18th international Conference on electricity, Tehran, Tavanir. – 21-23 October 2003. – 5 p.
- M. Torbatian, M. H. Kahaei, J. Poshtan. Bearing fault detection using level-dependent noise reduction technique // IEEE Conference, ISSPIT2003, Germany. – Nov 2003. – 4 p.
- M. H. Kahaei, M. Torbatian, and J. Poshtan. Fault detection of bearings using Haar wavelets // Proceedings of IEEE international conference, GCC. – 2004. – PP. 176-179.
- Marc Thuillard. A review of wavelet networks, wavenets, fuzzy wavenets and their applications // ESIT 2000, Aachen, Germany. – 14-15 September 2000. – 12 p.
- Khalid F. Al-Raheem, Asok Roy, K. P. Ramachandran, D. K. Harrison, Steven Grainger. Rolling element bearing fault diagnosis using Laplace-wavelet

envelope power spectrum // EURASIP Journal on Applied Signal Processing. -2007. - Vol. 2007, Issue 1. - 14 p.

- J. C. GarcHa-Prada, C. Castejyn, O. J. Lara. Incipient bearing fault diagnosis using DWT for feature extraction // 12th IFToMM world congress in mechanism and machine science, Besan3on (France). – 17-21 June 2007. – 6 р.
- 14. Liu Qipeng, Yu Xiaoling And Feng Quanke. Fault diagnosis using wavelet neural networks // Neural

Processing Letters. - 2003. - Vol. 18, Issue 2. - PP. 115-123.

 Brian T. Holm-Hansen, Robert X. Gao, Li Zhang. Customized wavelet for bearing defect detection // Journal of Dynamic Systems, Measurement, and Control. – 2004. – Vol. 126, Issue 4. – PP. 740-745.

Поступила в редакцию 24.03.2008

Розглянуто проблеми діагностики підшипників кочення на основі аналізу їхнього вібраційного сигналу. Проведено огляд існуючих методів вібродіагностики підшипників, заснованих на застосуванні вейвлет-перетворення. На основі проведеного аналізу виділено найбільш перспективний напрямок у даній області.

Problems of rolling bearings diagnostics based on vibration analysis are described. Existent methods of vibration-based diagnostics that are employing wavelet analysis are reviewed. Carried out analysis allowed to choose the most promising and perspective trend in the field of investigation.

УДК 620.22:669.24

А. С. Лавренко, А. В. Коробко, В. Е. Ольшанецкий, С. И. Гоменюк, С. Н. Гребенюк

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ ЛИСТОВЫХ МЕТАЛЛОКОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ НЕРЖАВЕЮЩАЯ СТАЛЬ-ВОЛЬФРАМ В ШИРОКОМ ДИАПАЗОНЕ ТЕМПЕРАТУР

В работе проведена оценка возможности прогноза высокотемпературных коэффициентов теплопроводности листовых металлокомпозитов системы нержавеющая сталь-вольфрамовые волокна, предназначенных для изготовления тонкостенных оболочек, работающих в потоке горячих газов, с использованием теоретических зависимостей, полученных на основе модели неоднородной двоякопериодической среды и теории обобщенной проводимости. Установлено, что прогнозирование теплопроводности этих металлокомпозитов с использованием этой теоретической базы дает в целом необходимую оценку, хотя и приводит к некоторым погрешностям, связанным с физико-химическим взаимодействием металлических волокон и стальной матрицы.

Дальнейший прогресс в энергомашиностроении, авиационной и космической отраслях промышленности неразрывно связан с созданием новых конструкционных материалов, качественно превосходящих по своим физико-механическим свойствам традиционные металлы и сплавы. Существенное повышение технико-экономических показателей современных мощных энергетических комплексов авиакосмического назначения возможно лишь при использовании для наиболее ответственных теплонагруженных деталей (например, тонкостенных насадков радиационного охлаждения ракетных двигателей) высокотемпературных материалов, надежно работающих при температурах 1200-1500 °C. К таким материалам относятся листовые металлокомпозиты, которые разрабатываются и исследуются в странах с развитой аэрокосмической промышленностью [1]. При конструировании и изготовлении деталей и узлов из такого рода композитов необходимы достоверные сведения о различных свойствах материалов, таких как прочность, плотность, термическое расширение, теплопроводность, а также методах их оценки. Важность последних двух теплофизических характеристик материалов очевидна, так как в экстремальных условиях неравномерных температурных полей использование материалов с относительно высокой теплопроводностью и низким коэффициентом термического расширения приводит к уменьшению термических напряжений (возникающих в деталях в результате неравномерного нагрева и охлаждения), которые оказывают решающее влияние на коробление и последующее разрушение теплонагруженных деталей. В то же время многие исследователи композиционных материалов отмечают, что уровень теплопроводности, термического расширения и других физических свойств может быть задан в процессе получения композиций методом целенаправленного армирования [2, 3]. Поэтому при разработке новых высокотемпературных композиционных материалов и проектировании из них теплонагруженных деталей возникает необходимость исследования их теплофизических характеристик.

Цель данной работы заключалась в оценке возможности прогноза коэффициентов теплопроводности листовых высокотемпературных композиционных материалов системы нержавеющая сталь-вольфрамовые волокна, предназначенных для изготовления тонкостенных оболочек (работающих в потоке горячих газов) с использованием рекомендуемых в литературе теоретических зависимостей и установлении величин возникающих при этом погрешностей.

Изучение температурных зависимостей теплопроводности проводили для листовых композиционных материалов системы 12Х18Н10Т (матрица)-ВР27ЗВП(волокно), полученных методом импульсной электросварки. Значение констант теплопроводности материалов матрицы и волокон исследуемых композиций при различных температурах приведены в таблице 1.

Для экспериментальных исследований применяли образцы с размерами 4×200 мм, вырезанные из листовых композиций толщиной 0,9÷1,4 мм вдоль, поперек и под разными углами к направлению, параллельно ориентированных вольфраморениевых волокон диаметром 0,3 мм. Объемное содержание волокон в армированных образцах составляло 11-23 %. Перед проведением исследований об-

© А. С. Лавренко, А. В. Коробко, В. Е. Ольшанецкий, С. И. Гоменюк, С. Н. Гребенюк, 2008

Таблица 1 – Теплопроводность материалов матрицы и волокон при различных температурах

T °C	λ, Вт/(м·К)				
<i>I</i> , C	12X18H10T	ВР27-3ВП			
100	16,1	40,5			
200	17,4	43,9			
300	18,6	46,3			
400	20,1	47,2			
500	22,0	51,6			
600	23,6	55,8			
700	25,2	59,1			
800	27,0	64,0			
900	29,0	68,9			
1000	30,5	72,1			
1100	32,0	76,0			
1200	34,0	80,5			
1300	35,8	84,0			

разцы отжигали при температуре 1300 °C в течение 0,5 часа с целью формирования хорошо выраженной зоны диффузионного взаимодействия на границах раздела волокон с матрицей. Типичная микроструктура сформированной переходной зоны приведена на рис. 1.



Рис. 1. Микроструктура композиционного материала 12X18H10T-BP273BП:

1 – вольфрамовое волокно; 2 – переходная зона; 3 – матрица

Теплопроводность измеряли методом нагрева двух коротких стержней электрическим током в вакууме [4]. Относительная погрешность измерения коэффициентов теплопроводности данным методом не превышала ±5 %.

Расчет теоретических значений теплопроводности проводили по зависимостям, которые позволяют получить удовлетворительное соответствие рассчитанных и экспериментально определенных констант теплопроводности различных композиций с нереагирующими между собой компонентами (системы медь-вольфрам, алюминий-сталь). При этом для двухкомпонентных композиционных материалов, армированных сплошными параллельно ориентированными волокнами, коэффициент теплопроводности вдоль оси волокон определяли по формуле [3,

5]:

$$\lambda_{11} = \lambda_f V_f + \lambda_m V_m , \qquad (1)$$

где λ_{11} – коэффициент теплопроводности композиционного материала вдоль оси волокон;

 λ_f – коэффициент теплопроводности волокон;

λ_m – коэффициент теплопроводности матрицы;

 V_{f} – объемная доля волокон;

V_m – объемная доля матрицы.

Для определения коэффициента теплопроводности материала в направлении, перпендикулярном к оси волокон, предложен ряд формул. Так, на основе модели неоднородной двоякопериодической среды получена формула [5]:

$$\lambda_{22} = \lambda_m \frac{V_m(1+k) + 2V_f}{V_m(1+k) + 2kV_f},$$
 (2)

где λ₂₂ – коэффициент теплопроводности перпендикулярно оси волокон;

$$k = \frac{\lambda_m}{\lambda_f}$$

Согласно теории обобщенной проводимости предложена формула иного вида [6, 7]:

$$\lambda_{22} = \lambda_m \left[1 - \frac{V_f}{m} + \frac{V_f}{km\left(m + \frac{1-m}{k}\right)} \right], \qquad (3)$$

где $m = \frac{d\sqrt{\pi}}{2a};$

d – диаметр волокон, в нашем случае d = 0,3 мм;

а – шаг между волокнами (0,556 мм);

k – имеет прежний смысл.

Для нахождения коэффициентов теплопроводности в произвольном направлении, определяемом углом θ к направлению укладки волокон, на основе модели неоднородной двоякопериодической среды предложена формула [5]:

$$\lambda_{\theta} = \lambda_{11} \cos^2 \theta + \lambda_{22} \sin^2 \theta, \qquad (4)$$

где θ – угол относительно направления укладки волокон, а на основе теории обобщенной проводимости получена формула [6, 7]:

$$\lambda_{\theta} = \lambda_{11} - (\lambda_{11} - \lambda_{22})\frac{\theta}{90}$$
 (5)

(здесь в задан в радианной мере).

– 137 –

В табл. 2 и 3, а также на рис. 2 и 3 приведены рассчитанные по зависимостям (1)-(5) значения теп-

лопроводности композиционных образцов в сравнении с экспериментальными данными.

<i>T</i> , °C	λ_{11} λ_{11}		λ ₂₂	λ ₂₂	λ ₂₂
	(формула	(эксперимент)	(формула 2)	(формула 3)	(эксперимент)
	1)				
100	18,8	16,2	17,7	17,6	14,8
200	20,3	18,4	19,1	19,0	16,9
300	21,6	_	20,4	20,3	-
400	23,1	21,5	22,0	21,9	17,6
500	25,3	_	24,0	23,9	-
600	27,1	25,7	25,8	25,7	21,0
700	28,9	_	27,5	27,4	-
800	31,1	27,9	29,5	29,4	23,5
900	33,4	_	31,7	31,6	-
1000	35,1	30,8	33,4	33,2	26,7
1100	36,8	—	35,0	34,8	-
1200	39,1	35,6	37,2	37,0	32,1
1300	41,1	_	39,1	38,9	-

Таблица 2 – Численные значения коэффициентов теплопроводности волокнистого композиционного материала системы 12Х18Н10Т+11 % ВР27-ЗВП при различных температурах

Таблица 3 – Численные значения коэффициентов теплопроводности волокнистого композиционного материала системы 12Х18Н10Т+23 % ВР27-ЗВП при различных температурах

<i>T</i> , °C	λ_{11}	λ_{11}	λ ₂₂	λ_{22}	λ ₂₂
	(формула 1)	(эксперимент)	(формула 2)	(формула 3)	(эксперимент)
100	21,7	20,2	19,6	19,2	16,0
200	23,5	21,9	21,2	20,8	18,2
300	25,0	-	22,7	22,2	-
400	26,3	24,8	24,2	23,8	18,5
500	28,8	-	26,5	26,0	-
600	31,0	29,1	28,5	27,9	22,4
700	33,0	-	30,3	29,8	-
800	35,5	33,7	32,6	32,0	24,1
900	38,2	-	35,0	34,3	-
1000	40,1	38,0	36,8	36,1	27,5
1100	42,1	-	38,6	37,9	-
1200	44,7	43,1	41,0	40,2	33,7
1300	46,9	-	43,1	42,3	-



Рис. 2. Изменение коэффициента теплопроводности композиции 12X18H10T +23 % ВР27-ЗВП в зависимости от угла θ при T = 100 °C



Рис. 3. Изменение коэффициента теплопроводности композиции 12Х18Н10Т +23 % ВР27-ЗВП в зависимости от угла θ при T = 1300 °C

Наблюдаемое в табл. 2 и 3 несоответствие эксперимента с зависимостью (1) для случая расположения армирующих волокон вдоль теплового потока (λ_{11}) наиболее вероятно связано с изменением химического состава приграничных зон из-за частичного растворения вольфраморениевых волокон в матричном сплаве, а также с образованием на поверхности волокон тонкого слоя интерметаллидов в результате предварительного высокотемпературного отжига образцов (при этом величина отклонения достигает 5-14 %).

Для случая поперечного расположения волокон степень такого отклонения значительно возрастает, и в зависимости от принимаемой расчетной формулы (3) или (2) погрешность прогноза достигает соответственно 19,6 % и 20 % (при $V_f = 0, 11$) и 24,7 % и 26,1 % (при $V_f = 0, 23$). К увеличению разницы между экспериментом и прогнозом в данном случае приводит увеличение объемного содержания армирующих волокон и, соответственно, увеличение суммарной поверхности раздела волокноматрица. При расположении волокон под углом (0 < $\theta < 90$ °) к потоку тепла несоответствие между экспериментальными и рассчитанными по зависимостям (4) и (5) значениями теплопроводности также не превышает указанных пределов.

С повышением температуры испытаний рассмотренные погрешности несколько уменьшаются из-за некоторого уменьшения соотношения между значениями теплопроводности волокон и матрицы (см. табл. 1), однако характер отклонений экспериментальных данных от рассчитанных сохраняется.

Таким образом, на основании приведенных результатов и других данных, полученных в настоящей работе при изучении металлических композиций с различным объемным содержанием волокон, можно заключить, что прогнозирование теплопроводности композитов нержавеющая сталь-вольфраморениевые волокна (на базе приведенных соотношений) дает в целом необходимую оценку, хотя и приводит к некоторым погрешностям, связанным с физико-химическим взаимодействием волокон и матрицы.

Перечень ссылок

- Шалин Р.Е. Новые материалы и технологии перспектива развития и создания авиационной техники // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 1994.– № 2. – С. 3-11.
- Туманов А.Т., Портной К.И. Новые материалы в современной технике. – ДАНСССР, 1972. – Т. 205.
 – № 2. – С. 336-338.
- Композиционные материалы. Справочник / Под общ. ред. Д.М. Карпиноса. – К.: Наукова думка, 1985. – 581 с.
- Лавренко А.С., Ольшанецкий В.Е. Измерение теплопроводности тонких анизотропных металлических материалов в широком диапазоне температур // Заводская лаборатория. – 1984. – № 10. – С. 28-29.
- Яценко М.И. Зависимость удельной электропроводности волокнистых композиционных материалов алюминий-сталь, алюминий-бор от содержания волокон, их ориентации и структуры / Физика и химия обработки материалов. – 1981. – № 4. – С. 112-116.
- Дульнев Г.Н., Заричняк Ю.П. Теплопроводность смесей и композиционных материалов. – Л.: Энер-

гия, 1974. - 264 с.

 Дульнев Г.Н., Заричняк Ю.П., Карпинос Д.М., Клименко В.С. Исследование теплопроводности композиционных материалов из металлических волокон и порошков / Теплофизика высоких температур. – 1974. – Т. 13. – № 6.– С. 1189-1192.

Поступила в редакцию 25.03.2008

У роботі зроблено оцінку можливості прогнозу високотемпературних коефіцієнтів теплопровідності листових металокомпозитів системи неіржавіюча сталь-вольфрамові волокна, призначених для виготовлення тонкостінних оболонок, працюючих у потоці гарячих газів, з використанням теоретичних залежностей, отриманих на базі моделі неоднорідного подвійно періодичного середовища і теорії узагальненої провідності. Встановлено, що прогнозування теплопровідності таких металокомпозитів з використанням цієї теоретичної бази дає у цілому необхідну оцінку, хоча і призводить до деяких похибок, пов'язаних з фізико-хімічною взаємодією металевих волокон зі сталевою матрицею.

The estimation possibility of prognosis of high temperature coefficients of heat conductivity for sheet metalic composite systems stainless-steel tungsten fibres used for production of thin-walled shells workings in the stream of hot gases using of theoretical dependences based on model of inhomogeneous biperiodic medium and theory of the generalized conductivity have been carried out. It is found that prognosis of heat conductivity of these metalic composites using this theoretical base gives required estimation as a whole, though results in some errors related to physical and chemical interaction of metallic fibres and steel matrix. УДК 539.4.015:539.43

С. А. Беженов

МЕТОДИКА ЭКСПРЕСС-ОЦЕНКИ ХАРАКТЕРИСТИК СОПРОТИВЛЕНИЯ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Приведены результаты исследований титановых сплавов различных классов в условиях многоцикловой усталости. Предложена методика ускоренного определения характеристик сопротивления усталости исследованных материалов.

Введение

Начиная со второй половины прошлого столетия, широкое применение в машиностроении находят титановые сплавы, обладающие рядом преимуществ перед другими материалами: высокой прочностью, твердостью, малым удельным весом, высокой коррозионной стойкостью. Как показали многочисленные исследования, механические свойства титановых сплавов сильно зависят от многих факторов и колеблются в широких пределах. Разброс характеристик сопротивления усталости титановых сплавов в два раза больше, чем для алюминиевых и в три раза больше, чем для углеродистых сталей [1]. Инженерная практика показывает, что подавляющее большинство элементов конструкций испытывает динамические нагрузки, а одним из основных видов разрушения является многоцикловая усталость. Поэтому эффективность применения титановых сплавов, выпускаемых промышленностью, связана с умением оценить их работоспособность в условиях многоцикловой усталости.

Согласно [2] в инженерной практике принято основной характеристикой сопротивления усталости конкретного материала, изготовленного по определенной технологии, и работающего в условиях действия циклических нагрузок, считать предел выносливости образцов или натурных изделий, для определения которого требуются большие затраты времени, материальных и трудовых ресурсов. В этой связи актуальной является задача поиска новых подходов к исследованию процесса усталости, позволяющих разработать простые и надежные методы ускоренной оценки характеристик сопротивления усталости.

В работах [3-5] освещаются основные принципы нового подхода к исследованию процесса усталостного разрушения конструкционных материалов, основанного на предположении существования общего полюса для кривых усталости материала одного химического состава, что позволяет существенно упростить методику ускоренного определения характеристик сопротивления усталости металлических материалов.

Целью работы является разработка эффективной методики экспресс-оценки характеристик сопротивления усталостному разрушению сплавов титана.

Материалы и методики исследований

Объектами исследования являлись характеристики сопротивления многоцикловой усталости титановых сплавов разных классов, определяемых как по существующей методике согласно [6], так и по методике, изложенной в работах [3-5].

Основные исследования проводились на образцах из жаропрочного титанового сплава ВТ8 (5,8-7,0Al; 2,8-3,8Mo; 0,2-0,4Si), относящегося к двухфазным $\alpha + \beta$ сплавам мартенситного класса, поскольку данный сплав находит наиболее широкое применение в машиностроении. Образцы изготавливались из прутка диаметром 22 мм после двухступенчатого отжига: 920-950 °С и 570-600 °С и испытывались на усталость при консольном изгибе с вращением на машине МУИ-6000. Исследовались образцы как в состоянии поставки (СП), так и после поверхностной пластической деформации стальными шариками (диаметр шарика – 1,5...1,6 мм, вес шариков – 300 г), колеблющимися с ультразвуковой частотой (УЗУ). Варьированием времени упрочняющей обработки обеспечивалось два режима поверхностного пластического деформирования: в течение 30 секунд (УЗУ-1) и в течение 1 минуты (УЗУ-2).

Проводился также сравнительный анализ результатов испытаний на усталость по разным методикам сплавов титана других классов, полученных другими исследователями: псевдо- α -сплава OT4-1 (1,5-2,5Al; 0,7-2,0Mn), псевдо- α -сплава с интерметаллидным упрочнением BT18 (7,2-8,2Al; 0,2-1,0Mo; 10,0-12,0Zr; 0,5-1,5Nb; 0,05-0,18Si), а также α + β сплава переходного класса марки BT22 (4,4-5,7Al; 4,0-5,5Mo; 4,0-5,5V; 0,5-1,5Cr; 0,5-

1,5Fe).

Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 1, *а* показаны результаты испытаний на усталость трех групп образцов из сплава BT8 с различным техническим состоянием (СП, УЗУ-1, УЗУ-2), где по принятой методике согласно [6] проведены линии регрессии (пунктирные линии) для соответствующих групп образцов. При этом результаты испытаний на усталость аппроксимированы зависимостью

$$\sigma_a^m \cdot N = \text{const},\tag{1}$$

в которой показатель степени *m* в двойных логарифмических координатах представляет собой тангенс угла наклона диаграммы усталости к оси ординат σ_a . Видно, что все линии регрессии имеют тенденцию сходимости в одной точке – полюсе. Параметры соответствия линий регрессии результатам испытаний на усталость, а также значения показателя степени *m* в уравнении (1) и предела выносливости σ_{-1} на базе 10^7 циклов приведены в таблице 1 (графа «без полюса»).

Детальный анализ результатов испытаний показал существенное отличие расположения экспериментальных точек в областях мало- и многоцикловой усталости, что, очевидно, связано с изменением механизма усталостного разрушения при переходе из одной области в другую. Согласно [7] такая смена механизма имеет место при достижении критического значения числа циклов N_k , которое разделяет области мало- и многоцикловой усталости (для титана $\lg N_k = 4,7$). Из этого следует, что для более точной оценки работоспособности титанового сплава в условиях многоцикловой усталости



Рис. 1. Регрессионные диаграммы усталости образцов из сплава ВТ8 с различными видами обработок:

> $1 - C\Pi; 2 - УЗУ-1; 3 - УЗУ-2;$ *a* - без учета полюса; δ - с учетом полюса

Материал	без полюса				с полюсом				погрешность
(вид обработки)	r	S	т	σ ₋₁ , ΜΠα	r	S	т	σ [*] , МПа	δ _σ ,%
ВТ8 (СП)	- 0,9064	0,01879	10,012	490	- 0,9992	0,00487	5,8158	480	- 2,0
ВТ8 (УЗУ-1)	- 0,9509	0,01097	18,282	630	- 0,9981	0,00504	10,239	625	- 0,8
ВТ8 (УЗУ-2)	- 0,9676	0,00909	13,289	600	- 0,9993	0,00316	8,9886	585	- 2,5
OT 4-1	- 0,7571	0,01769	11,406	255	- 0,9654	0,04219	3,9268	275	7,8
BT18	- 0,7509	0,01220	16,214	360	- 0,9697	0,02741	5,1971	380	5,6
BT22	- 0,7246	0,02431	10,665	500	- 0,9113	0,03151	6,8210	505	1,0

Таблица 1 – Параметры соответствия линий регрессии результатам усталостных испытаний и значения характеристик сопротивления усталости образцов из различных сплавов титана, полученные по разным методикам

Примечание: r – коэффициент корреляции; s – среднеквадратичное отклонение.

следует рассматривать значения результатов испытаний со значениями $\lg N > 4,7$.

Обращает на себя внимание тот факт, что в области больших значений долговечности имеет место уменьшение плотности распределения результатов испытаний на заданном уровне амплитуды циклических напряжений σ_a , что приводит к существенному снижению точности оценки работоспособности исследуемых объектов. В частности, снижается точность определения положения горизонтального участка линии Веллера, а, следовательно, и определения величины предела выносливости σ₋₁ в соответствии с [2]. Анализ полученных результатов испытаний показывает, что зависимость $\lg \sigma_a = f(\lg N)$ в области $\lg N > 4,7$ имеет два участка: наклонный и близкий к горизонтальному. Причем точка перелома указанной зависимости с координатами (N^* ; σ^*) находится в диапазоне значений долговечности около $3 \cdot 10^5 - 4 \cdot 10^5$ циклов нагружения. Построенные таким образом кривые многоцикловой усталости показаны на рис. 1, а сплошными линиями.

Существенным недостатком при осуществлении оценок работоспособности изделий на основе полученных по существующей методике кривых усталости является невысокая точность, особенно при небольших количествах испытаний. Низкие коэффициенты корреляции и высокая чувствительность положения линии регрессии, характеризуемого углом ее наклона к оси напряжений, к отклонениям данных экспериментов практически исключает возможность точных и надежных прогнозов на основании обработки малых выборок. Следует отметить, что методикой определения характеристик сопротивления усталости согласно [8] гарантируется достаточная точность и надежность полученных результатов при больших объемах испытаний (не менее 100), что требует больших затрат времени, материальных и трудовых ресурсов. Такой подход оправдан при решении задачи создания новых металлических сплавов и новых технологий их обработки, обеспечивающих заданные технологические и эксплуатационные характеристики. В производственных условиях приходится оперативно решать задачи эффективного применения конкретных материалов в условиях дефицита информации об их предыстории, а также поиска оптимальных режимов их обработки для заданных условий эксплуатации. Поэтому плодотворным для решения поставленной в работе задачи может быть применение предложенного в работах [3-5] подхода к проблеме усталости, в котором уравнение (1) рассматривается как трехпараметрическое, где показатель *т* степени является величиной переменной, обусловленной техническим состоянием материала, а диаграммы усталости одного материала сходятся в одной точке – полюсе. Применение постулата о существовании полюса диаграмм усталости существенно увеличивает коэффициент корреляции для рассматриваемого массива при практически неизменном среднеквадратичном отклонении данных от медианных значений, а также повышает устойчивость значения коэффициента *m* при небольших количествах испытаний. На основе сравнительного статистического анализа установлены координаты полюса диаграмм усталости сплава BT8:

$\lg \sigma_a = 3; \ \lg N = 3,5.$

В таблице 1 (графа «с полюсом») приведены статистические параметры регрессионного анализа данных экспериментов и основные характеристики сопротивления усталости образцов из сплава ВТ8, полученные по предлагаемой методике. Здесь учтены только результаты испытаний в области $\lg N > 4,7$, из которых исключены точки с явно завышенными значениями долговечности, а также предполагается наличие полюса кривых усталости с координатами $\lg \sigma_a = 3$; $\lg N = 3,5$. Сравнение характеристик, полученных по двум методикам, показывает, что коэффициенты корреляции по предлагаемой методике значительно выше, а средние квадратичные отклонения ниже, чем рассчитанные по существующей методике. Стабильность наклонного участка кривой усталости для изделий с определенным техническим состоянием позволяет, задав положение точки перелома координатой N^* , без дополнительных трудоемких и дорогостоящих испытаний оценивать напряжение σ^* , которое с достаточной степенью точности соответствует величине ограниченного предела выносливости σ_{-1} . Исходя из данных проведенных экспериментов, можно принять $\lg N^* = 5.6 (N^* \approx 4.10^5 циклов)$. Регрессионные линии для выборок данных испытаний согласно предлагаемому подходу (пунктирные линии) и соответственные кривые усталости (сплошные линии) привелены на рис. 1. б.

Для подтверждения правомерности предложенного подхода к оценке характеристик сопротивления многоцикловой усталости титановых сплавов разных классов с предложенных позиций рассмотрены данные испытаний на усталость разных сплавов титана, полученные другими исследователями [9, 10]. На рис. 2 представлены данные испытаний на усталость в условиях растяжения-сжатия сплавов ОТ4-1, ВТ18 и ВТ22. На графике четко просматривается разный характер зависимостей $\lg \sigma_a = f(\lg N)$ в области мало- и многоцикловой усталости, что подтверждает целесообразность их раздельного исследования. Кроме того, обращает на себя внимание увеличение разброса данных испытаний в области больших долговечностей с приближением напряжения σ_a к напряжению точки перелома σ^* . Следует отметить, что наличие отдельных образцов с явно повышенной долговечностью существенно повышает среднее значение долговечности, что приводит к снижению точности оценки работоспособности исследуемых объектов. Зависимость $\lg \sigma_a = f(\lg N)$ в области многоцикловой усталости правомерно представлять как линию регрессии массива высокой плотности в области $\lg N > 4,7$, из которого исключены результаты испытаний со значительными отклонениями долговечности в сторону их увеличения. Объекты с повышенной долговечностью представляют интерес для детального изучения собственно самого этого феномена, а также для исследования возможности его распространения на все применяемые в производстве материалы. Результаты анализа данных испытаний на усталость разных сплавов титана, проведенного как по общепринятой, так и по предлагаемой методике также приведены в таблице 1. При этом координаты полюса для кривых усталости этих сплавов были приняты такими же, как и для сплава BT8.

Анализ полученных результатов испытаний разных сплавов титана, проведенный по предлагаемой методике с общим полюсом для кривых усталости показывает, что для всех сплавов коэффициенты корреляции существенно возрастают. При этом несколько увеличиваются некоторые значения средних квадратичных отклонений. Сравнение значений о



Рис. 2. Регрессионные диаграммы усталости образцов из сплавов титана:



и σ_{-1} различных титановых сплавов показывает, что напряжение σ^* , соответствующее точке перелома кривой усталости, с достаточной степенью точности совпадает с величиной ограниченного предела выносливости σ_{-1} . Отмечающиеся при этом незначительные расхождения в значениях σ_{-1} и σ^* для разных сплавов могут быть уменьшены в результате уточнения значения абсцисс полюсов для этих сплавов. Для этого следует построить по предлагаемой методике семейство кривых усталости конкретных сплавов в различном их техническом состоянии.

Выводы

Проведенные исследования показали, что существенное повышение эффективности ускоренного определения работоспособности сплава титана в области многоцикловой усталости обеспечивает предлагаемый подход к анализу результатов испытаний на усталость, состоящий в следующем:

- целесообразно анализировать только результаты испытаний, имеющие значения lg *N* > 4,7, при этом не учитывать отдельные результаты испытаний в области больших долговечностей, имеющие большие отклонения от средних значений;

 правомерно считать, что диаграммы усталости сплава одного химического состава исходят из одной точки – полюса;

- основными характеристиками сопротивления усталости сплава титана целесообразно принять координаты полюса диаграмм усталости, показатель степени m и напряжение, соответствующее точке перелома кривой усталости (ордината $\lg \sigma_a$ при

$$\log N^* = 5,6$$
).

Перечень ссылок

- 1. Титановые сплавы в машиностроении. Л.: Машиностроение, 1977. – 248 с.
- ГОСТ 23.207-78 Сопротивление усталости. Основные термины, определения и обозначения – М.: Изд-во стандартов, 1978. – 48 с.
- Беженов С.А., Беженов А.И., Коцюба В.Ю., Пахолка С.Н. К вопросу оценки характеристик сопротивления усталости конструкционных материалов //Вестник двигателестроения. – 2004. – № 4. – С. 66-71.
- Беженов С.А. Некоторые аспекты определения характеристик сопротивления усталости конструкционных материалов // Aims for future of engineering science: VI Int. sci. forum (Hong-Kong, March 23-30). – Proceedings: Gaudeamus, 2005. – P. 135-140.
- Беженов С.А., Беженов А.И. К вопросу геометрической и энергетической интерпретации параметров диаграммы многоцикловой усталости // Вестник двигателестроения. – 2006. – № 1. – С. 45-52.
- ГОСТ 25.502-79 Методы механических испытаний металлов. Методы испытания на усталость – М.: Изд-во стандартов, 1980. – 32 с.
- Иванова В.С., Терентьев В.Ф. Природа усталости металлов. – М.: Металлургия, 1975. – 456

с.

- ГОСТ 25.504-82 Расчеты испытания на прочности. Методы расчета характеристик сопротивления усталости М.: Изд-во стандартов, 1982. – 182 с.
- 9. Вагапов Р.Д. Вероятностно-детерминистская механика усталости. М.: Наука, 2003. 254 с.
- Яковлева Т.Ю. Локальная пластическая деформация и усталость металлов. – К.: Наукова думка, 2003. – 236 с.

Поступила в редакцию 26.05.2008

Наведено результати досліджень титанових сплавів різних класів в умовах багатоциклової втоми. Запропоновано методику прискореного визначення характеристик опору втомі досліджених матеріалів.

The results of investigation of the Ti-alloys of different classes under high-cycle fatigue conditions have been presented. The method of rapid determination of the fatigue resistance characteristics of materials investigated has been suggested.

УДК 539.4

Н. Г. Бычков, А. Р. Лепешкин, А. В. Першин

МЕТОДИКА ИСПЫТАНИЙ ЛОПАТОК ТУРБИН ГТД И МОДЕЛЕЙ ЖАРОВЫХ ТРУБ С КЕРАМИЧЕСКИМИ ТЗП НА ТЕРМИЧЕСКУЮ УСТАЛОСТЬ

Разработана расчетно-экспериментальная методика испытаний лопаток турбин ГТД и моделей жаровых труб камер сгорания ГТД с керамическими теплозащитными покрытиями на термическую усталость с использованием высокочастотного индукционного нагрева. Приведены результаты исследований нестационарного теплового состояния с применением тепловизионной системы и термоусталостных испытаний рабочих лопаток и моделей жаровых труб с керамическими теплозащитными покрытиями.

1 Формулирование проблемы

 1.1 Постановка проблемы и ее связь с научнопрактическими задачами

Для обеспечения работоспособности высокоэффективных авиационных газотурбинных двигателей (ГТД) и установок (ГТУ) новых поколений необходимо совершенствование систем охлаждения, создание новых жаропрочных материалов, а также улучшение защиты деталей высокотемпературного тракта ГТД с помощью теплозащитных и жаростойких покрытий [1-3, 5-8, 10].

Совершенствование системы внутреннего теплоотвода превращает детали в теплообменники и сопровождается ростом термонапряженности и снижением термоциклического ресурса. Широко используемые в настоящее время жаропрочные материалы на никелевой основе обычно работают в ГТД на предельно допустимых температурах. Повышение температуры газа можно допустить только в случае принятия мер по ограничению тепловых потоков через стенку детали. Существенного снижения тепловых потоков от газа к стенке основного материала детали можно добиться либо хорошо организованным заградительным охлаждением без эжектирования, либо нанесением на поверхность самых нагреваемых участков детали теплозащитных покрытий (ТЗП). В последние годы активизировались работы по внедрению керамических ТЗП на деталях высокотемпературного газового тракта ГТД.

Наиболее эффективная защита материала детали от теплового потока с помощью ТЗП происходит в случае использования керамических покрытий на основе диоксида циркония ZrO₂ [1, 2]. Однако весьма проблематичны вопросы термоциклической долговечности, поскольку сопротивление разрушению этих покрытий при растяжении очень низкое, а при термоциклировании обычно возникают знакопеременные термоциклические нагрузки.

Эффективность теплозащиты покрытий и их со-© Н. Г. Бычков, А. Р. Лепешкин, А. В. Першин, 2008 противление термической усталости зависит не только от теплофизических свойств, но и от технологии нанесения покрытия.

Среди множества технологий нанесения покрытий лучшую теплозащиту при высоком сопротивлении термической усталости обеспечивает электронно-лучевой метод.

1.2 Постановка задачи исследования

В настоящее время для исследования циклической долговечности ТЗП в процессе их разработки применяется радиационный нагрев с малой скоростью (менее 20 К/с), что не соответствует реальным рабочим условиям. При таких малых скоростях нагрева термические напряжения практически отсутствуют, а основным повреждающим фактором является окисление подслоя, ведущее к сколу покрытия. Фактически эти испытания представляют собой испытания на жаростойкость при изменяющихся температурах.

В реальных условиях скорость изменения температуры детали составляет 100÷200 К/с. При этом возникают циклические термические напряжения и деформации основного материала, сопровождаемые знакопеременными нагрузками. Результаты испытаний деталей с ТЗП на термоусталость могут значительно отличаться от результатов испытаний на циклическую жаростойкость, полученных разработчиками при малой скорости изменения температуры. Поэтому при создании ТЗП необходимо проводить исследования его термостойкости в паре с защищаемым материалом в условиях высокой скорости нагрева и охлаждения. Испытания в газодинамическом потоке дороги и длительны. Существенно дешевле и оперативнее использовать высокочастотный индукционный нагрев [3, 4, 9].

Процесс высокочастотного нагрева включает не только индукционный нагрев токопроводящих материалов, но и диэлектрический нагрев диэлектриков, к которым относятся и керамические материалы. Динамика нагрева покрытия и основного материала зависит от электрофизических и теплофизических свойств материала, его объема, условий охлаждения, интенсивности нагрева объекта, диэлектрических свойств керамического покрытия и частоты тока, на которой производится нагрев. Расчетное моделирование условий нагрева детали с керамическим ТЗП проработано недостаточно по сравнению с тепловыми расчетами деталей, работающих в газодинамическом потоке.

Более достоверные результаты о температурном состоянии деталей с керамическим ТЗП при нагреве их в высокочастотном электромагнитном поле и об их термостойкости могут быть получены после экспериментальных исследований. Для создания задела, необходимого для разработки расчетных методов определения термонапряженного состояния деталей с ТЗП при их нагреве в высокочастотном электромагнитном поле и для экспериментальной оценки термоциклической долговечности деталей с ТЗП, в данной работе поставлена задача по разработке методики испытаний лопаток и моделей других деталей с ТЗП на основе двуокиси циркония.

1.3 Цель испытаний

Цель испытаний – проведение экспериментальных исследований по определению температурного состояния лопаток и моделей с ТЗП из диоксида циркония при высокочастотном индукционном нагреве и сравнение термоциклической долговечности деталей с теплозащитным покрытием и без него.

2 Методика и результаты исследований

Термоциклические испытания лопаток с ТЗП и моделей охлаждаемых деталей проводились при индукционном высокочастотном нагреве объекта на частоте 440 кГц по разработанной методике на установке [4] с высокочастотным ламповым генератором ВЧГ-10/0,44.

Для проведения сравнительных термоциклических испытаний рабочая поверхность моделей жаровых труб из листового жаропрочного сплава толщиной 1,0 мм с предварительно проделанными перфорационными отверстиями подвергалась пескоструйной обработке электрокорундом и последующему нанесению двух вариантов керамического теплозащитного покрытия (ТЗП) с наличием промежуточного жаростойкого соединительного слоем и без него [5].

Теплозащитный эффект от керамического ТЗП составляет 100÷150 °С для условий эксплуатации.

На рис. 1 показан фрагмент модели охлаждаемой детали (модель жаровой трубы с ТЗП), установленный внутри индуктора, подключенного к электрошинам ВЧГ4-10/0,44. Внутрь образца подается воздух с заданным расходом и давлением. Такая схема обеспечивает возможность воспроизведения на модели эксплуатационных полей температур и термических напряжений и экспериментального определения термоциклической долговечности моделей секции жаровой трубы с различными вариантами теплозащитных покрытий и без них. Расход охлаждающего воздуха контролировался с помощью расходомера и составлял 12 г/с. Управление температурой осуществлялось с помощью хромельалюмелевой (ХА) термопары диаметром 0,2 мм. Температурное состояние поверхности ТЗП на рабочем участке контролировалось тепловизором фирмы «Agema».



Рис. 1. Схема фрагмента детали с покрытием и охлаждающим покрытием:

 покрытие, 2 – металл изделия, 3 – направление потока охлаждающего воздуха в отверстии, d – диаметр отверстия

Термоциклические испытания лопаток и моделей с теплозащитными керамическими покрытиями при использовании высокочастотного индукционного нагрева позволили снизить длительность испытаний и их затрат и получить экспериментальную оценку долговечности керамических покрытий с учетом их нестационарного теплового и термонапряженного состояний.

Расчетные исследования уточняют тепловое и термонапряженное состояния теплозащитных керамических покрытий на охлаждаемых лопатках и моделях при высокочастотном индукционном нагреве.

Исходными данными в проведенных расчетах являлись электрофизические, теплофизические и прочностные свойства керамических покрытий и материала охлаждаемых деталей, характеристики стендовых режимов нагрева и охлаждения и параметры испытательного термоцикла.

Расчеты с использованием метода конечных элементов в системе ANSYS (версия 7.0) позволили с учетом распределения теплового потока от индуктора между покрытием из диоксида циркония и металлом охлаждающего изделия при частоте индукционного тока 440 кГц исследовать нестационарное тепловое состояние покрытия и охлаждаемого изделия с учетом параметров испытательного термоцикла.

В математическом моделировании теплового состояния керамических покрытий учитывалась специфика электрофизических свойств диоксида циркония. В частности, с ростом температуры диэлектрическая проницаемость, тангенс угла диэлектрических потерь и электропроводность увеличиваются. В целом керамическое покрытие в испытательном термоцикле нагревалось как за счет теплопередачи от металла детали, так и за счет диэлектрического нагрева.

Из проведенных расчетов нестационарного теплового и термонапряженного состояний моделей охлаждаемых деталей с теплозащитными керамическими покрытиями следует (рис. 2), что в конце нагрева температура наружной поверхности керамического покрытия выше температуры металла и по толщине керамического покрытия. Перепады температуры зависят от коэффициента теплопроводности и толщины покрытия с учетом потерь тепла на поверхности покрытия в окружающую среду. В расчете потерь тепла учитывался конвективный теплообмен и теплообмен излучением с учетом максимальной экспериментальной температуры неохлаждаемых пластин индуктора 300 °C в конце нагрева в первой части термоцикла.

При частоте 440 кГц расчетное распределение



Рис. 2. Расчетные распределения теплового (*a*) и термонапряженного (б) состояний фрагмента детали с покрытием в области охлаждающего отверстия в конце нагрева

высокочастотной электромагнитной энергии на образце из сплава на никелевой основе с ТЗП из диоксида циркония, с учетом соотношений разогреваемых масс основного материала из жаропрочного сплава и покрытия, а также их электро- и теплофизических свойств и условий охлаждения, составляет для металла и покрытия примерно 80 % (ВЧэнергия выделяется в металле образца) и 20 % (ВЧэнергия выделяется в керамическом покрытии из диоксида циркония).

По результатам конечно-элементных расчетов в этих условиях при скорости нагрева 100 К/с была получена на наружной поверхности модели детали с ТЗП, контактирующей с окружающей средой, температура примерно на 60÷80 °C выше, чем на границе перехода металл-ТЗП, т.е. имитируется температурное состояние изделия в эксплуатации. При этом на поверхности металла наблюдались сжимающие термонапряжения 100 МПа и растягивающие термонапряжения 30÷35 МПа со стороны керамического ТЗП.

Для экспериментальной проверки этого теплового состояния проводилось бесконтактное измерение температуры поверхности модели с теплозащитным покрытием на основе ZrO₂ с помощью тепловизора Agema 782 SW, работающего в спектральном диапазоне 3÷5,6 мкм. Предварительно при нагреве модели в электропечи были получены опытные данные о степени черноты образца с ТЗП и без него, которые представлены на рис. 3 и использовались для тепловизионных измерений.



Рис. 3. Значения степени черноты детали с ТЗП и без него: 1 – жаропрочный сплав, 2 – покрытие

Значения степени черноты для образца с покрытием при температурах примерно 850÷900 °С, близких к пиковым в цикле, равны примерно 0,55; а для детали из жаропрочного сплава без покрытия, их величина составляет примерно 0,8 (рис. 3).

При исследованиях температурного состояния

детали с покрытием в течение термоцикла оптическая доступность объекта обеспечивалась небольшим отверстием, просверленным в индукторе, через которое сканировался участок поверхности (рис. 4).

Запись термоизображений при циклических испытаниях производилась на ПК типа «Pentium-3» с частотой 3÷5 кадров в секунду. Для оцифровки аналогового сигнала тепловизора использовалась плата АЦП фирмы L-card модель L-783. Записывался полный цикл (от начала разогрева образца до остывания), но в обработке использовались кадры вблизи пикового значения температуры. На рис. 5 приведено термоизображение части детали с ТЗП при высокочастотном нагреве в момент максимальной температуры.



Рис. 4. Испытания охлаждаемой детали с керамическим ТЗП: 1 – индуктор, 2 – деталь



Рис. 5. Термограмма участка керамического покрытия детали

При обеспечении эксплуатационной температуры поверхности металла и воспроизведении эксплуатационного перепада температуры по толщине стенки охлаждаемой детали в указанных стендовых условиях воспроизводятся термонапряжения в соединении металла с керамикой, близкие к эксплуатационным.

В момент реализации пиковой температуры (рис. 5) показание контрольной термопары на детали (расположенной в поле зрения тепловизора по нижней кромке термоизображения) примерно на 60÷70 °С ниже, чем температура наружного слоя покрытия (вблизи термопары). Температура ТЗП и подслоя регистрировались тепловизором одновременно. Выполненные экспериментальные исследования и измерения температуры детали с ТЗП с помощью тепловизора при термоциклировании подтвердили расчетную величину перепада температуры по толщине покрытия.

Таким образом результаты подтвердили возможность моделирования в лабораторных условиях на установке с высокочастотным нагревом термонапряженного состояния деталей горячей части газового тракта ГТД (камер сгорания, лопаток турбины и т.д.), наблюдаемого при омывании их высокотемпературным газовым потоком в условиях эксплуатации.

Варьируя расход воздуха, подаваемого для охлаждения, мощность ВЧГ и толщину стенки, можно изменять температурный перепад на керамическом покрытии в широких пределах.

Результаты испытаний на термоусталость рабочих лопаток турбин ГТД при термоциклировании по режиму Т_{min}↔Т_{max} 350↔(900-1000) °С показали, что термоциклическая долговечность лопаток с керамическим ТЗП, нанесенным по электронно-лучевому методу, возросла в среднем в 3,4 раза по сравнению с лопатками из жаропрочного никелевого сплава без покрытия.

Результаты испытаний на термоусталость моделей жаровых труб при термоциклировании по режиму $T_{min} \leftrightarrow T_{max} 350 \leftrightarrow 900$ °C показали, что термоциклическая долговечность моделей с трехслойным покрытием толщиной $h = 320 \div 520$ мкм возросла приблизительно в 2,7 раза по сравнению с моделями без покрытия.

Выводы и перспективы дальнейших исследований

Проведенные исследования подтвердили возможности воспроизведения при высокочастотном индукционном нагреве температурного и термонапряженного состояний рабочих лопаток с ТЗП, соответствующего условиям эксплуатации. Испытания рабочих лопаток турбин ГТД и моделей жаровых труб с теплозащитными керамическими покрытиями на термическую усталость с использованием индукционного нагрева позволили быстро и экономично получить экспериментальную оценку их долговечности. Направлением дальнейших исследований являются: сравнение результатов оценки термоциклической долговечности охлаждаемых деталей при газовом и высокочастотном индукционном нагреве.

Разработанную методику испытаний можно применять для оценки термоциклической долговечности изделий с ТЗП в различных отраслях машиностроения.

Перечень ссылок

- Абраимов Н.В. Высокотемпературные материалы покрытия для газовых турбин. М.: «Машиностроение». – 1993. – 336 с.
- Тамарин Ю.А., Качанов Е.Б., Жерздев С.В. Теплофизические свойства конденсированного керамического слоя ZrO₂-M_xO_y электроннолучевых теплозащитных покрытий // Авиационная промышленость. – 1999. – № 3. – С. 33-37.
- Патент. № 2259548 Россия. Способ испытаний деталей с теплозащитным покрытием на долговечность. ЦИАМ / Н.Г. Бычков, А.Р. Лепешкин, А.В. Першин. Бюл. № 24. – 2005.
- Установка для испытаний лопаток турбомашин на термомеханическую усталость. ЦИАМ /Н.Г. Бычков, А.Р Лепешкин., А.В. Першин. Бюл. № 11.

- 2005.

- Бычков Н.Г., Лепешкин А.Р., Першин А.В., Мубояджян С.А., Головкин Ю.И., Рекин А.Д., Лукаш В.П. Исследование влияния технологических особенностей нанесения ТЗП на термоциклическую долговечность жаропрочных материалов // Новые материалы и технологии НМТ-2004. Тезисы докладов Всероссийской научнотехнической конференции. – Т. 2. – М.: МАТИ. 2004. – С. 120-121.
- Хокинг М., Васантасри В., Сидки П. Металлические и керамические покрытия М.: Мир. 2000. – 516 с.
- Бычков Н.Г., Лепешкин А.Р., Першин А.В., Петров Е.В., Быков Ю.Г. Экспериментальная оценка эффективности ремонтных технологий охлаждаемых лопаток ГТД с жаростойкими покрытиями при испытаниях на термоусталость с индукционным нагревом // Вестник двигателестроения. 2006.– № 2.– С. 143-146.
- Зеленый Ю.А., Придорожный Р.П., Борисов В.С. Оценка эффективности теплозащитного покрытия на лопатке соплового аппарата турбины // Вестник двигателестроения, 2003. – № 2. – С. 88-91.
- Патент № 2122297 Россия. Индуктор для нагрева деталей сложной формы. ЦИАМ / Н.Г. Бычков, А.Р. Лепешкин, А.В. Першин. Бюл. № 3. – 1998.
- Патент № 2259481 Россия. Лопатка турбины. ЦИАМ / Н.Г. Бычков, А.Р. Лепешкин, А.В. Першин, В.П. Почуев. – 2005. – Бюл. № 24.

Поступила в редакцию 04.05.2008

Розроблено розрахунково-експериментальну методику випробувань лопаток турбін ГТД і моделей жарових труб камер згоряння ГТД із керамічними теплозахисними покриттями на термічну втому з використанням високочастотного індукційного нагріву. Наведено результати досліджень нестаціонарного теплового стану із застосуванням тепловізійної системи й термовтомлених випробувань робочих лопаток і моделей жарових труб з керамічними теплозахисними покриттями.

The calculating-experimental method of tests of GTE turbine blades and models of heat pipes of GTE combustion chambers with ceramic heat-shielding coverings at thermofatige using induction heating has been developed. The results of investigations of a non-stationary thermal state by thermovisual system and thermofatige tests of blades and models of heat pipes with ceramic heatshielding coverings are presented.

УДК 669-41:669.14.218.296:621.763

С. Б. Беликов, А. С. Лавренко, В. Е. Ольшанецкий, С. И. Гоменюк, С. Н. Гребенюк

ОЦЕНКА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННЫХ СОСТОЯНИЙ В ЖАРОПРОЧНОМ КОМПОЗИЦИОННОМ МАТЕРИАЛЕ МАТРИЦА (12X18Н10Т) – ВОЛОКНА (ВР27-ЗВП) ДЛЯ РАЗНЫХ СХЕМ ЛИНЕЙНОГО АРМИРОВАНИЯ

Методом конечных элементов выполнены расчеты по оценке напряженно-деформированного состояния в пластинах жаропрочного металлокомпозита с хромоникелевой матрицей, линейно армированной вольфраморениевыми волокнами, при различных схемах защемления и углах армирования образцов.

Многочисленные исследования композиционных материалов, например [1], показывают, что уровень их физико-механических свойств (прочность, теплопроводность, термическое расширение и др.) может быть задан уже в процессе формирования композиции путем целенаправленного армирования. Однако, в опубликованных работах, посвященных исследованию свойств жаропрочных композиционных материалов, имеются, в основном, сведения о прочностных характеристиках. Данные же о других важных свойствах (например, теплофизических) крайне ограничены. В связи с этим, цель данной работы заключалась в расчетной оценке термических деформаций металлокомпозитов с хромоникелевой матрицей и вольфраморениевыми волокнами с целью прогнозирования возможного использования полученных результатов при проектировании различных объектов ракетно-космической техники.

Определение напряженно-деформированного состояния композиционных материалов связано со значительными математическими трудностями, обусловленными необходимостью учета анизотропных свойств материала. Это ограничивает применение аналитических методов решения. Одним из наиболее эффективных численных методов, позволяющим рассчитывать конструкции сложной конфигурации является метод конечных элементов (МКЭ).

Напряжения, обусловленные перемещениями и температурой, для композиционного материала запишутся в виде [1]:

$$\sigma^{ij} = \sigma^{ij}_{(y)} - \sigma^{ij}_{(T)}, \qquad (1)$$

где $\sigma_{(y)}^{ij} = C^{ijkl} \varepsilon_{kl}$ – упругая составляющая тензора напряжений;

 $\sigma_{(T)}^{ij} = C^{ijkl} \alpha_{kl} \Delta T$ – температурная составляющая тензора напряжений;

 ε_{kl} – компоненты тензора деформаций;

© С. Б. Беликов, А. С. Лавренко, В. Е. Ольшанецкий, С. И. Гоменюк, С. Н. Гребенюк, 2008

 ΔT – изменение температуры;

В системе координат армирования тензор коэффициентов температурного расширения определяется тремя главными коэффициентами температурного расширения α₁₁, α₂₂, α₃₃ и имеет вид:

$$\begin{cases} \alpha_{11} & 0 & 0 \\ 0 & \alpha_{22} & 0 \\ 0 & 0 & \alpha_{33} \end{cases}.$$
 (2)

Коэффициент температурного расширения α₁₁ однонаправленного композиционного материала вдоль оси волокон (продольный коэффициент температурного расширения) определяется по формуле [2]:

$$\alpha_{11} = \alpha_m - (\alpha_m - \alpha_f)[((1 - \mu_m)E_fV_f - (1 - \mu_f)(E_1 - V_mE_m))/((\mu_m - \mu_f)E_1)], \quad (3)$$

где α_{*m*} – коэффициент температурного расширения материала матрицы;

α_f – коэффициент температурного расширения материала волокон;

E_m – модуль упругости материала матрицы;

E_f – модуль упругости материала волокон;

μ_{*m*} – коэффициент Пуассона материала матрицы;

µ_f – коэффициент Пуассона материала волокон;

V_m – объемная доля матрицы;

*V*_f – объемная доля волокон;

E₁ – продольный модуль упругости, вычисляе-

– 151 –

мый по формуле:

$$E_1 = E_f V_f + E_m V_m. \tag{4}$$

Коэффициенты температурного расширения α_{22} и α_{33} однонаправленного композиционного материала перпендикулярно оси волокон определяются соотношением [2]:

$$\alpha_{22} = \alpha_{33} = \alpha_m + (\alpha_m - \alpha_{11})\mu_{12} - (\alpha_m - \alpha_f)(1 + \mu_f)[(\mu_m - \mu_{12})/(\mu_m - \mu_f)], \quad (5)$$

здесь $\mu_{12} = \mu_f V_f + \mu_m V_m$ – коэффициент Пуассона.

Тензор упругих постоянных C^{ijkl} определяется на основе упругих постоянных композиционного материала [2], вычисленных в системе армирования согласно правилу смесей [3]. Продольный модуль упругости в системе координат армирования (рис. 1) рассчитывается по формуле (4).



Рис. 1. Элемент композита в системе координат армирования и местной системе координат

Поперечные модули упругости *E*₂ и *E*₃ определяются соотношениями:

$$E_{2} = E_{3} = \frac{E_{f}E_{m}}{V_{f}E_{m} + V_{m}E_{f}}.$$
 (6)

В системе армирования модули сдвига *G*₁₂ и *G*₁₃ принимают вид:

$$G_{12} = G_{13} = \frac{G_f G_m}{V_m G_f + V_f G_m},$$
(7)

$$G_{23} = G_m \frac{K_m + V_f + V_m \frac{G_m}{G_f}}{V_m K_m + (1 + V_f K_m) \frac{G_m}{G_f}},$$
 (8)

где $K_m = 3 - 4\mu_m$.

Рассмотрим традиционный подход построения разрешающих уравнений МКЭ на основе вариации полной потенциальной энергии системы:

$$\delta \Pi = \delta W - \delta A. \tag{9}$$

Запишем вариацию энергии упругой деформации:

$$\delta W = \iiint_V \sigma^{ij} \delta \varepsilon_{ij} dv.$$
(10)

Вариация работы внешних сил при отсутствии объемных составляющих представляется следующим образом:

$$\delta A = \iint_{S} F^{i} \delta u_{i} ds. \tag{11}$$

Учитывая соотношение (1) и (11) и зависимость постоянных материала от температуры, выражение для вариации полной потенциальной энергии системы (9) запишем в виде:

$$\delta \Pi = \iiint_{V} C^{ijkl}(T) \varepsilon_{kl} \delta \varepsilon_{ij} dv -$$
$$- \iiint_{V} C^{ijkl}(T) \alpha_{kl}(T) T \delta \varepsilon_{ij} dv - \iint_{S} F^{i} \delta u_{i} ds. \quad (12)$$

Для построения разрешающих уравнений воспользуемся вариационным принципом Лагранжа, согласно которому:

$$\delta \Pi = 0. \tag{13}$$

Первое слагаемое в выражении (12) служит основой формирования матрицы жесткости конечного элемента $[K^{ph}(T)]$. Тогда можно записать:

$$\iiint_{V} C^{ijkl}(T)\varepsilon_{kl}\delta\varepsilon_{ij}dv = K^{ph}(T)u_{p}\delta u_{h}.$$
 (14)

Второе слагаемое представляет собой вектор дополнительной температурной нагрузки:

$$\iiint_{V} C^{ijkl}(T) \alpha_{kl}(T) T \delta \varepsilon_{ij} dv = Q^{h}(T) \delta u_{h}.$$
(15)

И последнее слагаемое в выражении (12) является вектором силовых нагрузок:

$$\iint_{S} F^{i} \delta u_{i} ds = P^{h} \delta u_{h}.$$
 (16)

Принимая во внимание соотношения (14), (15) и (16), соотношение (13) можно записать в следующем виде:

$$\left[K^{ph}(T)u_{p} - Q^{h}(T) - P^{h}\right]\delta u_{h} = 0.$$
(17)

- 152 -

Поскольку вариация перемещений не равна нулю, ему должно быть равно выражение в скобках, представляющее собой систему разрешающих уравнений термоупругости для композиционного материала:

$$K^{ph}(T)u_p = Q^h(T) + P^h.$$
 (18)

Таким образом, учитывая зависимость постоянных материала от температуры, получаем в общем случае систему нелинейных уравнений. Разобьем весь диапазон температур T на интервалы ΔT_I :

$$T = \sum_{l=1}^{n} \Delta T_l. \tag{19}$$

Считая, что в каждом интервале упругие и температурные характеристики материала являются постоянными, приходим для каждого интервала к системе линейных алгебраических уравнений:

$$K^{ph}(\Delta T_l)u_p(\Delta T_l) = Q^h(\Delta T_l) + P^h.$$
(20)

Значения перемещений, напряжений и деформаций при температуре *T* определяются формулами:

$$u_{p}(T) = \sum_{l=1}^{n} u_{p}(\Delta T_{l}),$$

$$\sigma^{ij}(T) = \sum_{l=1}^{n} \sigma^{ij}(\Delta T_{l}),$$
(21)

$$\varepsilon_{km}(T) = \sum_{l=1}^{n} \varepsilon_{km} (\Delta T_l).$$

Данная методика реализована для PC IBM вычислительного комплекса «МІРЕЛА» [4].

Таблица 1

Определено напряженно-деформированное состояние однослойной композиционной консольной пластины при воздействии температуры (рис. 2).

Размеры плиты: ширина – a = 0,1 м, длина – b = 0,22 м, толщина – t = 0,01 м. Материал матрицы – 12X18H10T, материал армирующих волокон – ВР27-ЗВП. Диаметр волокон $d_f = 3 \times 10^{-4}$ м, объемное содержание волокон – 23 %. Коэффициент Пуассона для волокон принят $\mu_f = 0,3$; для материала матрицы – $\mu_m = 0,35$. В рассматриваемом диапазоне температур T = 20-700 °С модуль упругости и коэффициент температурного расширения как матрицы, так и волокон изменяются в зависимости от температуры. Для рассматриваемого диапазона температур эти данные приведены в таблице 1.



Рис. 2. Консольная пластина

Распределение перемещений в пластине при различных углах армирования φ в направлении ее длины представлены на рис. 3-7.

T. ℃	BP27	-3ВП	12X18H10T		
1, C	<i>E</i> ·10 ⁵ , МПа	$\alpha \cdot 10^{-6}, K^{-1}$	$E \cdot 10^5$, МПа	$\alpha \cdot 10^{-6}, \mathrm{K}^{-1}$	
20	3,88	-	2,05	-	
100	3,85	6,07	2,02	16,6	
200	3,82	5,87	1,97	17,0	
300	3,77	5,81	1,90	17,2	
400	3,73	5,80	1,81	17,5	
500	3,69	5,78	1,73	17,9	
600	3,64	5,76	1,60	18,2	
700	3,58	5,78	1,50	18,6	



Lx z

Рис. 3. Перемещение в направлении длины образца при φ = 0 ° (здесь и далее (по тексту и на рисунках) размерность результатов измерений соответствует стандарту СИ)



L.z

Рис. 4. Перемещение в направлении длины образца при $\phi = 30^{\circ}$





Рис. 5. Перемещение в направление длины образца при ф= 45 °



	+1.Z178-10
	+1.0438-10
	+8.6948-11
	+6.9558-11
1	+5.2168-11
	+3.4778-11
	+1.7398-11
	+0.0D03+00

X.z

Рис. 6. Перемещение в направление длины образца при ϕ = 60 $^\circ$





Рис. 7. Перемещение в направление длины образца при $\varphi = 90^{\circ}$



Рис. 8. Нормальные напряжения в направлении длины образца в зависимости от температуры при $\varphi = 45$ ° и $\varphi = 90$ °

Распределение перемещений и напряжений в пластине при различных углах армирования φ в направлении ее длины представлены на рис. 10-20.

Таким образом, характер распределения максимальных температурных напряжений, возникающих в рассматриваемом композиционном материале, в диапазоне температур T = 20-700 °C близок к линейному.

Определено напряженно-деформированное состояние квадратной однослойной композиционной консольной пластины при воздействии температуры. Плита защемлена по всему периметру, как показано на рис. 9.

Выводы

Анализ результатов расчета пластины при разных температурных режимах и краевых условиях показывает, что характер распределения максимальных температурных напряжений, возникающих в рассматриваемом композиционном материале, в диапазоне температур T = 20-700 °C близок к линейному. Сгущение конечно-элементной сетки привело к незначительному изменению результатов, что может свидетельствовать о достоверности полученных результатов.

Таким образом, предлагаемая конечно-элементная методика расчета напряженно-деформированного состояния композиционных материалов, базирующаяся на применении макроподхода, может применяться на практике для расчета реальных инженерных конструкций.



Рис. 10. Перемещение в направлении толщины образца при ф = 0 ° (показано с коэффициентом усиления)



Z.X

Рис. 11. Перемещение в направлении, перпендикулярном расположению волокон при ϕ = 0 $^\circ$





Рис. 12. Напряжение σ_{22} при $\phi = 0$ °



+1.	1688+0Z
48.	2409+01
+5.	10+8400
+1.	6688+D1
-1.	£688401
-6.	0048+01
-8.	3408+0L
-1.	1008+0Z



Рис. 13. Напряжение σ_{23} при $\phi = 0^{\circ}$



+3.1198+0Z
42.647840Z
42.175840Z
+1.7058+02
+1.2948+02
47.6258+DL
4E.9138+01
-1.7998401



Рис. 14. Напряжение σ_{33} при $\phi = 0$ °



Рис. 15. Перемещение в направлении толщины образца при $\phi = 22,5$ ° (показано с коэффициентом усиления)

Конструкционные материалы





Рис. 18. Перемещение в направлении толщины образца при $\phi = 45^{\circ}$ (показано с коэффициентом усиления)

z.ř





Перечень ссылок

- Волоконные композиционные материалы: Пер. с англ. /Под ред. Белова А.Ф. – М.: Металлургия. – 1978. – 240 с.
- Киричевский В.В., Сахаров А.С. Нелинейные задачи термомеханики конструкций из слабосжимаемых эластомеров. – Киев: Будівельник,

1992. – 216 c.

- Композиционные материалы. Справочник // Под общ. ред. Д.М. Карпиноса. – К.: Наук. думка, 1985. – 592 с.
- Метод конечных элементов в вычислительном комплексе «МІРЕЛА+». Киричевский В.В., Дохняк Б.М., Козуб Ю.Г., Гоменюк С.И., Киричевский Р.В., Гребенюк С.Н. – К.: Наук. думка, 2005. – 416 с.

Поступила в редакцию 12.05.2008

Методом скінчених елементів виконано розрахунки щодо оцінки пружно-деформованого стану у пластинах жароміцного металокомпозиту із хромонікелевою матрицею, лінійно армованою вольфраморенієвими волокнами, та різними схемами защемлення і кутами армування зразків.

The method of finite elements is used for evaluation of the tense deformed state in plates of heatproof metalic composite with Cr-Ni matrix, reinforced with W-Re fibres, at the different schemes of jamming and angles of sample reinforcement.

УДК 621.891:669.018.44

Л. И. Ивщенко, А. Я. Качан

ИЗНАШИВАНИЕ ЖАРОПРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ВИБРАЦИЯХ

В работе рассматриваются основные закономерности изнашивания деталей горячей части газотурбинных двигателей. Предложен комплексный подход к решению поставленных задач, заключающийся в исследовании трибологических процессов как в лабораторных условиях, так и на натурных объектах.

Для современных энергетических установок и, в частности, авиационных двигателей ресурс определяется долговечностью наиболее ответственных деталей горячей части, таких как диски, рабочие и сопловые лопатки турбины, срок службы которых во многом зависит от износа контактных поверхностей. Так, например, износ бандажных полок лопаток турбины на 0,5 мм вызывает почти десятикратное повышение вибрационных напряжений в пере лопатки, что может привести к усталостному разрушению последней и отказу двигателя в целом. Если же учесть, что только в одном рабочем колесе турбины таких лопаток может быть более 100 (в зависимости от конструкции двигателя), то вероятность отказа изделия при разрушении лопатки значительно повышается.

Особенностями узлов трения является их конструкция, кинематика взаимного перемещения контактных поверхностей, условия работы, включающие высокие, циклически меняющиеся температуры, характер приложения внешних нагрузок (наличие удара с последующим проскальзыванием, химическое воздействие газовой среды).

Из классификации узлов трения горячей части ГТД следует, что все детали подразделяются в основном на плоскостные (~ 40 %), корпусные (~ 20 %), детали типа диск, кольцо (~18 %), вал, ось (~ 12 %), прочие – 4 %. К группе плоскостных деталей следует отнести рабочие и сопловые лопатки турбины, у которых изнашиваются бандажные полки, а также хвостовики замковых соединений, установочные фланцы, дистанционные пластины и другие элементы, испытывающие высокие уровни вибраций. К корпусным деталям относятся корпуса сопловых аппаратов всех ступеней турбины, в которых интенсивному изнашиванию подвержены торцы передней фиксации лопаток.

Анализируя характер износных повреждений приходим к выводу, что в зависимости от состояния сопряжения контактирующих деталей (зазор, натяг) при повышенных температурах в зоне контакта протекают процессы схватывания, окисления и усталостные процессы. По мере увеличения температуры и напряженности узлов трения изменяется не только исходная структура, но и структура, образовавшаяся в результате сложной совокупности процессов трения. Изменения в структуре поверхностных слоев при контактном взаимодействии в условиях повышенных температур происходит в результате молекулярно-механического взаимодействия, пластической деформации и диффузионных процессов.

В литературных источниках рассматриваются различные механизмы изнашивания как в условиях повышенных температур, так и в газовой среде. Однако следует отметить, что достаточно основательно исследовано влияние внешних механических факторов нагружения сопряженных тел, среды, температуры, природы контактирующих материалов на развитие процессов при трении скольжения. Вместе с тем в литературе практически отсутствуют данные по закономерностям изнашивания в условиях динамического контактного нагружения. В особенности это относится к исследованию влияния качества поверхности на трибологические характеристики жаропрочных материалов.

Методология исследования физико-химической механики взаимодействия тел в трибосопряжениях горячей части ГТУ предусматривает: моделирование с помощью физических моделей; изучение закономерностей изнашивания материалов деталей пар трения как при раздельном, так и комплексном воздействии нагрузочных факторов, а также состояние их фрикционных характеристик посредством созданного специального оборудования; установление закономерностей изменения характеристик материалов в зоне контакта, структурных, фазовых превращений как в натурных деталях, так и в модельных условиях. Для проведения таких исследований необходимо: произвести анализ особенностей изучения трибологических характеристик жаропрочных материалов, эксплуатируемых в экстремальных условиях; определить диапазоны величин нагрузочных факторов, действующих в реальных трибоузлах, и разрабатывать комплекс экспериментальных установок; выбрать и доработать методы исследований качественных изменений в поверхностном слое контактирующих материалов.

Применяемый в исследованиях комплекс экспериментального оборудования [1] включает:

 газодинамический стенд ДКН-1, позволяющий моделировать кинематику перемещений, тепловое и напряженное состояние реальных трибоузлов, исследовать кинетику повреждаемости поверхностного слоя без снятия образцов с установки. Предназначен для опробования конструктивно-технологических способов повышения износостойкости деталей, а также осуществления экспресс-метода оценки работоспособности покрытий;

 газодинамический стенд ДКН-2 для исследования изнашивания при динамическом контактном нагружении, позволяющий изучать раздельное влияние параметров нагружения (амплитуды, давления в контакте, частоты, температуры, газовой среды) на трибологические характеристики материалов, а также производить испытания при программируемом изменении режимов нагружения;

- установку для исследования изнашивания при нормальном приложении нагрузки к образцам («чистый» удар) как при комнатных, так и повышенных температурах.

Вследствие специфики экспериментального оборудования разработаны методики определения нагрузочных параметров для каждой из установок. Предусмотрен контроль параметров, которые определяют протекание процессов разрушения поверхностного слоя (сила трения, нагрузка в контакте, частота и амплитуда колебаний, число циклов нагружения, температура, скорость газовой среды). Количественно повреждаемость оценивается величиной объема изношенного материала, а также максимальной глубиной повреждаемости методом профилографирования.

Проведены исследования влияния внешних факторов нагружения на износостойкость жаропрочных материалов, применяемых для изготовления деталей трибосопряжений горячей части ГТД. Исследования проведены при различных схемах контактного взаимодействия: в условиях без разрыва контакта; при ударе; при динамическом нагружении с разрывом контакта. Проведены также испытания износостойкости жаропрочных сплавов при программируемом изменении нагрузочных режимов в соответствии с разработанными принципами моделирования эквивалентных состояний трибологических пар [2].

Проведенные исследования позволили установить наиболее общие закономерности сопротивляемости изнашиванию сплавов на никелевой основе, в частности, в условиях без разрыва контакта установлено, что:

- характер зависимостей по влиянию внешних

параметров нагружения на интенсивность изнашивания подобен полученным ранее при исследованиях в условиях фреттинг-коррозии. Однако значения коэффициента интенсивности изнашивания (K_{jV}) отличаются по абсолютной величине. Поскольку эксперименты проводились при различных значениях нагрузок и амплитуд, то полученные экспериментальные результаты целесообразно было привести к одному критерию:

$$K_{jV} = \frac{J_V}{p A},$$

где J_V – интенсивность изнашивания, мм³/цикл;

p – нагрузка в контакте, H;

А – амплитуда взаимного перемещения образцов, мм;

 число циклов нагружения до появления равновесной шероховатости, определяющей переход от интенсивного износа к установившемуся, зависит в основном от пластичности материала и температуры, с повышением которых это число снижается и находится в пределах (0,08-0,2)10⁶ циклов для исследованных материалов. Следует отметить, что для сплавов типа ЖС продолжительность перехода от интенсивного износа к установившему несколько больше, чем для ХН77ТЮР (если судить по времени появления равновесной шероховатости). В этом случае, по-видимому, основную роль играет сдвиговая прочность молекулярных связей, являющаяся одним из наиболее существенных параметров, влияющих на установление равновесной шероховатости [3]. Кроме того, диссипация энергии в точках контакта сплава ХН77ТЮР будет меньше, следовательно, и период перехода меньше. В процессе приработки, когда перестраивается микрорельеф поверхности путем избирательного разрушения энергетически перегруженных микронеровностей, сохраняется в большей части те из них, которые обеспечивают минимум перехода части энергии упорядоченного процесса в энергию неупорядоченного;

- температура в зоне контакта является одним из существенно влияющих на трибологические характеристики факторов и проявляет себя в снижении интенсивности изнашивания. Зона температур, при которых происходит снижение коэффициента интенсивности изнашивания для сплава ХН77ТЮР выражена явно (в отличие от сплавов ЖСбУ и ВЖЛ-2), составляет величину порядка 450-500 °C. Исследования топографии изношенных поверхностей после испытаний при различных температурах показывает, что при температурах ниже 450-500 °C износ обусловлен усталостными и адгезионными процессами, а свыше – скоростью изнашивания управляет окисление.

Исследования изнашивания жаропрочных мате-

риалов при переходе от трения в условиях без разрыва контакта к взаимодействию при ударе показывают, что упорядоченная последовательность изнашивания полностью нарушается (рис. 1). При этом наиболее существенно влияющим на износостойкость фактором является энергия удара. С ее увеличением интенсивность изнашивания возрастает, подчиняясь зависимостям типа:

Для сплава ВЖЛ-2

при $t = 20 \text{ °C} - J_V = 2,56 \cdot 10^{-3} \text{ W}^2$ --1,15·10⁻⁶exp(W)+3,48·10⁻⁹/W+1,16·10⁻⁴ W; при $t = 600 \text{ °C} - J_V = 1/(-8,88 \cdot 10^7/\text{exp (W)})$ --2,07·10⁹ W²-2,6·10⁷ ln(W));

Для сплава ЖС6У

при t = 20 °С - $J_V = \ln(1/\exp(W)$ --0,49W²+0,99W); при t = 600 °С - $J_V = \exp(3,6\cdot10^4 W^2$ --6,92·10⁻²/W-1,41·10³ W), где J_V - интенсивность изнашивания, мм³/цикл;

W – энергия удара, Дж.

Повышение температуры испытаний до 600 °C вызывает снижение интенсивности изнашивания. С ростом энергии удара это снижение имеет тенденцию к увеличению. Более низкие значения интенсивности изнашивания обусловлены образованием на поверхностях контакта тонких оксидных пленок, служащих буферным слоем, замедляющим процесс передеформирования материала, а следовательно, и процесс «упрочнения-разупрочнения» и последующего разрушения материала.

С повышением температуры на поверхности контакта протекают два альтернативных процесса:

 разрушение оксидных поверхностных слоев (более хрупких, чем основной металл), образование которых интенсифицируется с повышением температуры. При достижении критической толщины эти слои откалываются, дробятся, способствуя увеличению износа;

- образование поверхностных пленок, обладаю-



Рис. 1. Влияние характера нагружения на трибологические характеристики сплавов

щих демпфирующей способностью и служащих барьером для передачи энергии, расходуемой на деформирование нижележащих слоев, вследствие чего контактная деформация уменьшается. Поскольку скорость окисления жаропрочных сплавов относительно невысокая, то «защитный» эффект оксидного слоя значительно выше, чем «разрушительный».

Сплав ВЖЛ-2 как в условиях комнатных температур, так и повышенных имеет интенсивность изнашивания более высокую, чем ЖСбУ, что, по-видимому, является следствием наличия в нем избыточной хрупкой карбидной фазы типа Ме₆С, которая склонна к более быстрому разрушению при жестком ударе. Присутствие в поверхностном слое хрупких фаз облегчает зарождение хрупких трещин, их развитие, благодаря чему снижается износостойкость при ударе [4, 5]. Этим можно объяснить тот факт, что в условиях без разрыва контакта интенсивность изнашивания исследованных сплавов имеет обратную последовательность (рис. 1). При взаимодействии без разрыва контакта твердая карбидная фаза выполняет функцию опорных площадок, снижая как абсолютную величину износа, так и интенсивность изнашивания. Поскольку в сплаве ЖС6У карбидной фазы типа Ме₆С образуется почти в 6-10 раз меньше, чем у сплава ВЖЛ-2, то интенсивность изнашивания его в условиях без разрыва контакта выше.

Как уже отмечалось выше, в условиях вибраций, т.е. при ударе с проскальзыванием, работают рабочие лопатки турбины, в которых наиболее интенсивно изнашиваются бандажные полки. Исследованиями их изнашивания показано, что:

- с увеличением наработки линейный износ меняет свой характер от монотонного возрастающего (наработка менее 1000 ч) до резкого увеличения. Такой характер определяется эволюцией нагрузочных параметров (амплитуды, давления в контакте) в сторону их ужесточения. При этом исследование топографии изношенных поверхностей полок лопаток, отработавших различное время в эксплуатации, позволяет выделить три характерных типа разрушения поверхности. Для первого типа характерно сравнительно равномерное изнашивание со следами в направлении скольжения (поперечными бандажной полке). На отдельных участках имеет место перенос материала. Третий тип характеризуется ямочным повреждением поверхности, образованием питтингов, типичным для разрушения по механизму контактной усталости. Второй тип разрушения контактирующих поверхностей является промежуточным между первым и третьим. Здесь наблюдаются вмятины, расположенные в направлении перемещения полок. Имеются участки со сравнительно гладким рельефом. Следует отметить, что все три типа изношенных поверхностей можно наблюдать и в начале наработки в эксплуатации, и в средней период, и в конце. Однако при этом меняется их распределение в процентном отношении, что может свидетельствовать об изменении состояния сопряженных полок, т.е. зазором или натягом между ними. В зависимости от характера сопряжения будут меняться нагрузка в контакте и ее характер приложения, амплитуда как колебаний (соударений), так и взаимного проскальзывания;

- в зависимости от наработки имеет место периодическое изменение характеристик качества поверхностного слоя, таких как микротвердость, структура, уг - фаза, параметр основного твердого раствора. Поскольку исследование влияния времени работы на изменение характеристик поверхностного слоя бандажных полок проводилось на серийных лопатках, снятых с различных двигателей, то, естественно, имел место большой разброс этих характеристик. Поэтому определение ведущих процессов изнашивания и их изучение в таких условиях затруднено. Однако можно предполагать, что изнашивание является результатом черелующихся процессов упрочнения и разупрочнения, протекающих в тонком поверхностном слое бандажных полок и сопровождающихся окислением поверхностей. Более полное распознавание причин изнашивания возможно в случае проведения лабораторных исследований в условиях, моделирующих процессы контактного взаимодействия в натурных трибосопряжениях

Проведение исследований в модельных условиях, в частности, при программируемом изменении нагрузочных режимов возможно при соблюдении основных принципов и критериев моделирования эквивалентных состояний трибологических пар:

 подобие нагрузочных режимов в модельных и натурных условиях (определяющими являются критерии Гука и Ньютона);

 подобие геометрических параметров (равенство отношений поверхностей теплоотдачи, равенство жесткостей и др.);

 подобие топографии изношенных поверхностей (равенство усредненных значений максимальных глубин повреждаемости, равенство количества повреждений на единицу площади и др.);

подобие структурных и фазовых превращений

в поверхностном слоев в процессе работы (равенство соотношений γr- фазы до и после наработки, отношение параметров основного твердого раствора);

- эквивалентность напряженных состояний;

- эквивалентность интенсивностей изнашивания;

 принцип суммирования повреждений (в предположении линейной гипотезы суммирования повреждений критерием является эквивалентность числа циклов нагружения).

Испытания износостойкости сплава ЖС6У и ВЖЛ-2 в условиях программируемого изменения нагрузочных режимов показали, что:

- интенсивность изнашивания при испытаниях в цикле «пуск-останов» в среднем в 1,8 раз выше, чем при испытаниях на усредненных установившихся режимах;

 трибологические характеристики испытываемых материалов более близки к полученным при испытаниях на натурных двигателях. Степень приближения определяется числом учитываемых параметров нагружения (сложностью программы);

 рассеивание значений интенсивности изнашивания почти на порядок меньше, чем при испытаниях на натурном двигателе.

Таким образом, предложенная методика исследований и проведенные исследования износостойкости жаропрочных материалов, работающих в условиях повышенных вибраций, дают возможность определить основные закономерности изнашивания, раскрыть механизм процесса, что позволяет целенаправленно разрабатывать мероприятия по повышению сопротивляемости изнашиванию натурных деталей ГТД.

Перечень ссылок

- Івщенко Л.Й., Андрієнко А.Г. Метод трибологічних випробувань за умов циклічного силового і температурного навантаження // Металознавство та обробка металів. – 1996. – № 3. – С. 62-65.
- Ивщенко Л.И. Принципы моделирования эквивалентных состояний трибосопряжений // Високі технології в машинобудуванні: збірник наукових праць ХДПУ. – Харків. – 1998. – Вип. 1. – С. 121-123.
- Крагельский И.В., Добычин М.Н., Комбалов В.С. Основы расчетов на трение и износ. – М.: Машиностроение, 1977. – 526 с.

В роботі розглянуто основні закономірності знБанувітням деталей чарячня актаний празивному зотурбінних двигунів. Запропоновано комплексний назавнов чирящення монтивнато в дослідженні трибологічних процест уме в лабораторних умовах, так і на натурних об'єктах. 5. Фридман Я.Б. Механические свойства матери-

Basic conformities of the law of wear of details of hot part of gas-turbine engines are considered. The complex approaches for decision of the problems, consisting in research of the problems, 2008 both in laboratory terms and on model objects, is offered.

УДК 620.22:669.15-198

О. А. Глотка, А. Д. Коваль

ВИКОРИСТАННЯ ВАЖКОТОПКОГО БРУХТУ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ FE-W ЛІГАТУРИ

Виготовлено лігатуру з використанням важкотопкого брухту, що містить в своєму складі приблизно 80 % (мас.) вольфраму. Досліджено структуру, хімічний склад, твердість окремих фаз та загальну твердість, визначені структурні складові експериментальних стопів. Вказану лігатуру планується використати для виготовлення інструментальних сталей.

При використанні легуючих елементів з високою температурою плавлення, у «чистому» вигляді, їх розчинення в рідкому стопі потребує великого часу. Феросплави з вмістом важкотопких елементів швидко розчиняються в стальній ванні завдяки вмісту в них заліза. Час розчинення при цьому скорочується зі збільшенням вмісту заліза в стопі [1].

Феровольфрам витоплюють з використанням вольфрамовмісних руд з додаванням стружки або окалини заліза. Для реакції відновлення вводять нафтовий або коксовий пек, гранульований феросиліцій чи порошкоподібний алюміній [2]. У відповідності з ГОСТом 17293-82 кількість вольфраму в стопах коливається в межах 65-80 % (мас.).

В останні роки ціна на легуючі елементи суттєво підвищилась, тому використання високолегованих сталей, до яких належать інструментальні сталі, обмежується. Аналіз ринку металопродукції показує, що коштовність феровольфраму коливається в межах 220-230 грн./кг [3, 4]. В той же час вартість важкотопкого брухту, що містить вольфрам, становить 55-80 грн./кг [5]. Отже, використання брухту із певнім вмістом легувального елемента суттєво знизить собівартість високовольфрамових інструментальних сталей, а також інших вольфрамовмістних стопів [6].

Метою роботи є виготовлення та дослідження Fe-W лігатури витопленої при використанні важкотопкого брухту, що містить вольфрам, та порівняння за якістю із феровольфрамовими стопами з метою використання такої лігатури для легування інструментальних сталей.

Матеріали та методика дослідження

Для виготовлення Fe-W лігатури використовувався важкотопкий брухт (системи W-Ni-Fe), що містить в своєму складі біля 80% (мас.) вольфраму [7] та технічно чисте залізо. Витоплення лігатури проводилось в печі ОКБ 862 на повітрі в графітовому тиглі, нагрівання здійснювали до повного розтоплення компонентів. Було витоплено 6 зливків масою по 200 грамів кожний, з вмістом брухту 30, 50 та 70 % (мас.) (по 2 плавки відповідно).

Дослідження мікроструктури проводили на мікроскопі МІМ-8М, обладнаного цифровою фотокамерою «Olympus». Зразки механічно по-лірували та травили в реактиві «Марблє» (100 мл HCl, 20 гр CuSO₄, 100 мл H₂O) впродовж 5-10 секунд.

Дослідження фазового складу стопів виконано на дифрактометрі ДРОН-1 у мідному випромінюванні з монохроматизацією дифракційних променів. Природу фаз визначали, порівнюючи експериментальні значення міжплощинних відстаней

 $d_{HKL} = \frac{d_{hkl}}{n}$ із табличними даними [8]. Похибка

при вимірюванні не перебільшувала 1,36·10⁻⁴ нм. Мікротвердість досліджувалась відповідно ГОСТ

9450-76 на приладі ПМТ-3 при навантаженні в 0,5 Н. Зразки для вимірювання мікро-твердості шліфували, полірували і травили так само, як і для дослідження мікроструктури.

Макротвердість вимірювали на твердомірі типу ТК-2 згідно з ГОСТ 9013-59 за шкалою «С» з попереднім навантаженням $P_0 = 100$ H, та основним навантаженням $P_1 = 1400$ H, одже загальне навантаження складає P = 1500 H, а похибка при вимірюванні не перевищує 1-2 одиниці.

Хімічний склад та мікроструктуру зразків досліджували з використанням растрового електронного мікроскопа JSM 6360 фірми JEOL (Японія), який оснащений системою рентгеноспектрального енергодисперсійного мікроаналізу (РСМА) JED 2200 при прискорювальній напрузі 15 кВ та силі струму зонда 4 нА у вторинних електронах. Кількість кожного елемента визначалась при порівнянні інтенсивностей випромінювання зразка з інтенсивністю еталонів, які постачаються разом з програмним забезпеченням. Дослідження проводили на механічно по-лірованих зразках з наступним хімічним травленням (використовувався реактив «Марблє» впродовж 5-10 секунд).

Результати дослідження та їх обговорення

При витопленні лігатури була зафіксована зміна

© О. А. Глотка, А. Д. Коваль, 2008

маси зливка порівняно з масою шихти. Різниця коливалася в межах від 1 % (для стопа з 30 % (мас.) брухту) до 6,7 % (для стопа з 70 % (мас.) брухту).

Зразки для дослідження мікроструктури ви-різалися паралельно вертикальній осі зливка з метою дослідження розподілу вольфраму. На травлених зразках без використання збільшуючих приладів спостерігається наявність мікрорельєфу (рис. 1). На зразку стопа із 30 % (мас.) брухту спостерігаються рівновісні зерна, однорідні за розміром (рис. 1, a). Зразки з 50 % та 70 % (мас.) брухту мають на поверхні наявність голкоподібних включень (рис. 1, a, δ).





б



Рис. 1. Макрошліфи отриманих зливків:

a – стоп з 30 % (мас.) брухту; *б* – стоп з 50 % (мас.) брухту; *в* – стоп з 70% (мас.) брухту; (×1,5)

Дослідження мікроструктури стопа показало, що стоп з 30 % (мас.) брухту має однорідну структуру з великим розміром зерна без помітних при даному збільшенні вкраплень, за рахунок повільного охолодження в графітовому тиглі (рис. 2). Рентгеноструктурний аналіз показав, що структура складається з α - твердого розчину на основі заліза та інтерметалідної сполуки Fe₂W (l фаза) (табл. 1). Інтерметалід утворюється за перитектоїдною реакцією при температурі 1060 °C із α (Fe) та μ -фази (Fe₇W₆) [9]. Fe₂W зникає при довготривалих відпалах (2000 год.) при температурі 1000 °C і має період гратки *а* = 0,4737 нм та *b* = 0,7700 нм. Виміри мікротвердості зразка мали середній результат на рівні 7340 МПа, а макротвердість дорівнювала 39 HRC.

Таблиця 1 – Міжплощинні відстані *d*_{hkl} та інтенсивності ліній експериментально визначених зі стопа 30 % (мас.) брухту та довідникових фаз

Зразок із стопу, що містить 30 %			Табличні значення		
-	(мас.,) б	рухту	d_{HK}	L, HM	
Кут	d_{HKL} ,	Інтенсивність,	cr(Ea)	Eo W	
20	HM	%	u(re)	re ₂ w	
38,16	0,2358	39		0,236	
41,39	0,2181	43		0,218	
43,69	0,2071	34		0,205	
44,61	0,2031	100	0,2010	0,201	
45,90	0,1977	16		0,198	
52,62	0,1739	5		0,174	
57,80	0,1595	6		0,160	
59,67	0,1549	4		0,155	
64,79	0,1438	26	0,1428	0,144	
68,34	0,1372	6		0,137	
70,81	0,1330	10		0,133	
72,77	0,1299	9		0,129	
77,61	0,1230	8		0,123	
77,95	0,1225	9		0,122	
78,89	0,1213	5		0,121	
82,06	0,1174	45	0,1166		
85,86	0,1131	4		0,113	
86,62	0,1123	5		0,112	
89,77	0,1092	7		0,109	
91,04	0,1080	5		0,108	
92,40	0,1068	4		0,106	
98,78	0,1015	17	0,1010	0,101	



Рис. 2. Мікроструктура стопу із вмістом брухту 30 % (×130)

Мікроструктуру стопа із 50 % (мас.) брухту наведено на рисунку 3 при різних збільшеннях. Спостерігається присутність, що найменше двох структурних складових в полі шліфа. Вимірявши мікротвердість, маємо середнє значення 21210 МПа для світлої складової та 6290 МПа для темної складової структури. Дослідження фазового складу стопа (табл. 2) показало, що структура складається з α- твердого розчину на основі заліза та інтерметаліда Fe₇W₆. Сполука Fe₇W₆ (µ- фаза) утворюється в системі за перитектичною реакцією з розплаву, який містить 20,6 % (ат.) вольфраму [9]. За даними [10] інтерметалід стабільний в широкому інтервалі температур, від 1637 °С до кімнатної, і зникає лише при витримці 1000 °С впродовж 2000 годин. µ- фаза має межу гомогенності від 39 % (ат.) до 45 % (ат.) W [11]. В залежності від хімічного складу змінюється і період гратки: а = 0,4755 нм b = 2,583 нм – для стопів з великим вмістом заліза; *a* = 0,4771 нм, *b* = 2,596 нм – для стопів з великим вмістом вольфраму. Для визначення розподілу елементів в структурі використано метод РСМА (рис. 4) 3 карт розподілу легуючих елементів видно, що пластинчаста фаза містить значну кількість вольфраму і невелику кількість заліза. Результат визначення хімічного складу структурних складових показано на рисунку 5. За хімічним складом пластинчаста фаза не відпо-



Рис. 3. Мікроструктура стопу із вмістом 50 % (мас.) важкотопкого брухту: $a - \times 113$; $\delta - \times 250$

відає формулі Fe_7W_6 , але слід вважати що стоп містить не два компонента, а принаймні три (W-Fe-Ni). Це може приводити до зсуву концентраційного інтервалу існування µ- фази в межи менших концентрацій вольфраму. Окрім цього, в роботі [12] приводиться, що фаза може відповідати формулі Fe_3W_2 , тобто змінювати співвідношення між вмістом елементів в залежності від умов кристалізації та кількості вольфраму. Середня макротвердість стопу складає 51 HRC.

Стоп із 70 % (мас.) важкотопкого брухту має схожу мікроструктуру зливку зі стопом 50 % (мас.) брухту (рис. 6). В верхній частині зливку (де охолодження відбувалося із більшою швидкістю внаслідок контакту з повітрям) спостерігається пластинчаста (голчаста) морфологія виділень (рис. 6, *a*). Знизу зливка маємо більш округлі частинки виділень (охолодження відбувалося упо-вільнено внаслідок контакту з графітовим тиглем) в поєднанні з пластинчатими (рис. 6, δ).

Таблиця 2 – Міжплощинні відстані *d_{hkl}* та інтенсивності ліній, експериментально визначених зі стопа 50 % (мас.) брухту та довідникових фаз

Зразок із стопу, що містить 50 % (мас.) брухту			Табличні значення d _{HKL} , нм		
Кут 2Ю	d_{HKL} , нм	Інтенсивність, %	a (Fe)	Fe ₇ W ₆	
31,17	0,2869	10		0,287	
35,40	0,2535	7		0,253	
41,18	0,2376	99		0,37	
41,18	0,2192	55		0,219	
42,01	0,2150	99		0,215	
43,52	0,2079	80		0,208	
44,47	0,2037	100	0,21	0,204	
46,29	0,1961	12		0,196	
47,55	0,1912	46		0,192	
49,80	0,1830	8		0,183	
50,81	0,1796	13		0,180	
52,65	0,1738	6		0,174	
57,17	0,1611	7		0,161	
59,52	0,1553	6		0,155	
61,53	0,1507	5		0,151	
64,80	0,1438	22	0,1428	0,143	
68,40	0,1371	11		0,137	
70,83	0,1330	20		0,133	
71,66	0,1316	10		0,131	
72,58	0,1302	14		0,130	
74,76	0,1269	6		0,127	
77,69	0,1229	61		0,123	
81,93	0,1175	29	0,1166		
84,64	0,1145	7		0,114	
86,82	0,1121	8		0,111	
89,82	0,1091	13		0,108	
91,54	0,1075	11		0,1066	
95,03	0,1045	9		0,1063	
97,39	0,1026	11		0,101	
98,38	0,1018	11	1,01	0,099	



Рис. 4. Розподіл легувальних елементів в структурних складових стопа з вмістом 50 % (мас.) брухту

Після дослідження структури стопа на приладі ДРОН-1 отримали наступний результат (табл. 3). Окрім фаз α (Fe) та Fe₇W₆, які присутні в стопі з 50 % (мас.) брухту, з'являється а твердий розчин на основі вольфраму. Дослідження розподілу елементів по поверхні шліфа показало, що твердий розчин на основі вольфраму присутній в пластинчастих виділеннях, причому кількість вольфраму знижується від центра до периферії (рис. 7). Хімічний склад структурних складових наведено на рис. 8. Ймовірно, що частинки вольфраму, які потрапили в стоп з важкотопким брухтом та не розчинилися в розплаві, стають центрами зародження µ - фази. Також можлива недостатня кількість заліза для угворення інтерметаліда. Мікро-твердість як пластинчастих, так і округлих виділень має однакове значення на рівні 19760 МПа, а матриці – 10050 МПа. Макротвердість зливка становить 52 HRC.

Для перевірки наявності домішок в лігатурах використано метод РСМА. Такі елементи, як сірка, фосфор, кремній, марганець та вуглець знаходяться за зоною чугливості приладу. Поріг розпізнання сірки та фосфору знаходиться за вмістом 0,05 %(мас.), кремнію та марганцю – 0,3 % (мас.), а вуглецю – 0,1 % (мас.). Порівнюючи отримані результати з ГОСТом 17293-93 маємо відповідність за хімічним складом стандартним стопам феровольфраму.

Таким чином після дослідження лігатур і проведеного аналізу, слід зробити висновок, що за хімічним складом, структурою та домішками виготовлені лігатури прирівнюються до стандартних феровольфрамових стопів і можуть використовуватися для легування стопів на основі заліза. В подальшому заплановано виготовлення високовольфрамового інструментального стопу та його дослідження. **Таблиця 3** – Міжплощинні відстані d_{hkl} та інтенсивності ліній, експериментально визначених зі стопа 70 % (мас.) брухту та довідникових фаз

Зразок	Зразок із стопу, що містить			Табличні значення d _{нкі}		
70	% (мас.) б	рухту		HM		
Кут	duwi	Інтен-			a.	
20	HM	сивність,	α_1 (W)	Fe ₇ W ₆	(Fe)	
		%			(1)	
35,44	0,2532	9		0,253		
37,80	0,2379	65		0,237		
40,42	0,2231	100	0,223			
41,29	0,2186	95		0,219		
42,04	0,2149	46		0,215		
43,51	0,2079	86		0,208		
44,30	0,2044	100		0,204	0,201	
46,32	0,1960	17		0,196		
47,37	0,1919	16		0,192		
49,77	0,1832	8		0,183		
50,98	0,1791	6		0,180		
52,55	0,1741	5		0,174		
57,15	0,1611	9		0,161		
58,44	0,1579	58	0,158			
59,67	0,1549	7		0,155		
61,49	0,1507	7		0,151		
64,79	0,1435	5		0,143		
65,54	0,1421	5			0,142	
66,79	0,1400	6		0,140		
68,20	0,1375	11		0,137		
70,54	0,1335	16		0,133		
72,26	0,1307	21		0,131		
73,41	0,1289	72	0,129	0,129		
77,66	0,1229	21	ĺ.	0,123		
80,68	0,1190	12		0,114		
81,68	0,1178	13			0,116	
87,27	0,1117	17	0,117			
89,67	0,1093	12	,	0,111		
95,21	0,1043	9		0,1066		
96,74	0,1031	7		0,1063		
97,87	0,1022	8			0,101	
101,04	0,0998	31	0,1000	0,0997		









№ точки	Кількіст	Всього. %			
	Fe Ni		W		
020	62,85 [81,74]	4,27 [4,27]	32,88 [12,98]	100	
021	34,34 [62,34]	1,26 [2,18]	64,4[35,48]	100	
022	65,52 [82,54]	5,24 [6,28]	29,25 [11,18]	100	

Рис. 5. Результат РСМА в різних точках по поверхні стопа з вмістом 50 % (мас.) брухту: *а* – місце та точки проведення РСМА; *б* – результати РСМА в точках



Рис. 6. Мікроструктура стопа із вмістом 70% (мас.) брухту: $a - \times 113$; $b - \times 250$



Рис. 7. Розподіл легувальних елементів в структурних складових стопа з вмістом 70 % (мас.) брухту



NiKa

FeKt WL

№ точки	Кількість	Всього, %		
	Fe	Ni	W	, , , , , , , , , , , , , , , , , , ,
001	61.33 [80,50]	4.81 [4,81]	33.86 [33,86]	100
002	35.89 [64,05]	1.06 [1,80]	63.06 [34,15]	100
003	2.95 [9,10]	0	97.05 [90,90]	100

Рис. 8. Результат РСМА в різних точках по поверхні стопа з вмістом 70 % (мас.) брухту: *а* – місце та точки проведення РСМА; *б* – результати РСМА в точках

Висновки

1. Виготовлено Fe-W лігатури з використанням важкотопкого брухту, який містить біля 80 % (мас.) вольфраму.

 Досліджено структуру, твердість, фазовий та хімічний склад експериментальних стопів. Встановлено наявність наступних фаз: α- твердого розчину на основі заліза, інтерметалідних фаз Fe₇W₆ та Fe₂W і α- твердого розчину на основі вольфраму.

 Хімічний склад експериментальних лігатур наближається до стандартних феровольфрамових стопів, таким чином вони можуть використовуватися для виготовлення високовольфрамових інструментальних сталей.

Перелік посилань

- Durrer R., Volkert G. Metallurgie der ferrolegierunger. – Springer – Verlag Berlin, Heidelberg New York, 1972 – 675 c.
- Рысс М. А. Производство ферросплавов. М.: Металлургия, 1985 – 345 с.
- 3. http://www.ufas.ru

- 4. http://www.pmt.ru
- 5. http://www.vtorcvetmet.ru
- Глотка О.А., Коваль А.Д. Виготовлення Ni-W лігатури для легування стопів на основі нікелю / /Вестник двигателестроения, 2008. – № 1. – С. 139-142.
- Глотка О.А., Коваль А.Д., Степанова Л.П. Дослідження важкотопкого брухту, що містить вольфрам // Нові матеріали та технології в металургії та машинобудуванні, 2007. – № 1. – С. 17-20.
- Миркин Л.И. Справочник по рентгеноструктурному анализу. – М.: Металлургия, 1978. – 678 с.
- Лякишев Н. П. Диаграммы состояния двойных металлических систем – М.: Машиностроение, 1997. – 1025 с.
- Sinha A. K., Hume-Rothery W // J. Iron Steel Inst. 1967. V. 205. N. H. P. 1145-1149.
- 11. Sykes W. P. // Trans. ASM. 1936. V. 24. P. 541-550.
- Kirshner G., Harvig H., Uhrenius B. // Metall. Trans. 1973. V. 4 N. 4 P. 1059-1064.

Поступила в редакцию 22.04.2008

Изготовлена лигатура с использованием тугоплавкого лома, который содержит около 80 % (масс.) вольфрама. Проведены исследования структуры, твердости, химического состава фаз. Определены структурные составляющие экспериментальных сплавов. В дальнейшем лигатуру планируется использовать для изготовления инструментальных сталей.

Master alloy with using of a refractory breakage that contains about 80 % (weights) tungsten has been made. Structure, hardness of phase composition are investigated. Structural components of experimental alloys are determined. Further master alloy is planned to use for manufacturing of tool steels.

УДК 669.014.018.44

А. А. Педаш, Э. И. Цивирко

ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ОДНОРОДНОГО РАСПЛАВА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА ЖСЗЛС-ВИ

Оценивали эффективность различных способов модифицирования сплава ЖСЗЛС-ВИ после высокотемпературной обработки расплава (ВТОР). В качестве модификаторов были использованы чистый цирконий (0,10-0,20 %, масс.) и алюминат кобальта, как отдельно, так и в комплексе. Установлено, что наилучшее влияние на структурное состояние и механические свойства сплава ЖСЗЛС-ВИ показало комбинированное модифицирование рафинированного расплава.

Известно, что расплав, прошедший ВТОР обладает большей степенью переохлаждения перед кристаллизацией (40-50 °C по сравнению с 7-10 °C при обычной технологии) [1]. Это явление может быть объяснено двумя причинами: большей однородностью расплава перед кристаллизацией и высокой степенью его очистки от неметаллических включений. В то же время остаются невыясненными вопросы по эффективности модифицирования таких однородных расплавов.

В настоящей работе изучали влияние модифицирования предварительно рафинированного расплава на структуру и свойства отливок из сплава ЖСЗЛС-ВИ.

Рассматривали 4 варианта модифицирования двух типов шихты – обычной и прошедшей ВТОР: 1 – без модифицирования; 2 – объемное модифицирование цирконием; 3 – поверхностное модифицирование алюминатом кобальта; 4 – комбинированное модифицирование (одновременно цирконием и алюминатом кобальта).

Сплав ЖС3ЛС-ВИ (литники и первичный брак отливок) после предварительной очистки проходили ВТОР на установке ВИП-10 по следующей технологии: после нагрева расплава до температуры 1600 ± 20 °C и при остаточном давлении 0,66-1,33 Па в рабочее пространство печи вводили аргон марки А до давления $1\cdot10^4$ Па, нагревали расплав до температуры 1800 ± 20 °C и выдерживали при этой температурь 1800 ± 20 °C и выдерживали при этой температуре 10 мин. Затем понижали температуру металла до 1600 ± 20 °C и заливали в металлическую форму для получения заготовки \emptyset 60 мм и весом ~10 кГ, от верхней части которой отрезали металл с усадочной раковиной весом 2-2,2 кГ.

На установке УППФ-3М шихту весом ~ 8 кГ расплавляли в основном тигле, расплав нагревали до температуры 1580±10 °С и за 1,5-2 мин. до слива его присаживали через загрузочное устройство, завернутый в алюминиевую фольгу, чистый металлический цирконий (0,10-0,15 %) на зеркало металла. При остаточном давлении в печи 0,665 Па и температуре расплава 1550 °C заливали электрокорундовые керамические формы, полученные по выплавляемым моделям и нагретые до 950 ± 10 °C. Характерной особенностью половины форм являлось наличие в первом слое алюмината кобальта.

От металла всех вариантов были подготовлены образцы для проведения химического и газового анализов, изучения макро- и микроструктуры, определения механических свойств при комнатной температуре и длительной прочности.

Химический состав определяли методами спектрального и химического анализов. Содержание кислорода и азота определяли на газоанализаторе «ON-900» фирмы «ELTRA» методом вакуумплавления. Макроструктуру выявляли методом химического травления в реактиве, состоящем из 80 % НС1 и 20 %Н₂О₂. Микроструктуру сплава изучали до и после термообработки (нагрев до температуры 1210±10 °С, выдержка 4 часа, охлаждение – на воздухе) методами качественной и количественной (метод ЛиПпоГОСТ 1778-70) металлографии на нетравленых и протравленных электролитически в реактиве Р18 (10 г лимонной кислоты, 10 г сернокислого аммония и 1200 мл. воды) шлифах. Микроструктуру сплава изучали также с помощью растрового электронного микроскопа JSMT-300 при увеличении ×20000. Механические свойства сплава ЖСЗЛС-ВИ при 20 °С определяли на разрывной машине ZDM-30 в соответствие с ГОСТ 1497-85, а длительную прочность при 950 °С и напряжении 120 МПа-на машине АИМА-5-2 по ГОСТ 10145-81.

Химический состав сплава ЖСЗЛС-ВИ исследуемых вариантов удовлетворял нормам ОСТ1 90127-85 по основным элементам (табл. 1). Следует отметить, что после ВТОР, в металле всех исследуемых вариантов заметно снизилась концентрация азота (рис. 1). Более существенно снизилось содержание азота в сплаве после комплексного модифицирования (приблизительно в 4 раза). В тоже время, исследуемые технологии не повлияли существенно на содержание кислорода в сплаве (он был на уровне 19-26 ррт) (рис. 1).

© А. А. Педаш, Э. И. Цивирко, 2008

	D	Массовая доля элементов, %									
Шихта	модифицирования	C × 10 ⁻²	Cr	Со	Мо	W	Al	Ti	Fe	B × 10 ⁻³	Zr × 10 ⁻³
	Без модифицирования	5,5	16,0	4,61	3,84	4,00	2,50	2,51	0,47	13,0	15,0
Обычная	Объемное Zr	6,4	15,8	4,54	3,77	3,94	2,67	2,48	0,50	16,0	142,0
	Поверхностное CoO·Al ₂ O ₃	5,5	16,2	4,52	4,03	3,95	2,57	2,61	0,58	13,0	20,0
	Комбинированное Zr +CoO·Al ₂ O ₃	6,4	15,8	4,57	3,80	3,84	2,54	2,40	0,48	16,0	150,0
После ВТОР	Без модифицирования	5,3	15,7	4,68	3,78	3,89	2,65	2,43	0,55	19,0	19,0
	Объемное Zr	6,7	15,7	4,63	3,78	4,07	2,70	2,54	0,52	12,0	132,0
	Поверхностное CoO·Al ₂ O ₃	5,5	15,6	4,62	3,77	3,74	2,40	2,63	0,56	19,0	23,0
	Комбинированное Zr +CoO·Al ₂ O ₃	6,7	16,0	4,55	3,98	3,98	2,63	2,66	0,48	12,0	137,0
0	Нормы СТ1 90127-85	5,0 - 12,0	15,0 - 18,0	4,0 - 5,0	3,0 - 4,5	3,0 - 4,5	2,4 - 3,0	2,4 - 3,0	≤ 2,0	≤15	≤15

Таблица 1 – Химический состав сплава ЖСЗЛС-ВИ исследуемых вариантов модифицирования

⊠O ∎N





Рис. 1. Содержание азота и кислорода в сплаве ЖСЗЛС-ВИ исследуемых вариантов

Исследованием макроструктуры установили, что поверхностное модифицирование приводило к значительному снижению среднего размера макрозерна во всех исследуемых вариантах (табл. 2). Причем, с увеличением толщины отливки его действие становилось более слабым. Существенное измельчение макрозерна было в сплаве после комбинированного модифицирования. В этом случае макрозерна характеризовались равноосной формой, увеличиваясь в размерах по мере продвижения к середине отливки (рис. 2). Цирконий, имея атомный радиус заметно больше атомного радиуса никеля, в период кристаллизации сплава, оттесняется на границы зерен, улучшая их состояние, а частицы алюмината кобальта с поверхности керамической формы служат дополнительными центрами кристаллизации, что способствует увеличению скорости образования центров кристаллизации. В итоге, наименьшее расстояние между осями дендритов второго порядка имел сплав, в котором было проведено комплексное модифицирование после предварительной ВТОР (табл. 2). **Таблица 2** – Размеры структурных составляющих в сплаве ЖСЗЛС-ВИ исследуемых вариантов модифицирования

Шихта Обычная После ВТОР	Вариант модифи-	Величина макрозерна, мм		Расстояние между осями ленлритов	Кар	биды	ү'-фаза	
	цирования	□ 10мм	Ø 25мм	второго порядка, мкм	Индекс, × 10 ⁻⁶	Средний размер, мкм	Индекс, × 10 ⁻⁶	Средний размер, мкм
	Без модифицирования	1,30	1,99	$\frac{55-70}{62,5}$	297,4	4,25	215,0	0,099
Обычная	Объемное Zr	1,10	3,05	$\frac{45-50}{47,5}$	323,0	6,25	234,0	0,106
	Поверхностное CoO·Al ₂ O ₃	0,51	1,52	<u>55 - 75</u> 65,0	321,2	3,77	212,0	0,085
	Комбинированное Zr +CoO·Al ₂ O ₃	0,34	1,33	$\frac{45-50}{47,5}$	374,6	5,96	197,0	0,097
	Без модифицирования	0,48	2,37	$\frac{50-70}{60,0}$	258,4	5,84	183,0	0,089
После ВТОР	Объемное Zr	1,03	2,09	$\frac{45-55}{50,0}$	376,2	7,15	187,0	0,088
	Поверхностное CoO·Al ₂ O ₃	0,40	1,47	<u>50 - 65</u> 57,5	264,2	5,14	195,0	0,087
	Комбинированное Zr +CoO·Al ₂ O ₃	0,53	1,60	$\frac{35-45}{40,0}$	457,0	7,44	211,0	0,104

Примечание. Числитель – минимальные и максимальные значения; знаменатель – среднее значение.

Микроструктурный анализ показал, что в структуре сплава ЖСЗЛС-ВИ основными фазами были: γ-твердый раствор на основе никеля (матрица сплава), интерметаллидная γ'-фаза, карбиды, карбонитриды, а также избыточная эвтектическая фаза (γγ')-фаза.

Эвтектическая (γ-γ')-фаза была выявлена в сплаве до термической обработки. Располагалась она в виде небольших включений сферической морфологии преимущественно по границам зерен. После термической обработки она полностью растворялась и переходила в твердый раствор.

Металлографическими исследованиями установили, что в сплаве без модифицирования карбиды располагались преимущественно по границам зерен в виде сетки. Поверхностное модифицирование не повлияло на морфологию и расположение карбидной фазы. ВТОР позволила частично устранить карбидную сетку. Также ее не выявили и после термической обработки в металле всех вариантов. При объемном модифицировании цирконием в структуре сплава выявляли крупные, отдельно расположенные карбиды сферической формы, размеры которых уменьшались после термической обработки.

Распределением карбидов по размерным груп-

пам установили, что ВТОР и комбинированное модифицирование способствовали получению в структуре значительного количества (~30 %) карбидов с размерами 10,1-20,0 мкм, из-за чего наблюдалось и увеличение их среднего размера (табл. 2, 3). При этом следует отметить и существенное увеличение индекса карбидов (табл. 2). Заслуживает внимания и факт наличия в структуре ~60 % карбидов с размерами ≤ 2,5 мкм при заливке в форму с алюминатом кобальта.

В структуре сплава ЖСЗЛС-ВИ обнаружили нитридные и карбонитридные включения. Установили эффективность действия по снижению их количества после ВТОР, а также после поверхностного модифицирования (средний размер карбонитридов при этом снизился в полтора раза) (табл. 3). Наиболее сильно повлияло на снижение их количества комбинированное модифицирование рафинированного металла, когда объемный процент снизился в 10 раз.

Морфология интерметаллидной γ'-фазы в сплаве ЖСЗЛС-ВИ после термической обработки была одинаковой и выявлялась в виде частиц сферической формы. При этом в структуре после отдельной ВТОР и объемного модифицирования фиксировали образование блоков из 2-4 частиц. Установили, что

Конструкционные материалы



Рис. 2. Макроструктура ударных образцов из сплава ЖСЗЛС-ВИ после модифицирования, × 4, где обычная шихта:

a – без модифицирования, δ – объемное, s – поверхностное, z – комбинированное шихта после BTOP:

 ∂ – без модифицирования, \mathcal{K} – объемное, з – поверхностное, κ – комбинированное

после ВТОР несколько снижались средний размер и индекс γ' -фазы (табл. 2). Некоторому увеличению среднего размера и индекса способствовало объемное модифицирование цирконием. Способствовало некоторому повышению среднего размера и комбинированное модифицирование после ВТОР.

Из всех исследуемых вариантов более высокие показатели прочности при комнатной температуре имел сплав после объемного модифицирования цирконием обоих видов шихты (табл. 4), а также после отдельной ВТОР. Причем, в последнем случае, отмечаются и высокие показатели пластичности и ударной вязкости при заливке в корундовую форму. Высокую ударную вязкость наблюдали также и после объемного модифицирования цирконием.

Сравнительный анализ результатов испытаний на длительную прочность рассматриваемых вариантов при стандартных условиях (T = 950 °C, $\sigma = 120$ МПа) показал, что более высокую длительную прочность имели образцы после поверхностного модифицирования, а также после объемного модифицирования рафинированного сплава (табл. 4). При этом наблюдали показатели в 2 раза выше требуемых стандартом норм. ВТОР и отдельно модифицирование цирконием не способствовали повышению длительной прочности.

		Kanooax	11,000,000,000,000,000,000	Kapta nenonik ma	angac 1.00 wox? no	מונו ופונותצונים	mether	New meaning sector	06316630113021 6394	ooñ mar 100 x	likaqoviasinoeng ox2 nancenoevoe	ຸຮາສຸດທຸລະ ແວການລາຍຊື່ມະສ.			
III (Theorem	ได้วิสตุราคสามาก" วษณะรากกุลสร้างกากกุลกระสมากครั้ง		h Mari, El), etani etanetaian	wenndeswese	ารสอบอกสรรโบ	WORK		(33000a)WOST, §	Longood con co	annekal v soenaa	IDMG, MORDAG, (Cospiles (Costaceanneace	Chesymoneolie	
		13exxxxx	$< 1_{o}$	1,0. 2,5	2,6	5, J 10,0	10,11. 20,0		< 1,0	$\mathcal{E}_{c} \otimes \mathcal{O}_{c} $	2,6.5,0	0,011,č	висловачислини. «Аблекимальній Фе. Д.(1 ^{.5}	jjeresonenja Berlingeronendia Mernal	
), ác 25 bacispingelöpelingelse becige merek	656 100,0	12/1 19,0	1.16	2018	0°71 87,	0°01 D/,	5,898 1,00,0	14°61 (1877	24,00	187A. 30,9	1338	6249	2,8	
and the second se	. Mérekonose V.a.	516 100,0	0°7, 88	0°VI 0/.	182, 35,0	132. 26,0	94. 18,0	0°001 10 <i>9</i> 7,		4682. 61.6	2,858 31,6	61 0,8	3699,	$\mathcal{P}_{\alpha} \oplus$	
0.001310	Ukantipanuserinase Canta Agtas	0600) 0600)	230 27,0	258 30,0	158 0,01	10,01 1,45,0	84. 10,01	0°001	1034	3587 68,6	608 11.6		13,12,	1.6	
	Kanadananan 14 10,200-AJ203	628 100,0	30	154. 25,0	900 32,0	128 20,0	116 18,0	918) 100,001	2,13 2,3	6536 71.2.	21.39. 26.59		3608	Q~11	
	ได้ระย วงตรากษณ์รู้หลายสมาทยม	AA2, 100,0	0°6	86 19,0	138 31,0	100 21450	0°/Л 1/,	6201 100.0	1459	9.108 34,3	2132. 39,3	182, 2,9	3631	18 A.	
Gues, A magn	C.M.S. KARADHOKE, M.W.	526	2,8 5,0	87. 16,0	130 25,0	154. 29,0	130 25,0	1680		1,85 1,85	2A3 15,4	182. 111,5	11.11.973	6,8	
LIGESTIC: 10 M. M.	Ultanegosanosconoso CasOb AlgAbs	51.4. 100,0	94. 18,0	0,110 2,1,0	108 2.1.0	138 27,0	64. 13,0	8/19 100,0	2310	1:13	1246 1455	90 1,1	7:169	1.'/	
	Konzeneraniise Na 102aOrAJ203	61A. 100,0	50 8,0	102. 17,0	134. 22,0	1142. 23,0	186 30,0	11156 100,0		882.	2,13 18,4.	61 5,3	166	D.C	

Таблица 3 – Содержание и распределение по размерным группам карбидов и карбонитридов в сплаве ЖСЗЛС-ВИ различных вариантов технологии и модифицирования

Конструкционные материалы

Шихта	Вариант модифицирования	σ, МПа	σ ₀₂ ,ΜΠa	δ, %	ψ, %	КСU, Дж/см ²	τ_{40}^{900} , ч. τ_{200}^{900} , ч.	т ⁹⁵⁰ , ч.
Обычная	Без модифицирования	<u>822-824</u> 823	<u>609-616</u> 612,5	<u>12,0-13,6</u> 12,8	<u>22,9-23,2</u> 23,0	<u>40,0-43,8</u> 41,9	325 465	<u>180-199</u> 189,5
	Объемное Zr	<u>852-873</u> 862,5	<u>609-632</u> 620,5	<u>12,0-17,2</u> 14,6	<u>19,3-21,9</u> 20,6	<u>62,5-66,3</u> 64,4	257 357	<u>117-147</u> 132
	Поверхностное CoO·Al ₂ O ₃	<u>756-873</u> 815	<u>583-624</u> 603,5	<u>8,0-12,4</u> 10,2	<u>12,0-15,7</u> 13,8	<u>25,0-31,3</u> 28,1	325 508	<u>207-210</u> 208,5
	Комбинированное Zr +CoO·Al ₂ O ₃	<u>923-961</u> 942	<u>654-660</u> 657	<u>18,4-21,2</u> 19,8	<u>15,7-23,9</u> 19,8	<u>46,3-60,0</u> 53,1	257 326	<u>119-126</u> 122,5
	Без модифицирования	<u>893-898</u> 895,5	<u>634-644</u> 639	<u>15,6-17,2</u> 16,4	<u>26,3-26,3</u> 26,3	<u>48,8-58,8</u> 53,8	329 429	<u>148-185</u> 166,5
После ВТОР	Объемное Zr	<u>810-852</u> 931	<u>579-601</u> 590	<u>18,0-26,0</u> 22,0	<u>23,9-26,3</u> 25,1	<u>63,8-70,0</u> 66,9	325 390	<u>189-214</u> 201,5
	Поверхностное CoO·Al ₂ O ₃	<u>925-948</u> 937	<u>649-650</u> 649,5	<u>16,0-16,4</u> 16,2	<u>20,8-22,9</u> 21,8	<u>53,8-58,8</u> 56,3	329 392	<u>102-160</u> 131
	Комбинированное Zr +CoO·Al ₂ O ₃	<u>907-922</u> 914,5	<u>662-662</u> 662	<u>14,8-16,0</u> 15,4	<u>19,0-19,0</u> 19,0	<u>42,5-65,0</u> 53,7	325 435	<u>154-228</u> 191
Нормы ОСТ1 90126-85		-	-	-	-	-	-	≥100

Таблица 4 – Механические свойства и длительная прочность сплава ЖСЗЛС-ВИ исследуемых вариантов модифицирования

Примечание. Числитель – минимальные и максимальные значения; знаменатель – среднее значение.

Проводили испытание при нестандартных условиях: при температуре 900 °С к образцам прикладывали нагрузку в 40 МПа, выдерживали, а затем увеличивали нагрузку до 200 МПа и доводили до разрушения. При таких условиях испытаний наилучшие показатели наблюдали у варианта в котором предусматривалась заливка в форму с алюминатом кобальта.

Таким образом, по результатам проведенных работ можно сформулировать основные выводы:

1. Исследовали два вида шихтовых заготовок: обычную и после ВТОР. В сплаве, прошедшем ВТОР, наблюдали значительное снижение концентрации азота. Поверхностное модифицирование алюминатом кобальта приводило к значительному снижению размеров макрозерна. Особенно сильно его влияние сказалось при совместном модифицировании с цирконием.

3. Равноосная кристаллизация сплава ЖСЗЛС-ВИ прошедшего ВТОР и комбинированное модифицирование существенно снижает размеры дендритных ячеек и объемное содержание карбонитридов, а также вызывает рост размеров карбидов и интерметаллидной γ'-фазы. При этом в структуре сплава отсутствует карбидная сетка по границам зерен матричной фазы. 4. Более высокие прочностные свойства при комнатной температуре (σ_{e} , σ_{02}) среди исследованных технологий показали варианты со ВТОР, а также после объемного модифицирования, а пластические характеристики и ударную вязкость – при модифицировании цирконием рафинированного ВТОР сплава с последующей заливкой в корундовую форму. Более высокую длительную прочность имел сплав после поверхностного модифицирования, как отдельно, так и после ВТОР+Zr. Эта тенденция прослеживается как при стандартных, так и нестандартных условиях испытаний. Высокие показатели также наблюдали и после комбинированного модифицирования рафинированного сплава.

5. Использование однородной рафинированной

шихты способствовало повышению эффективности последующего модифицирования, выразившееся в улучшении структурного состояния сплава и повышении механических свойств. В данном случае наиболее оптимальным выглядит вариант, в котором предусматривалось комбинированное модифицирование.

Перечень ссылок

 Богуслаев В.А., Муравченко Ф.М. и др. Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД. Лопатки турбины. Часть 2. Монография. Изд. 2-е, переработанное и дополненное, г. Запорожье, изд. ОАО «Мотор-Сич», 2007 г. – 496 с.

Поступила в редакцию 04.04.2008

Оцінювали ефективність різних способів модифікування сплаву ЖСЗЛС-ВІІ після високотемпературної обробки розплаву (ВТОР). У якості модифікаторів було використано чистий цирконій (0,10-0,20 %, мас.) та алюмінат кобальту, як окремо, так і в комплексі. Встановлено, що найкращий вплив на структурний стан та механічні властивості сплаву ЖСЗЛС-ВІ чинило комбіноване модифікуванння рафінованого розплаву.

Efficiency of the different ways of modification alloy ЖСЗЛС-ВИ after high-temperature processing melt (HTMP), are studied in this art. As modifier were used zirconium (0,10-0,20 %, mas.) and cobalt-aliminium, as apart so and in complex. It is established that best influence on structured condition and mechanical characteristic of the alloy ЖСЗЛС-ВИ has shown multifunction modification refined melt.

УДК 669.018.28:656

Г. А. Бялик, В. И. Гонтаренко, Э. А. Бажмина

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ЦЕЛЕСООБРАЗНОСТИ ЗАМЕНЫ ТРАДИЦИОННЫХ ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ БОЛЕЕ СОВЕРШЕННЫМИ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ ДЕТАЛЕЙ МАШИН ДЛЯ ТРАНСПОРТНЫХ СРЕДСТВ

На основании теоретических разработок и практического опробования предложена методика целесообразности использования разработанных или усовершенствованных сплавов по их стоимости и механических свойствам.

Надежность и ресурс работы современных транспортных средств в значительной степени определяется качественными показателями литейных сплавов. В свою очередь, повышение физико-механических свойств литейных сплавов связано с разработкой новых и совершенствованием существующих металлических материалов, что требует значительных материальных затрат. Поэтому вопрос целесообразности применения новых металлических материалов взамен традиционных является весьма актуальным.

Вновь разрабатываемый или усовершенствованный литейный сплав должен удовлетворять определенному комплексу свойств. Последние разделяются на такие категории:

 а) главное свойство, которое должно иметь оптимальное значение;

б) ограничения, которые обусловливают, что некоторые другие свойства должны быть в пределах некоторых определенных значений;

в) технологичность в реальных производственных условиях.

Следует отметить, что при выборе сплава для транспортного устройства необходимо учитывать, что эти устройства кроме полезной нагрузки перемещают в пространстве собственную конструкцию. Исходя из вышеизложенного, детали должны быть по возможности более легкими. Особенно это относится к двигателям, масса которых составляет значительную часть от общей массы отечественных транспортных устройств.

Стоимость детали с учетом главного свойства может быть рассчитана по следующей формуле [1]:

$$h = S \cdot L \cdot \rho \cdot Z , \qquad (1)$$

где *S* – средняя площадь поперечного сечения детали;

L – длина нагруженного элемента детали;

ρ – плотность сплава;

Z-цена 1 кг основы сплава.

© Г. А. Бялик, В. И. Гонтаренко, Э. А. Бажмина, 2008

При замене средней площади поперечного сечения детали отношением нагрузки к пределу текучести получим:

$$h = S \cdot L \cdot \rho \cdot Z / \sigma_T.$$

Детали транспортных устройств, как правило, работают в условиях динамических нагрузок. Сопротивление сплавов динамическим нагрузкам можно оценить величиной ударной вязкости. Если заменить площадь поперечного сечения *S* отношением энергии разрушения образца сплава *A* к ударной вязкости *KCU*, то стоимость детали может быть рассчитана по такой формуле:

$$h_1 = A \cdot L \cdot \rho \cdot Z / KCU$$

При выборе сплава необходимо сравнить стоимость детали из традиционного сплава, который принимается за эталон и разработанного с более высокими механическими свойствами. Как правило, это более дорогой сплав, стоимость детали при этом повысится на Δh . В случае одинаковой основы сплава величину Δh и Δh_1 можно определить по формуле:

$$\Delta h = P \cdot L \cdot \rho \cdot \left[\frac{Z}{\sigma_T} - (\mathcal{U}_{\mathfrak{I}} \cdot \sigma_{T\mathfrak{I}}) \right];$$

$$\Delta h_1 = A \cdot L \cdot \rho \cdot \left[\frac{Z}{KCU} - (\mathcal{U}_{\mathcal{Y}} \cdot KCU_{\mathcal{Y}}) \right]$$

Если стоимость перевоза 1 кг полезного груза принять за C, замена эталонной детали более легкой позволит перевезти дополнительный груз и сократить стоимость перевозки на величину Δd .

Условием целесообразности замены традиционного сплава более дорогим, но с более высоким приделом текучести и ударной вязкостью будет:

$$\frac{\Delta h}{\Delta d} < 1; \qquad \qquad \frac{\Delta h_l}{\Delta d} < 1.$$

Используя предложенную методику, можно на основании результатов механических испытаний вновь разработанных или усовершенствованных литейных сплавов определить целесообразность использования последних взамен традиционных материалов при проектировании и изготовлении транспортных устройств различного назначения.

Перечень ссылок

- 1. Гуляев Б.Б. Синтез сплавов. М.: Металлургия, 1984. – 159 с.
- Бялик Г.А., Гонтаренко В.И., Бажмина Э.А. Оценка прочности металлических материалов. Вестник двигателестроения, 2004 – № 4. – С. 77-79.
- Свойства элементов. В двух частях. 4.1 Физические свойства. Справочник. 2-ое изд. – М.: Металлургия, 1976. – 600 с.

Поступила в редакцию 23.05.2008

На основі теоретичних розробок та практичного опробування запропоновано методику доцільності використання розроблених або удосконалених сплавів за їх вартістю та механічними властивостями.

On the basis of theoretical and practical trials method for expedient application of developed and improved alloys has been proposed with consideration of their cost and mechanical characteristics. УДК 669.295.5

В. С. Голтвяница, Э. И. Цивирко, С. К. Голтвяница

ВЛИЯНИЕ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ СКАНДИЕМ И ГАДОЛИНИЕМ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Интерметаллидный титановый сплав Ti-36Al микролегировали скандием и гадолинием (0,09-0,2 масс. %) каждый. Установлено, что гадолиний измельчал пластинчатую микроструктуру и приводил к образованию отдельных округлых включений Gd₂O₃, незначительно повлияв на увеличение микротвердости. В присутствии скандия сформировалась видманитеттова микроструктура с мелкими округлыми включениями белого цвета Sc₂O₃, существенно измельчились зерна матрицы и увеличилась микротвердость сплава. Микролегирование 0,2 % Sc и 0,2 % Gd практически не изменило жаропрочность базового сплава Ti-36Al в интервале температур 300-900 °C.

Благодаря высокой температуре плавления, низкой плотности (3800-4200 кг/м³), высокой удельной прочности и хорошему сопротивлению ползучести при температурах 600-800 °C, а также хорошему сопротивлению окислению и низкой себестоимости, γ -TiAl сплавы являются альтернативой жаропрочным никелевым сплавам. Кроме того, интерметаллиды титана имеют большую удельную теплопроводность, чем керамика и керамические композиционные материалы, что обусловливает низкие термические напряжения в условиях термоциклирования [1-7].

Из γ-TiAl сплавов изготавливаются мишени для ионо-плазменного напыления в вакууме [1, 2, 5] и атмосфере азота, лопатки и лопасти компрессоров высокого давления, крупногабаритные лопатки турбин, выхлопные детали, камеры сгорания [1] и т.д.

В настоящее время повышение пластичности этих сплавов имеет решающее значение для таких технологических операций, как экструзия, прокатка, штамповка, вытяжка, волочение, гибка и др., что возможно путем микролегирования этих сплавов редкоземельными металлами, а в частности, скандием и гадолинием.

Целью данной работы было изучить влияние микролегирования скандием и гадолинием на структуру и свойства интерметаллидных титановых сплавов.

Материалы и методика исследования

Сплав Ti-36A1*, микролегированный скандием и гадолинием в количестве 0,09-0,2 %, был получен методом сплавления спрессованных шихтовых брикетов (губчатый титан марки ТГ 110М ГОСТ

17746-79, алюминий марки А8 ГОСТ 11070-74, лигатура AlSc с содержанием скандия 2,2 %, металлический гадолиний производства компании Treibacher Industrie AG) в лабораторной вакуумнодуговой печи при силе тока около 420-450 А и напряжении 40-45 В. В начальный период плавки вакуумированием в камере печи достигали остаточное давление 0,12 Па, после чего камера заполнялась аргоном до давления 50 кПа. Слитки массой 200 г и размерами Ø 65 × 12 мм получали в медном цилиндрическом водоохлаждаемом кристаллизаторе.

Фазовый состав сплавов изучали методами рентгеновского анализа и сканирующей электронной микроскопии на микрорентгеноспектральном анализаторе JEOL Superprobe-733. Твердость по Виккерсу (HV) измеряли на приборе HPQ 250 при нагрузке 300 Н. Микротвердость определяли методом автоматического индентирования на приборе «Микронгамма» с использованием алмазной пирамиды Берковича [8, 9]. Для оценки жаропрочности использовали экспрессный метод измерения длительной горячей твердости (HV1) (значения твердости под нагрузкой 10 Н в течение 1 ч при соответствующей температуре) [10]. Испытания проводили в интервале температур 300-900 °С.

Химический состав (табл. 1) и микроструктуры травленых шлифов сплавов были получены при помощи растрового электронного микроскопа JSM, оснащенного системой рентгеноспектрального энергодисперсионного микроанализа (PCMA) JED 2200 при ускоряющем напряжении 20 кВ и диаметре электронного зонда 4 нм.

Результаты исследований и их обсуждение

Интерметаллидный сплав Ti-36Al (рис. 1, *a*) характеризовался наличием темной матрицы γ-TiAl и

^{*} Здесь и далее цифры рядом с химическим элементом (кроме титана – основа) – масс. %

[©] В. С. Голтвяница, Э. И. Цивирко, С. К. Голтвяница, 2008
Микролегирование	икролегирование Массовая доля НV, Микротвердость		Длительная горячая твердость (HV1) при температуре, °С					
	алюминия, 70	111a	матрицы, т па	20	300	500	700	900
-	33,03	2,23	3,3	2,9	2,3	2,2	1,5	0,5
0,09 Sc	34,54	2,23	3,6	н.о.	н.о.	н.о.	н.о.	н.о.
0,2 Sc	35,29	2,23	4,0	2,7	2,3	2,0	1,7	0,6
0,09 Gd	36,55	2,41	4,0	н.о.	н.о.	н.о.	н.о.	н.о.
0,2 Gd	31,18	2,30	3,8	2,9	2,6	2,0	1,5	0,7

Таолина I – олияние микролегирования на физико-механические своиства литого сплава тт-э	Таблина 1	– Влияние микролег	ирования на физико-мех:	анические свойства литого	о сплава Ті-36A
---	-----------	--------------------	-------------------------	---------------------------	-----------------

Примечание. Методом РСМА не обнаружено наличие в сплавах скандия и гадолиния.

светлых зерен длиной 79-100 мкм а2-фазы. Хотя введенный в сплав скандий (0,09-0,2 %) не был обнаружен РСМА (табл. 1), однако метод картирования показал его равномерное распределение по всей площади шлифа. Поскольку атомный радиус скандия (2,09 Е) отличается от атомного радиуса титана (2 Е) на 4 %, то Sc может образовать твердый раствор замещения в титане и способствовать формированию видманштеттовой микроструктуры с темными и светлыми участками фаз (рис. 1, б, в) приблизительно одинакового химического состава (~34,54-35,29 % Al). При этом существенно измельчились зерна матрицы (~ 6-26 мкм) и незначительно увеличилась микротвердость сплава (на ~ 9-20 %) (табл. 1) при неизменной твердости по Виккерсу (2,23 ГПа). Также в сплавах были обнаружены мелкие округлые включения белого цвета, на наш

взгляд, состоящих из окислов Sc₂O₃.

В результате определения локального состава фаз сплава, микролегированного гадолинием (0,09-0,2 %), был обнаружен гадолиний (~ 14-41 %) в отдельных включениях (рис. 1, г, д) размером ~1,3-6,3 мкм. Судя по их округлой форме, эти включения образовались до начала затвердевания жидкого металла, а значит их температура плавления (см. диаграмму состояния Ti-Al [11]) должна быть выше температуры ликвидус сплава Ti-36Al, что составляет 1475-1500 °C. По термодинамическим характеристикам [12] образования соединений элементами сплава (табл. 2) можно утверждать, что такими включениями могли быть оксиды или нитриды. Гадолиний, обладая большим сродством к кислороду, чем титан и алюминий, по-видимому, образовывал только тугоплавкие (T_{nn} = 2350 °C) оксиды гадолиния Gd₂O₃, выделившиеся в виде отдельных включений



 $a - \text{Ti-36Al}; \ \delta - \text{Ti-36Al-0,09Sc}; \ s - \text{Ti-36Al-0,2Sc}; \ z - \text{Ti-36Al-0,09Gd}; \ \partial - \text{Ti-36Al-0,2Gd}$

Соединение	$-\Delta G_{300}$	$-\Delta G_{500}$	$-\Delta G_{1000}$	$-\Delta G_{1500}$	$-\Delta G_{2000}$	Точность, ± кДж
Gd ₂ O ₃	1730,4	1651,7	-	-	-	13
Al ₂ O ₃	1580,5	1517,3	1359,9	1143,4	-	17
Sc ₂ O ₃	1818,7	1756,8	-	-	-	—
TiO ₂	862,1	827,3	739,5	652,7	564,8	16
AlN	294,3	275,9	-	-	-	67
TiN	308,1	289,7	243,3	195,9	148,2	1

Таблица 2 – Термодинамические свойства некоторых оксидов и нитридов, кДж/моль [12]

Хотя в результате PCMA, наличие гадолиния в матрице обнаружено не было, тем не менее, сплав с микродобавками Gd имел измельченную пластинчатую микроструктуру, обладая незначительно повышенной микротвердостью, по сравнению с нелегированным сплавом.

Микролегирование базового сплава Ti-36Al 0,2 % Sc и 0,2 % Gd практически не изменило жаропрочность в интервале температур 300-900 °C (табл. 1). Можно отметить лишь незначительное возрастание твердости при 900 °C.

Выводы

Установлено, что микролегирование скандием и гадолинием интерметаллидного сплава Ti-36Al приводит к измельчению пластинчатой структуры и образованию окислов скандия и гадолиния, что может повысить низкотемпературную пластичность интерметаллидного сплава.

Для повышения пластичных характеристик интерметаллидных титановых сплавов типа Ti-36Al целесообразно микролегировать их скандием или гадолинием в количестве 0,2 %.

Сплав Ti-36Al-0,09Sc, обладая повышенными прочностными и пластичными свойствами, является перспективным материалом при изготовлении конструкционных деталей.

Перечень ссылок

- Titanium Aluminide Intermetallics // Advanced Materials and Processes Technology, The AMPTIAC Newsletter. – 2000. – Volume 4, Number 3. – pp. 7-9.
- Lъtjering G., Williams J. C. Titanium. Springer, 2007. – 442 p.
- H. Clemens, H.Kestler: Processing and applications of intermetallic gamma-TiAl-based alloys //

Advanced Engineering Materials. – 2000. – № 9. – pp. 551-570.

- H. Clemens, F. Appel, A. Barteis, H. Baur, R. Gerling, V. Gьther, H. Kestler. Processing and Application of Engineering γ-TiAl Based Alloys // Ti-2003 Science and Technology. Proceedings of the 10th World Conference on Titanium Held at the CCH-Congress Center Hamburg, Germany 13-18 July 2003. – 2003. – Volume IV. – pp. 2123-2136.
- F. Appel. TiAl New Opportunity in the Aerospace Industry // Ti-2003 Science and Technology. Proceedings of the 10th World Conference on Titanium Held at the CCH–Congress Center Hamburg, Germany 13-18 July 2003. – 2003. – Volume V. – pp. 2899-2906.
- U. Prasad, M.C. Chaturvedi. Influence of Alloying Elements on the Kinetics of Massive Transformation in Gamma Titanium Aluminides // Metallurgical and Materials Transactions A. 2003. – Volume 34A. – pp. 12-15.
- С.К. Голтвяниця, В.С. Голтвяниця, Е.І. Цивірко. Отримання щільних та однорідних виливків зі сплаву титан–алюміній. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2006. – № 1. – С. 57-59.
- Булычев С. И., Алехин В. П. Испытание материалов непрерывным вдавливанием. – М.: Машиностроение, 1990. – 224 с.
- ISO 14577-1:2002. Metallic materials instrumented indentation test for hardness and materials parameters.
- Борисенко В.А. Твердость и прочность тугоплавких материалов при высоких температурах. – К.: Наук. думка, 1984. – 212 с.
- J.C. Schuster, M. Palm. Reassessment of the Binary Aluminum–Titanium Phase Diagram // Journal of Phase Equilibria and Diffusion. – 2006. – Volume 27, № 3. – pp. 255-277.
- Смитлз К.Дж. Металлы: Справочник: Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1980. – 446 с.

Поступила в редакцию 28.02.2008

Інтерметалідний титановий сплав Ti-36Al мікролегували скандієм і гадолінієм (0,09-0,2 мас. %) кожний. Встановлено, що гадоліній подрібнював пластинчасту мікроструктуру й приводив до утворення окремих округлих включень Gd_2O_3 , незначно вплинувши на збільшення мікротвердості й пластичності. В присутності скандію сформувалася відманитетова мікроструктура з дрібними округлими включеннями білого кольору Sc_2O_3 , суттєво подрібнились зерна матриці і збільшилася мікротвердість сплаву. Мікролегування 0,2 % Sc і 0,2 % Gd практично не змінило жароміцність базового сплаву Ti-36Al в інтервалі температур 300-900 °C.

Intermetallic titanium alloy Ti-36Al was alloyed with scandium and gadolinium (0,09-0,2 wt. %). Gadolinium reduced lamellar microstructure and resulted in formation of separate rounded inclusions Gd2O3 with insignificant influence on microhardness and plasticity growth were determined. In scandium presence widmanstatten pattern with white small rounded inclusions Sc2O3 was formed, matrix grains were significantly reduced and alloy microhardness was increased. Alloying with 0,2 % Sc and 0,2 % Gd didn't change high-temperature strength of base alloy Ti-36Al during 300-900 °C significantly.

УДК 621.891

М. І. Пашечко, К. С. Лєнік

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ПОВЕРХНЕВОЇ СЕГРЕГАЦІЇ АТОМІВ НА ТРИБОЛОГІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЕВТЕКТИЧНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Fe-Mn-C-B-Si, ЛЕГОВАНИХ Cr

Проведено дослідження сегрегації атомів при терті евтектичних сплавів системи Fe-Mn-C-B-Si, легованих Cr. Покриття наносили методом плазмового наплавлення з використанням порошкових сплавів. Виявлено сегрегацію атомів C, B і Si на поверхню евтектичних сплавів.

1 Вступ

Одним з перспективних шляхів для підвищення надійності і довговічності деталей машин і механізмів є створення захисних евтектичних покриттів (ЕП). Покриття можна наносити методами плазмового наплавлення та напилення, електродугового наплавлення з використанням порошкових дротів та іншими сучасними та перспективними методами поверхневої обробки матеріалів [1-4]. Це дозволяє, по суті, створити новий конструкційний матеріал із заданими властивостями або комплексом фізико-механічних властивостей.

Процес тертя та зношування матеріалів супроводжується складними фізико-хімічно-механічними процесами на поверхні тертя.

Існування механічної, молекулярної, молекулярно-механічної та енергетичної теорій тертя і багатьох фізичних, хімічних та теоретичних описів процесів тертя [5-11] зумовлено складною природою та різноманітністю фізико-хімічно-механічних явищ, які його супроводжують. Навіть незначна зміна режимів тертя може призвести до зміни домінуючих процесів.

Тому доцільним є виявлення та пізнання відповідно до превалюючої складової природи тертя, зношування та мащення з метою побудови узагальнюючих моделей перебігу процесу, а також моделей поверхні тертя.

Одним із методів, за допомогою якого можна отримати відповідне пізнання і дослідження фізикохімічного стану поверхні тертя є використання Ожеелектронної спектроскопії.

На можливе явище «графітизації» при терті вказував І.В. Крагельський [12]. Однак із-за відсутності можливості аналізу дуже тонких шарів вуглецю існуючими на цей час традиційними методами рентгенівського аналізу, дане явище не було вивчене.

Особливості перерозподілу атомів вуглецю при фрикційному зміцненні, яке є практично різновидністю тертя, виявив Ю.І. Бабей [13]. На процеси поверхневої сегрегації атомів С, Si та Al при терті сплавів Fe-C, Fe-Si, Fe-Al, Cu-Al, Cu-Sn вказує Д. Баклі [14]. Однак він відмічає, що про однозначний вплив сегрегації вуглецю на антифрикційні властивості сталі вказати важко. З однієї сторони, наявність вуглецю на поверхні тертя знижує адгезійну взаємодію контактуючих твердих тіл, а з іншої – часто зменшує ефективність змащування. При цьому слід відмітити зміну механічних властивостей поверхневого шару згідно відомих ефектів А.Ф. Іоффе, П.А. Ребіндера, Р. Росско та І.Р. Крамера [14].

Л.І. Куксьонова та Л.М. Рибакова [11] методом малокутової рентгенографії дослідили особливості будови поверхневого шару при вибірковому переносі міді. Показано, що при наявності на поверхні поверхнево активних або інактивних речовин відбувається відповідно пластифікація, за рахунок зменшення потенціального бар'єру, який долають дислокації при виході на поверхню твердого тіла, або окрихчення матеріалів [10].

2 Методика експерименту

Структурно-хімічні дослідження вторинних структур, утворених при зношуванні евтектичних покриттів, проведено за допомогою методу Ожеелектронної спектроскопії JAMP-10S (JEOL). Зразки вирізали із дисків діаметром 50 мм (зовнішній) у вигляді сегментів, на які наносили з протилежної сторони від поверхні тертя концентратори. Сегменти зламували у вакуумі. Аналіз проводився по поверхні злому з глибини до поверхні тертя.

Проведена ультразвукова (в диспергаторі) і іонна (у вакуумному пості) очистка. Прискорююча напруга при аналізі становила 10 кВ, струм, який поглинається зразком – 1 мкА, модулююча напруга – 5 В, залишковий вакуум – 5×10⁻⁷ Па. Кількісний аналіз проводився з використанням факторів елементної чутливості для чистих металів. Перед записом спектрів проводилось іонне бомбардування аналізованої області пучком іонів аргону (прискорююча напруга – 3 кВ, струм іонів ~ 10^{-5} А). Для запису спектрів вибирались найбільш типові по хімічному складу області, типовість яких визначалась статистичним набором спектрів, а також за допомогою детектора пружно відбиваючих електронів, формуючих, зокрема, зображення у режимі СОМРО (composition) у залежності від складу аналізованої поверхні.

Розподіл елементів визначали за допомогою Superprobe-733.

Дослідження зносостійкості евтектичних покриттів на сталі 45 проведено по схемі тертя диск-диск (Ø 50 мм) з коефіцієнтом взаємного перекриття 0,2. Навантаження становило 4, 8 та 15 МПа, швидкість тертя ковзання – 1 м/с, час дослідження – 6 год. Мастильне середовище – АМГ10. Реалізовано граничне мащення. У якості контртіла використовувалась загартована сталь 45 після низького відпуску, 52...54 НRC. Зносостійкість зразків визначали ваговим методом, та з допомогою профілографа Suftronic 3⁺.

Евтектичні зносостійкі покриття із розроблених порошкових сплавів отримували методом плазмового наплавлення на модернізованій установці [11]. Відпрацьовано технології плазмового напилення покриттів у захисній атмосфері аргону, імпульсно-плазмового напилення, електродугового наплавлення з використанням порошкових дротів, наморожування, електроіскрового легування та інші [1-4].

3 Результати досліджень

В результаті проведених досліджень зносо-стійкості розроблених матеріалів показано, що пара тертя евтектичне покриття – сталь 45 характеризується найвищою зносостійкістю (рис. 1). Слід відмітити, що у порівнянні із покриттями, одержаними із порошкових сплавів ПГ-СРЗ та ПГ-10H-01 (порошок – аналог 10009 «Боротак», фірми Кастолін, Швейцарія) евтектичні сплави характеризуються у 2-10 рази вищою зносостійкістю (рис. 1) [1-3].

Структура покриття, одержаного із порошкового сплаву системи Fe-Mn-C-B-Si легованого Cr, складається із складнолегованого перліту (матрична фаза), марганцевистого карбіду заліза Fe₀₄Mn₃₆C (армуюча фаза) і включень борида заліза Fe₂B (дисперсійна фаза). Зміна співвідношення Fe, Mn i C у складі порошкового сплаву суттєво впливає на кількісне співвідношення матричної і армуючої фаз і цим самим сприяє формуванню покриттів із до-, за- і евтектичним складами фаз. Збільшення у складі сплаву Fe або Mn у порівнянні із їхнім евтектичним базовим складом приводить до збагачення рідкої фази відповідними атомами. Це сприяє формуванню у структурі покриття більшої кількості складнолегованого перліту або марганцевистого карбіду заліза Fe_{0.4}Mn_{3.6}C [1-3].



Рис. 1. Кінетика зношування евтектичних покриттів (1-4), одержаних методом плазмового наплавлення із порошкових сплавів ПГ-СРЗ (1), ПГ-10Н-01 (2), ПГ-12Н-01 (3), ФМІ-43 (4) і контртіла із загартованої сталі 45 (1'-4') при граничному змащуванні

Одержаний природний композит дозволяє реалізувати оптимальне співвідношення зносостійкої твердої і демпфуючої більш пластичної матричної фаз.

Умови дії на композиційний сплав середовища (масляне, абразивне, масляно-абразивне та інші) і руйнування ним поверхні визначають його необхідний хімічний склад, структуру, фазовий стан та властивості.

Зменшення мікротвердості евтектичної основи до 6 ГПа зміщує область максимальної зносостійкості у сторону більш високого (до 60-95 %) вмісту надлишкових твердої армуючої складової та включень. Одержані результати, а також аналіз поверхні тертя свідчить про наступне. Енергія тертя акумулюється в основному у підповерхневому шарі, створює поля напружень, сприяє значному ростові кількості дефектів кристалічної решітки, зокрема дислокацій. Ці явища відбуваються у більш пластичній феритній складовій евтектики і призводять до мікронаклепу і втомних процесів. Пластинки Fe_{0.4}Mn_{3.6}C та дрібнодисперсні частинки більш твердих фаз Fe₂B та Cr₇C₃ слугують перешкодами для переміщення дислокацій і не дозволяють їм накопичуватися і трансформуватися у об'ємні дефекти (пори, тріщини). Завдяки високому ступеню диференційованості евтектичних складових вказані процеси локалізуються у міжпластинчастих об'ємах евтектики шириною 1-5 мкм.

Слід відмітити, що демпфуючі властивості матриці при абразивному зношуванні менш важливі, ніж при терті ковзання.

Таким чином виявлено вплив структури евтектичних покриттів на їх зносостійкість і встановлено, що найбільшою зносостійкістю в умовах тертя ковзання характеризуються покриття із доевтектичною структурою, а в умовах ударно-абразивного зношування — із вмістом твердих фазових складових 60-95 %. При цьому менш тверді покриття можуть мати більш високу зносостійкість. При абразивному зношуванні зносостійкість покриттів збільшується пропорційно твердості [1-4].

При цьому, чим більш пластичною і м'якою в досліджуваному діапазоні навантажень є евтектика, тим більшу долю енергії тертя вона сприймає і має більшу схильність релаксувати напруження. Відповідно, менша доля енергії при терті буде витрачатись на втомні процеси в твердих фазових складових.

Жодних змін в розподілі атомів С, Si, Ni, Mn, B, Fe, Cr на поверхні тертя в результаті мікрорентгенівського аналізу (Superproby-733, Camebax) не виявлено (рис. 2, 3).

Проведені з використанням спектроскопії Auger'a дослідження дозволили виявити сегрегацію на поверхню тертя атомів, яка відбувається при зношуванні розроблених евтектичних покриттів на основі системи Fe-Mn-C-B легованих Si, Cr. Виявлено сильне підвищення C, B та Si на поверхні тертя (табл. 1, рис. 4). Зокрема у порівнянні із порошковим сплавом концентрація C, B та Si збільшується відповідно від 0,9 до 1,2; від 2,7 до 8,3; від 2,6 до 19,9 мас. %.

Форма піків спектра вуглецю дозволяє зробити висновок, що він знаходиться у вільному (аморфному) стані.

Таблиця 1 – Вміст елементів у порошковому сплаві і на поверхні тертя (мас. %)

Система	Fe	Mn	C	В	Si	Ni	Cr	0	S	Р
	Порошковий сплав									
Fe-Mn-C-B-Si-Cr (PMI-43)	79,55	4,4	0,9	2,7	2,6	_	9,8	-	0,03	0,02
	Поверхня тертя									
Fe-Mn-C-B-Si-Cr (PMI-43)	60,1	3,9	1,2	8,3	15,9	_	9,5	1,1	_	_



Рис. 2. Розподіл атомів С (*a*) та Fe (б) по глибині евтектичного сплаву системи Fe-Mn-C-B, легованого Сr (PMI-43) на сталі 45, одержаного методом плазмового наплавлення ×1000



Рис. 3. Розподіл елементів по глибині евтектичного сплаву системи Fe-Mn-C-B, легованого Cr (PMI-43) (a) і покриття на сталі 45, одержаного методом плазмового наплавлення (δ , e)

Головною відмінною ознакою процесу тертя є відсутність дифузії кисню із атмосфери повітря у глибину покриття. Максимальна локальна кількість кисню 1,1 ат. % свідчить про відсутність процесів фазоутворення великої кількості оксидів на поверхні тертя евтектичного покриття. Утворення оксидів можливе на фізичних плямах контакту.

Тобто однозначно можна стверджувати про неможливість утворення суцільної плівки оксидів на поверхні тертя та окиснення сплаву.

4 Дискусія

Особливо важким є експериментальне дослідження особливостей структурних змін в тонких поверхневих шарах із мікрокристалічною, або навіть нанокристалічною і аморфною структурою.

При хаотичному розміщенні атомів існує впорядкування близького порядку, в якому домінують відповідні просторові конфігурації, як наслідок появи відповідних хімічних зв'язків.



Рис. 4. Розподіл елементів на поверхні тертя та у порошковому сплаві системи Fe-Mn-C-B, легованого Сг



Рис. 5. Діаграма стану В₂O₃-SiO₂

На фізичних плямах контакту поверхні тертя можливе утворення оксидних фаз системи B_2O_3 -SiO₂, оксидів заліза та нестехіометричних на їхній основі. Температура плавлення системи B_2O_3 -SiO₂ збільшується від 450 (температура плавлення B_2O_3) до 1650 °C (температура плавлення SiO_2) (рис. 5). Таким чином можна стверджувати, що в процесі тертя внаслідок сегрегації атомів В та Si на поверхні композиту можливе утворення стехіометричних оксидів B_2O_3 , SiO₂ відповідно системи B_2O_3 -SiO₂, і нестехіометричних на їхній основі, які при відповідних режимах тертя розм'якшуються або переходять в рідкий стан. Це сприяє зменшенню коефіцієнта тертя до величини, яка відповідає коефіцієнту тертя у рідині [15].

Наявність вуглецю у формі графіту забезпечує, відповідно, мащення поверхні тертя та зменшення коефіцієнта тертя [13].

Беручи до уваги те, що температура плавлення B_2O_3 становить 450 °C, B_2O_3 -SiO₂-450-1650 °C можна зробити висновок про те, що температура в зоні тертя перевищувала 450 °C. Розплавлена плівка B_2O_3 , або B_2O_3 -SiO₂, що утворилася при терті, слугує мастилом. Вона запобігає підвищенню температури на поверхні тертя вище температури плавлення B_2O_3 або композиції системи B_2O_3 -SiO₂. Плівку, що утворилася, називають сервовитною (від латинського слова Servovit – забезпечити життя).

5 Висновок

Таким чином, одержані результати дозволили виявити новий ефект у трибології композиційних дисперсійно зміцнених евтектичних сплавів на основі системи Fe-Mn-C-B. При зношуванні відбуваються інтенсивні дифузійні процеси, які призводять до сегрегації і, відповідно, зростання на поверхні тертя вмісту C, B та Si. B та Si найбільш ймовірно утворюють на фізичних плямах контакту оксиди. Вуглець перебуває у вільному стані. Це призводить до зменшення коефіцієнта тертя, а, відповідно, до підвищення зносостійкості евтектичних сплавів.

Доцільним є проведення подальших досліджень з метою встановлення механізму зношування поверхневих шарів із врахуванням сегрегації атомів C, B та Si в процесі тертя і самоорганізації поверхні.

Перелік посилань

- Пашечко М.І, Чернець М.В., Опеляк М., Комста Г. Поверхневе руйнування та зміцнення матеріалів. – Львів: Євросвіт, 2005. – 384 с.
- Чернець М., Пашечко М., Невчас А. Методи прогнозування та підвищення зносостійкості триботехнічних систем ковзання. Т.2 Поверхневе зміцнення конструкційних матеріалів трибосистем ковзання. В 3-х томах. – Дрогобич: Коло, 2001. – 512 с.
- Пашечко М.И., Голубец В.М., Чернец М.В. Формирование и фрикционная стойкость эвтектических покрытий. – К.: Наук. думка, 1993. – 344 с.
- 4. Голубец В.М., Пашечко М.И. Износостойкие покрытия из эвтектики на основе системы Fe-

Мп-С-В. – К.: Наук. думка, 1989. – 160 с.

- Костецкий Б.И. Фундаментальные закономерности трения и износа. – К.: Знание, 1981. – 30 с.
- Чичинадзе А.В., Браун Е.Д., Гинсбург А.Г. и др. Расчет, испытание и подбор фрикционных пар. – М.: Наука, 1979. – 267 с.
- Крагельский И.В., Добычин М.Н., Комбалов В.С. Основы расчета на трение и износ. – М.: Машиностроение, 1977. – 256 с.
- Трение и износ фрикционных материалов /Под. ред. А.В. Чичинадзе. – М.: Наука, 1977. – 135 с.
- Костецкий Б.И. Трение, смазка и износ в машинах. – К.: Техника, 1970. – 396 с.
- 10. Гаркунов Д.Н. Триботехника. М.: Машиностроение ,1985.-424 с.
- Рыбакова Л.М., Куксенова Л.И. Структура и износостойкость металлов. – М.: Машиностроение, 1982. – 212 с.
- Крагельский И.В., Трение и износ. М.: Машиностроение, 1968. – 480 с.
- Бабей Ю.И. Физические основы импульсного упрочнения стали и чугуна. – К.: Наук. думка, 1988. – 240 с.
- Бакли Д. Поверхностные явления при адгезии и фрикционном взаимодействии. -М.: Машиностроение, 1986. – 360 с.
- Pashechko M., Lenik K.: Segregation of atoms of the eutectic alloys Fe-Mn-C-B at friction wear. Journal of Achivements in Materials and Manufacturing Engineering. Volume 18, ISSUE 1-2, 2006, S. 467-470.

Поступила в редакцию 29.05.2008

Проведены исследования сегрегации атомов при трении эвтектических сплавов системы Fe-Mn-C-B-Si, легированных Cr: Покрытия наносили методом плазменного наплавления с использованием порошковых сплавов. Выявлена сегрегация атомов C, B и Si на поверхность эвтектических сплавов.

Segregation of atoms at the friction of eutecticum alloys of the system of Fe-Mn-C-B-Si alloyed Cr are investigated. They are received in plasma surfacing by welding on base of powder alloy. The result has been definition surface segregation C, B and Si on the surface of eutecticum alloys.

УДК 621.785.53

В. Г. Каплун, Н. С. Машовець

ДОСЛІДЖЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ПОВЕРХНІ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ ВТ8 ПІСЛЯ НИЗЬКОТЕМПЕРАТУРНОГО АЗОТУВАННЯ В ПЛАЗМІ ТЛІЮЧОГО РОЗРЯДУ

Наведено фізико-механічні характеристики і фазовий склад титанового сплаву ВТ8 після низькотемпературного азотування в плазмі тліючого розряду при зміні технологічних параметрів азотування.

Титан і його сплави завдяки своїм властивостям (малій питомій вазі, високій питомій міцності, високій корозійній стійкості тощо), мають широке застосування не лише в техніці, але й в медицині [1, 2]. Проте застосування титану та його сплавів без зміцнення поверхні має певні обмеження в зв'язку із низькими фізико-механічними характеристиками поверхні і малою зносо-стійкістю.

В даний час існує багато технологій для зміцнення поверхні титанових сплавів із застосуванням методів PVD, CVD, термічної і хіміко-термічної обробки [2-7], які дозволяють утворювати на поверхні різні фази нітридів і карбідів титану, що мають високу твердість. Для різних умов експлуатації існують свої оптимальні співвідношення фаз, твердості і пластичності на поверхні, що забезпечують її максимальну зносостійкість. Для досягнення таких властивостей поверхневих шарів потрібні технології, що добре управляються технологічними параметрами і змінюють властивості поверхні (твердість, пластичність, фазовий і хімічний склади) в широких межах. До таких технологій відноситься технологія іонного азотування в плазмі тліючого розряду [5-7].

Відомі дослідження зносостійкості титанових сплавів після іонного азотування при високих температурах (800-9000 °C) з утворенням на поверхні моношарів нітридів титану ТіN (δ- фази) [4, 5] та одержання мононітридів TiN методом PVD [8]. Дані покриття мають високу мікро-твердість (10000÷15000 МПа), але не забезпечують в ряді випадків високої зносостійкості пари тертя в зв'язку з абразивним зношуванням, що обумовлене руйнуванням шарів покриття ТіN. Значно кращі показники зносостійкості одержані [5] при низькотемпературному іонному азотуванні титанового сплаву з утворенням на поверхні багатофазового покриття, які дозволяють зберегти структуру і властивості вихідного матеріалу, що є дуже важливим для збереження міцності конструктивних елементів.

Нами проведено дослідження фізико-механічних

характеристик (твердості і товщини) і фазового складу поверхневих азотованих шарів титанового сплаву ВТ8 після низькотемпературного азотування в плазмі тліючого розряду.

Методи досліджень

Дослідження проводились на експериментальній установці УАТР-1 для хіміко-термічної обробки конструктивних елементів в плазмі тліючого розряду [6]. Застосування тліючого розряду дозволяє не тільки на порядок прискорити процес дифузійного насичення поверхні азотом і нітридами титану, але й суттєво змінює кінетику процесу та якісні параметри поверхневого азотованого шару, зокрема, його твердість, товщину азотованого шару, градієнт зміни твердості по товщині та фазовий склад.

Зразки із титанового сплаву ВТ8 азотувалися за 9 різними режимами зі зміною температури азотування від 540 до 700 °С і тиску насичуючого середовища від 80 до 400 Па. Насичуюче середовище 50 об.%N2 + 48 об.%Ar + 2 об.%H2 і час дифузійного насичення 240 хв залишалися в усіх дослідах постійними. Характеристики параметрів режимів азотування визначались із застосуванням 2-х факторного робототабельного плану експериментів [9].

Мікротвердість поверхні вимірювалась за допомогою мікротвердоміра ПМТ-3, товщина азотованого шару визначалася методом металографічного аналізу на мікроскопі МІМ-9, фазовий аналіз поверхні визначався методом рентгеноструктурного аналізу на дифрактометрі ДРОН-3М.

Результати досліджень

Результи досліджень азотованих шарів за різними режимами (табл.1) показують, що мікротвердість поверхні змінюється в залежності від режиму низькотемпературного азотування титанового сплаву ВТ-8 в межах від 5700 до 7300 МПа. Характеристики поверхні азотованих зразків з ВТ8 наведені в таблиці 1.

[©] В. Г. Каплун, Н. С. Машовець, 2008

Таблиця 1 – Характеристики азотованих зразків з сплаву ВТ8

у азотування	Параметри	режиму азотування	цість поверхні , МПа	дисть поверхні 0, МПа тридного шару, 18 мкм 270ваного шару.		Фазовий	склад азотованого	шару, %
№ режим	Температу ра, T^0 С	Тиск, <i>Р</i> , Па	Мікротвер, _{Н50}	Товщина ні [.] h ₇₁	Товщина азс h,	TiN	Ti_2N	α-Ti
1	660	320	6500	1,6	75	+	+	+
2	580	320	5700	1,7	60	+	+	+
3	660	160	7300	2,5	80	+	+	+
4	580	160	6400	2,3	65	I	+	+
5	540	240	6500	1,8	40	I	+	+
6	700	240	7000	2,6	95	+	+	+
7	620	80	7200	2,8	85	-	+	+
8	620	400	5900	2,5	50	+	+	+
9	620	240	6350	2,7	60	+	+	+
He	е азотов	аний	4400	_	_			+

На рис. 1 та рис. 2 наведено графіки мікротвердості поверхні азотованого титанового сплаву ВТ-8 в залежності від тиску і температури дифузійного насичення, з яких видно, що мікро-твердість збільшується із зростанням температури азотування і зменшується зі збільшенням тиску в вакуумній камері. З табл. 1. видно, що в залежності від технологічних параметрів змінюються товщини як азотованого шару, так і нітридної зони. На рис. 3, 4 наведено графіки залежності товщини азотованого шару від температури і тиску в вакуумній камері, з яких видно, що товщина азотованого шару зростає зі збільшенням температури і зменшенням тиску. Це пояснюється тим, що при цьому збільшується енергія іонів азоту, які можуть дифундувати на більшу





1 – 80 МПа, 2 – 160 МПа, 3 – 240 МПа, 4 – 320 МПа, 5 – 400 МПа глибину. Зменшення тиску в вакуумній камері, крім того, сприяє зменшенню інтенсивності утворення ТіN, який перешкоджає дифузії азоту в глибину [5].



Рис. 2. Зміна мікротвердості поверхні азотованого титанового сплаву ВТ-8 в залежності від тиску при температури дифузійного насичення:





Рис. 3. Зміна товщини азотованого шару титанового сплаву ВТ-8 в залежності від температури дифузійного насичення при тиску:





Рис. 4. Зміна товщини азотованого шару титанового сплаву ВТ-8 в залежності від тиску при температурі дифузійного насичення:

1 - 540 °C, 2 - 580 °C, 3 - 620 °C, 4 - 660 °C, 5 - 700 °C

В залежності від температури і тиску на поверхні утворюються різні фази. На рентгенограмах, знятих з поверхні азотованого титанового сплаву за різними режимами, спостерігаються лінії, що відповідають фазам: TiN (δ-фаза), Ti2N (ε-фаза) та α-фаза. На рис. 5. представлено рентгенограми від поверхні титанового сплаву, азотованого при 540, 620 та 700 °C, з яких видно, що най-більша інтенсивність фази TiN (δ-фаза) спостерігається при температурі азотування 700 °C, а при 540 °C лінія фази TiN (δ-фаза) взагалі відсутня.

На рис.6. зображена мікроструктура неазотованого (a) та азотованого (δ) титанового сплаву BT8, з якого видно, що після азотування структура серцевини не змінюється. На поверхні азотованого зразка спостерігається тонкий нітридний шар (рис. 6, δ).



Рис. 5. Дифрактограми поверхні сплаву ВТ8 після іонного азотування за режимами:





Рис. 6. Мікроструктура неазотоаного (*a*) та азотованого титанового сплаву ВТ8 (× 500)

Результати досліджень мікротвердості азаотованих шарів титану ВТ8 по товщині за різними технологічними режимами представлено на рис. 7. 3 графіків видно, що, міняючи технологічні режими азотування, ми можемо міняти не тільки твердість поверхні, але і градієнт твердості по товщині азотованого шару, що є дуже важливим для ряду експлуатаційних характеристик.



Рис. 7. Розподіл мікротвердості по глибині азотованих зразків, що зміцнювались за режимами 5,6,9 (табл. 1).

^{1 -} режим 5, 2 - режим 6, 3 - режим 9 (табл. 1)

Висновки

Застосування низькотемпературного азотування в тліючому розряді дозволяє підвищити фізико-механічні характеристики і змінювати фазовий склад поверхневих шарів, зберігаючи властивості серцевини вихідного матеріалу. Змінюючи технологічні параметри процесу азотування в тліючому розряді можна керувати властивостями поверхневих шарів в широких межах.

Перелік посилань

- 1. Горинин И.В., Чечулин Б.Б. Титан в машиностроении – М.: Машиностроение, 1990. – 400 с.
- M P Kapczinski, E J Kinast and C A dos Santos Near-surface composition and tribological behaviour of plasma nitrided titanium / J. Phys. D: Appl. Phys. 36 (2003) 1858-1863.
- Закономірності формування зносостійких газотермічних покриттів на титанових сплавах/ М.В. Кіндрачук, Е.А. Кульгавий, М.М. Скалига, О.В. // Проблеми тертя та зношування: Київ НАУ, вип. 46-2006. – С. 143-148.

- Федірко В.М., Погрелюк І.М. Азотування титану та його сплавів. – К.: Наук. думка, 1995. – С. 107-146.
- Ионная химико-термическая обработка сплавов/ Б.М. Арзамасов, А.Г. Братухин, Ю.С. Елисеев, Т. А. Панайоти. – М.: Изд-во МГТУ им. Баумана, 1999. – 400 с.
- Пат. 22650А. Украина. Спосіб іонного азотування азотоактивних металів / В.Г. Каплун, І.М. Пастух. Бюл. № 2, 1998.
- Каплун В.Г. Особенности формирования диффузионного слоя при ионном азотировании в безводородных средах // Физическая инженерия поверхности. – Т. 1. – № 2. – Харьков, 2003. – С. 141-146.
- Иванов А.С., Потехин А.Р., Томсинский А.С. Износостойкие покрытия на титановых сплавах/ / МиТОМ. – 1990. – № 1 – С. 30-31.
- Тихомиров В. Б. Планирование и анализ эксперимента. – М.: Легкая индустрия, 1974. – 263 с.

Поступила в редакцию 19.05.2008

Приведены физико-механические характеристики и фазовый состав титанового сплава BT8 после низкотемпературного азотирования в плазме тлеющего разряда при изменении технологических параметров азотирования.

The investigation of the physics-mechanical properties and phase composition of titanic alloy VT8 (6.5Al-3.5Mo-0.5Zr) was study after the low temperature nitriding in plasma of glow discharge at the change of technological parameters of nitriding.

УДК 539.43: 669.14.017

И.В.Акимов, И.П.Волчок

ПОВЫШЕНИЕ КОНСТРУКТИВНОЙ ПРОЧНОСТИ ГРАФИТИЗИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

В работе исследовано влияние Mn, Cr, Ni, Mo и термической обработки на структуру и механические свойства графитизированных сталей. Проведен фрактографический анализ изломов образцов после циклического нагружения. Определен оптимальный химический состав сталей для изделий, работающих в условиях повышенной вероятности внезапного разрушения и в условиях циклических нагрузок.

Введение

В ряде энергетических установок, в частности в двигателях внутреннего сгорания для определенной группы деталей (коленчатые валы, блоки цилиндров, гильзы, поршневые кольца и т.д.) используются графитизированные чугуны, преимущества которых (низкая себестоимость, высокая технологичность, низкая чувствительность к концентраторам напряжений и т.п.), как и их недостатки (низкие прочность, пластичность, статическая и циклическая трещиностойкость) связаны с высоким содержанием углерода (2,5...3,8 %) и наличием графитовых включений в структуре. В связи с этим значительный интерес для промышленности представляет малоизученный и потому недостаточно используемый класс конструкционных материалов – графитизированных сталей, имеющих по сравнению с чугунами в 2.....3 раза меньшее содержание углерода и, как результат, более высокие показатели механических и служебных свойств [1].

Сопротивление графитизированных сталей разрушению при статических и циклических нагрузках является одним из факторов, определяющих надежность и долговечность изготовленных из них изделий. В связи с этим анализ ми-кромеханизма разрушения при статических и циклических нагрузках этого материала представляет теоретический и практический интерес.

В литературе [1-4] имеются сведения о влиянии легирования и термической обработки на предел прочности σ_{g} , относительное удлинение δ , ударную вязкость КС графитизированных сталей и в то же время отсутствуют данные о влиянии этих факторов на статическую и циклическую вязкость разрушения, определяющих надежность материала в процессе эксплуатации. Наши исследования [5] показали, что модифицирование алюминием до 0,28 % позволяет оптимизировать форму графитовых включений и повышать предел прочности σ_{g} , относительное удлинение δ и коэффициент интенсивности напряже-

ний К_{1С} графитизированных сталей.

Методика исследований

Данная работа посвящена исследованию влияния легирования Mn, Cr, Ni и Mo на структуру, механические свойства, статическую и циклическую трещиностойкость графитизированных сталей, модифицированных алюминием. С этой целью в 120килограммовой индукционной печи с основной футеровкой выплавляли стали состава: 1,38.....1,40 %C; 0,85.....0,90 %Si; 0,26.....0,28 %A1; 0,029.....0,031 %P; 0,022.....0,027 %S. Содержание легирующих элементов изменяли в диапазонах, приведенных в табл. 1. Жидкий металл разливали в сухие песчано-глинистые формы.

_	Таблин	91-	- Pac	иети	ти.	Y IAM	uueo	чкий	сост	ЯR	rna-
	Вариант		1 40	10111	DIII .				0001	uD	1 pu

фитизирова стали	ан мы х%та	л ей , %	N1, %	Mo, %
1	0,80	0,0	0,0	0,0
2	0,80	0,30	0,0	0,0
3	0,80	0,30	1,2	0,0
4	1,80	0,30	1,2	0,0
5	1,80	0,30	1,2	0,32
6	1,80	0,60	1,2	0,32

Структура сталей в литом состоянии соответствовала заэвтектоидным железоуглеродистым сплавам с невысокой степенью графитизации. Согласно [6], стали с наличием в структуре вторичного цементита в виде мелких скоплений и разорванной сетки не обладают требуемыми показателями прочности, пластичности и ударной вязкости. В связи с этим, с целью графитизации вторичного цементита, стали подвергали отжигу по режиму: нагрев 850 °С, выдержка 3 ч, охлаждение с печью. После графитизирующего отжига структура состояла из пластинчатого перлита и включений графита вермикулярной и шаровидной формы. Данная структура являлась исходной для последующей термической обработки.

По данным [1; 7-9], коагуляция цементита перлитной фазы при отжиге на зернистый перлит обеспечивает значительное повышение показателей пластичности δ , ψ и ударной вязкости КС графитизированных сталей. С целью повышения указанных характеристик, а также критического коэффициента интенсивности напряжений и циклической трещиностойкости стали подвергали сфероидизирующему отжигу по режиму, предусматривающему $\alpha \leftrightarrow \gamma$ превращение: нагрев 850 °C, выдержка 30 мин, охлаждение с печью до 600 °C, нагрев 720 °C, выдержка 1 ч, охлаждение с печью до 600 °C, нагрев 720 °C, выдержка 1 ч, дальнейшее охлаждение с печью.

Полученные результаты

Как показал металлографический анализ, во всех вариантах сталей включения графита имели вид мелких (10.....40 мкм) равномерно распределенных выделений шаровидной и вермикулярной формы (рис. 1, a); металлическая матрица практически полностью была представлена зернистым перлитом (рис. 1, δ).





Рис. 1. Типичная структура графитизированных сталей после графитизирующего и сфероидизирующего отжигов:

а – нетравленный шлиф; б – травленный шлиф

С увеличением содержания легирующих элементов монотонно возрастали прочность, твердость и условный предел текучести при одновременном снижении относительного удлинения (табл. 2). Такое изменение свойств можно объяснить твердорастворным упрочнением металлической матрицы легирующими элементами.

	Таблица 2 – Механические	свойства	сталей	пос-
ıe	сфероидизирующего отжиг	а		

№ вари- анта по табл. 1	<i>σ_В</i> , МПа	σ _{0,2} , МПа	δ, %	HB	<i>К</i> _{1С} , МПа · √м
1	418	288	8,3	195	33,9
2	582	334	7,6	197	38,3
3	697	348	7,5	217	40,6
4	775	433	5,0	241	39,8
5	917	479	4,5	255	36,6
6	920	525	3,0	255	34,7

Критический коэффициент интенсивности напряжений изменялся от 33,9 мПа√м до 40,6 мПа√м и имел максимальное значение для стали, комплексно легированной 0,8 %Mn; 0,3 %Cr и 1,2 %Ni.

В сталях вариантов 5 и 6 положительное влияние Мо на коэффициент интенсивности напряжений не обнаруживалось, что можно объяснить значительным охрупчиванием металлической матрицы марганцем, хромом и молибденом и, в связи с этим, снижением уровня трещиностойкости.

Анализ кинетических диаграмм исследуемых сталей (рис. 2) показал, что размах интенсивности напряжений, при котором усталостная трещина не развивается, изменялся в незначительном диапазоне: $\Delta K_{th} = 6,5.....8,0$ МПа \sqrt{M} . В то же время критическое значение коэффициента циклической вязкости разрушения ΔK_{fc} в значительной степени зависело от их химического состава. Так, ΔK_{fc} нелегированной стали не превышало 38 МПа \sqrt{M} . С увеличением содержания хрома до 0,3 % указанный параметр составил 50 МПа \sqrt{M} , при комплексном легировании 0,3 % хрома и 1,2 % никеля ΔK_{fc} возрос до 58 МПа \sqrt{M} .

При фрактографическом исследовании изломов установлено, что преимущественным механизмом разрушения графитизированных сталей является микроскол. В сталях 1-го.....3-го вариантов на фоне участков скола были обнаружены интенсивные деформационные гребни, свидетельствующие о значительной энергоемкости разрушения в процессе роста усталостной трещины (рис. 3, *а-в*).

С увеличением содержания легирующих элементов (Mn, Cr, Mo) показатель ΔK_{fc} снижался. Для 4-го, 5-го и 6-го варианта стали он составил соответственно 40, 39 и 40 мпа \sqrt{M} . Снижение данного параметра, вероятно, связано со значительным охрупчиванием металлической матрицы после легирования стали указанными элементами. При этом изменялся и микрорельеф поверхности разрушения: при фрактографическом исследовании изломов были обнаружены значительные по площади участки внутризеренного скола веерного типа, свидетельствующие о снижении энергоемкости разрушения (рис. 3, *г-е*).



Рис. 2. Кинетические диаграммы усталостного разрушения комплексно-легированных графитизированных сталей



Рис. 3. Микрофрактограммы изломов образцов графитизированных сталей вариантов (по табл. 1) $\upsilon \approx 10^{-6}$ м/цикл: 1(*a*); 2(*b*); 3(*b*); 4(*c*), 5(*d*), 6(*c*)

Выводы

Таким образом, исследования показали, что легирование марганцем, хромом, никелем и молибденом повышает механические свойства графитизированных сталей в результате твердорастворного упрочнения. Установлено, что графитизированная сталь состава: 1,38.....1,40 %C; 0,85.....0,90 %Si; 0,7.....0,8 %Mn; 0,25.....0,3 %Cr; 1,0.....1,2 %Ni; 0,25.....0,28 %A1; 0,029.....0,031%P; 0,022.....0,027%S после сфероидизирующего отжига имела вязкость разрушения $K_{1C} = 40.....45$ МПа \sqrt{m} , и критический коэффициент цик-

лической трещиностойкости $\Delta K_{fc} = 50.....55$

МПа \sqrt{M} , что практически в 1,5 раза превышает аналогичные характеристики феррито-перлитных высокопрочных чугунов и дает возможность применять данную сталь для деталей, работающих в условиях повышенной вероятности внезапного разрушения и в условиях циклических нагрузок.

Перечень ссылок

- Тодоров Р.П., Николов М.В. Структура и свойства отливок из графитизированной стали. – М.: Металлургия, 1976. – 168 с.
- Жураковский В.М. Механические свойства и износостойкость графитизированной стали // Ми-ТОМ. – 1978. – № 7. – С. 35-36.
- Жураковский В.М., Самелек Б.В. и др. Формирование оптимальной структуры графитизированной стали // Технология и организа-

ция производства. - 1986. - № 4. - С. 35-36.

- Жураковский В.М. Организация трансформируемой структуры и обеспечение заданных свойств графитсодержащей стали: Автореф. дисс. докт. техн. наук / Ростовский-на-Дону институт сельскохозяйственного машиностроения, Минск, 1985. – 40 с.
- Акимов И.В., Андрейко И.М. Влияние легирования на свойства графитизированных сталей / / Високі технології в машинобудуванні: Зб. наук. праць НТУ «ХПІ». Харків: Курсор, 2002. Вип.1(5). С. 17-24.
- Коровина Г.В. Литая графитизированная сталь. – Свердловск: Машгиз, 1959. – 39 с.
- Жураковский В.М. Механические свойства и износостойкость графитизированной стали // Ми-ТОМ. – 1978. – №7. – С. 35-36.
- Самелик Б.В. Исследование и разработка методов повышения технологических и эксплуатационных свойств литой графитизированной стали для ответственных деталей сельскохозяйственных машин: Автореф. дисс. канд. техн. наук / Новочеркасский политехнический институт им. С. Орджоникидзе. – Новочеркасск, 1982. – 22 с.
- Садчиков В.Я. Исследование и разработка модифицированных графитизированных сталей и методов повышения их эксплуатационных свойств: Автореф. дисс. канд. техн. наук / Новочеркасский политехнический институт им. С. Орджоникидзе. – Новочеркасск, 1981. – 20 с.

Поступила в редакцию 28.05.2008

У роботі досліджено вплив Mn, Cr, Ni, Mo та термічної обробки на структуру та механічні властивості графітизованих сталей. Проведено фрактографічний аналіз зламів зразків після циклічного навантаження. Визначено оптимальний хімічний склад сталей для виробів, які працюють в умовах підвищеної імовірності раптового руйнування та в умовах циклічного навантаження.

Influence of alloying by Mn, Cr, Ni, Mo and heat-treatment an structure and mechanical properties of graphitized steels has been investigated in the present work. Analysis of fractures of samples after cyclic loading was carried out. The optimum chemical composition of steel for parts working in conditions of increased probability of sudden destruction and cyclic loadings has been determined.

УДК 669.2/.8-034.7

В. А. Шаломеев

МОДИФИЦИРОВАНИЕ МАГНИЕВОГО СПЛАВА МЛ-5 ПРИ ФИЛЬТРАЦИИ ЧЕРЕЗ УГЛЕРОД-СОДЕРЖАЩИЕ МАТЕРИАЛЫ

Исследована структура и качество сплава Мл-5 в поверхностных слоях отливок после контакта металла с углерод-содержащими фильтрующими материалами – магнезит, графитовый бой, известняк. Установлено, что жидкий магниевый сплав взаимодействует с материалом фильтра и происходит его модифицирование. При этом, максимальное измельчение зерна металла наблюдается при взаимодействии с графитом и магнезитом.

Улучшение качества отливок из магниевых сплавов и повышение их механических свойств достигается путем модифицирования расплава. Наиболее дешевым и широко распространенным способом модифицирования магниевых сплавов системы Mg-Al-Zn является обработка его углерод-содержащими материалами.

При выплавке литья из магниевых сплавов, широко применяют флюс ВИ-2, однако, в этом случае возникает угроза загрязнения металла флюсом [1], приводящая к появлением очагов флюсовой коррозии и снижающая качество магниевых отливок. Для этого применяют фильтрацию расплава перед его заливкой в форму [2]. В качестве фильтра используют широко распространенные и недорогие материалы – магнезит, известняк и графит, обеспечивающие высокое качество металла и повышенные механические свойства [3]. При фильтрации, одновременно с очисткой расплава от флюса, происходит его модифицирование углеродом, входящим в состав фильтра. Так, при использовании в качестве фильтра магнезита и известняка, под воздействием температуры, происходит их разложение с образованием соответствующих оксидов и атомарного углерода, который, взаимодействуя с алюминием, входящим в состав сплава, приводит к образованию мелкодисперсных карбидов алюминия, являющихся центрами кристаллизации и измельчающими зерно. Графитовый бой ведет себя аналогичным образом, углерод которого, взаимодействуя с алюминием, также создает центры кристаллизации [4]. Очевидно, что разные углерод-содержащие материалы будут образовывать различное количество центров кристаллизации и соответственно, металл будет иметь отличающуюся структуру и свойства. Поэтому, правильный выбор материала фильтра, обеспечивающего максимальное измельчение зерна металла и, как следствие, повышенный комплекс свойств сплава, является актуальной задачей.

Изучали структуру металла при контакте с выбранными материалами на границе их взаимодействия. Для чистоты эксперимента, чтобы избежать влияния других факторов на процесс модифицирования (фракционность материала, площадь поверхности взаимодействия), использовали метод «лежачей капли» [5], заключающийся в расплавлении пробы металла на горизонтальных подкладках из исследуемых материалов в индукционной печи в атмосфере аргона.^{*}

Образцы из сплава Мл-5 (Ш 7,5 × 7,5 мм) помещали в графитовый нагреватель, который располагался в печи из кварцевого стекла в середине индуктора, на подкладки (23 × 15 × 5 мм) из магнезита, известняка и графитового боя. После расплавления капли металла и последующей кристаллизации (рис. 1), ее разрезали пополам и изготавливали шлифы. Микроструктуру металла на границе раздела «металл-фильтр» изучали методом оптической микроскопии после травления 7-%-ном спиртовом растворе азотной кислоты.



Рис. 1. Капля из сплава Мл-5 после кристаллизации на графитовой подложке

Микротвердость определяли на микротвердомере фирмы «Buehler» при нагрузке индентора равной 0,1H.

Микрорентгеноспектральный анализ структурных составляющих сплава осуществляли на электронном микроскопе «JSM-6360LA».

^{*} Исследование проводились совместно с к.т.н. Самойловым В.Е., инженером Самойловым Ю.В.

[©] В. А. Шаломеев, 2008

Микроструктура исследуемых капель сплава Мл-5 представляла собой б -твердый раствор, упрочненный интерметаллидной фазой у(Mg₄Al₃), с наличием эвтектики $\delta + \gamma (Mg_4Al_3)$ и марганцовистой фазы (рис. 2).



Рис. 2. Микроструктура капли из сплава Мл-5, × 500

На поверхности капли, контактировавшей с подложкой из известняка, выявлена микропористость с характерными продуктами окисления, проникающая в глубь металла на ~175 мкм, (табл. 1). В поверхностной зоне также обнаружены интерметаллиды γ(Mg₄Al₃), выделившиеся в виде глобулярных частиц серого цвета размером 2,0.....6,0 мкм (рис. 3, *a*).

При исследовании пограничных зон металла, взаимодействовавшего с подложками из графита и магнезита, на поверхности наблюдалось незначительное окисление глубиной до 10 и 6 мкм, соответственно (рис. 3, б-в). При этом, в поверхностной зоне исследуемых капель имелось повышенное (по сравнению с остальным объемом капли) количество интерметаллидов ү(Mg₄Al₃). Установлено, что большее количество выделений у(Mg₄Al₂)-фазы выявлено в поверхностной зоне капли при контакте с магнезитовой подложкой. Размеры интерметаллидов

Таблица 1 – Величина микрозерна и структурных составляющих капель из сплава Мл-5

Материал подложки	Глубина окисления, мкм	Размер микро- зерна, мкм	Размер интерметал- лидной фазы ү(Mg ₄ Al ₃), мкм
известняк	до 175	80150	2,06,0
графит	до 10	80175	3,08,0
магнезит	до 6	75150	3,025,0

достигали 25 мкм, что в 3.....4 раза больше, чем в каплях при контакте с известняком и графитом.

Величина микрозерна в материале всех исследуемых капель находилась на одном уровне (табл. 1).



			-	-		
-	-	Contraction of the local division of the loc	-	Contraction of	a statement	10.70
		the same in	South St	73 M.S.	1000	100
		and the second	March 1	and the second	ALCONT.	100
State of the second	State Co	10 - Z - 2	the second second	State of the second	Ser Contraction	
	Sale de tra	and the state	Con and the	and the state of	1000	1000
	State State	The season of the	Contraction of	a the state of the	5-2-24	
All and and	And a start	Contract of P	and and the	100	100000	100
Contraction of the local division of the loc	Contraction of the second	the second	Contract of	the second second	Sel - The	
State of the second	1. 1.	No. There	1000	1 the state		
Constanting of the	Section States	10000	1000	2. 58. 9		27
and the second second	A COL	10 20 20 20	and the second second	1 1 1 1 1 1 1 1 1 1 1 1 1 1 1 1 1 1 1		

б

and the second sec
A CONTRACTOR OF THE OWNER OWNE
-

Рис. 3. Микроструктура поверхностной зоны капель из сплава МЛ-5, находившихся на различных подложках, × 500:

а – из известняка; б – из графита; в – из магнезита

Микротвердость δ -твердого раствора в поверхностных зонах капель всех вариантов была несколько выше, чем в центре (табл. 2). Более высокие значения микротвердости матрицы, эвтектики и интерметаллида наблюдались в капле, находившейся на подложка из магнезита.

Таблица 2 – Микротвердость капель из сплава Мл-5

Материал подложки	Микротвердость, HV, МПа						
	мат	рица	эвтектика	интерметаллидная фаза ү(Mg ₄ Al ₃)			
	край	центр	$\delta + \gamma (Mg_4Al_3)$				
известняк	858,0973,5	733,4932,5	1188,41368,9	2825,8			
графит	792,0894,1	761,8792,0	1225,81891,6	2825,8			
магнезит	894,11167,8	824,01017,3	1225,82288,9	2825,85150,0			

Таблица 3	3 – Количественн	ая оценка структур	ных составляющих	х в опытных	образцах сплава	. Мл-	5
-----------	------------------	--------------------	------------------	-------------	-----------------	-------	---

	Количество и размер упрочняющей фазы						
Вариант фильтрации	Единичные включения			Скопления включений			
	Индекс, І	Средний размер, <i>d</i> , мкм	Кол-во на ед. дл., <i>n</i> , 1/мм	Индекс, І	Средний размер, <i>d</i> , мкм	Кол-во на ед. дл., <i>n</i> , 1/мм.	
магнезит	0,00701	3,895	1,81	0,00140	9,990	0,14	
Эл. бой	0,00907	4,491	2,02	0,00125	8,910	0,14	
известняк	0,01181	5,670	2,02	0,00272	17,10	0,16	



Рис. 4. Результаты РСМА в режиме картирования участка микрошлифа в зоне контакта металла сплава Мл-5 с материалом фильтра. Большему содержанию элемента соответствует более интенсивная окраска

Количественный анализ структурных составляющих в исследуемых образцах из сплава Мл-5 показал, что при взаимодействии металла с материалами подложки образуются как единичные интерметаллиды, так и их скопления. Причем, их индекс (ГОСТ 1778-70), средний размер и количество на единицу длины – возрастают от магнезита к графиту и известняку (табл. 3).

Интерметаллидная фаза, образовавшаяся после контакта металла с материалами фильтра, отличатся от исходной. Заметно изменяется ее топография и морфология. Она приобретает несовершенную призматическую или пластинчато-призматическую форму. При этом, некоторые частицы несут следы «улета» газовой фазы, когда в образовавшихся порах наблюдаются новообразования – четко ограненные мелкие кристаллики золотисто-желтого цвета с яркой анизотропией, что позволяет их отнести к карбиду алюминия Al₄C₃.

Микрорентгеноспектральный анализ всех исследуемых образцов металла показал, что в поверхностной зоне контакта «металл-фильтр» интерметаллидная фаза $\gamma(Mg_4Al_3)$, кроме магния и алюминия также обогащена марганцем и углеродом (рис. 4), что подтверждает данные металлографического анализа и позволяет сделать вывод о комплексном строении интерметаллидной фазы.

Сравнение структуры поверхности литого металла после взаимодействия с фильтрами различного состава показало, что более приемлемыми, обеспечивающими низкое окисление расплава и, соответственно, более высокое его качество, являются электродный бой и магнезит.

Выводы

 В результате взаимодействия магниевого сплава с материалом фильтра наблюдается повышенное количество интерметаллидной фазы у(Mg₄Al₃). Причем больше всего ее обнаружено при использовании магнезита.

2. Повышенная микротвердость структурных составляющих сплава Мл-5 на границе раздела «металл-флюс» наблюдалась при взаимодействии металла с магнезитом.

 Область контакта металла с материалом фильтра обогащена алюминием, марганцем и углеродом, что свидетельствует о комплексном составе интерметаллидной фазы.

4. Лучшими фильтрационными материалами для магниевых сплавов, обеспечиващими низкое окисление металла и высокую эффективность модифицирования, являются графит и магнезит.

Перечень ссылок

- Магниевые сплавы: Справочник. Ч.1. Металловедение магния и его сплавов. Области применения. – М.: «Металлургия», 1978. – 232 с.
- Альтман М.Б., Лебедев А.А., Чухров М.В. Плавка и литье легких сплавов. – М.: «Металлургия», 1969. – 680 с.
- Шаломеев В.А., Цивирко Э.И., Лысенко Н.А., Клочихин В.В. Ресурсосберегающая технология рафинирования печных донных остатков магниевого сплава Мл-5 //Вестник двигателестроения, 2007. – № 2. – С. 77-82.
- Шаломеев В.А., Лысенко Н.А., Лукинов В.В., Быков И.Д., Цивирко Э.И. Рафинирование магниевого сплава Мл-5 для ответственного авиационного литья// Вестник двигателе-строения, 2006. – № 1. – С. 139-143.
- Самойлов В.Е., Самойлов Ю.В. Методическая разработка актуальной проблемы рафинирования магниевого сплава Мл-5 методом фильтрования. / XI международная конференция «Неметаллические включения и газы в литейных сплавах», тезисы докладов. – Запорожье, 19-22 сентября 2006. – 183 с.

Поступила в редакцию 04.05.2008

Досліджено структуру і якість сплаву Мл-5 у поверхневих шарах виливків після контакту металу з вуглець-утримуючими фільтруючими матеріалами – магнезит, графітовий бій, вапняк. Установлено, що рідкий магнієвий сплав взаємодіє з матеріалом фільтра й відбувається його модифікування. При цьому, максимальне здрібнювання зерна металу спостерігається при взаємодії із графітом і магнезитом.

The summary: the structure and quality of alloy MI-5 in superficial layers of cast details after contact of metal to carbon-containing by filtering materials – magnesite, graphite fight, limestone Is investigated. It is established, that the liquid magnesian alloy cooperates with a material of the filter and there is its modifying. Thus, the maximal crushing of grain of metal is observed at interaction with graphite and magnesite.

АВТОРЫ НОМЕРА

Андрющенко С.А.

Студент, Запорожский национальный технический университет

Акимов И.В.

Кандидат технических наук, доцент кафедры технологии металлов, Запорожский национальный технический университет

Бажмина Э.А.

Старший преподаватель, кафедра начертательной геометрии и черчения, Запорожский национальный технический университет

Беженов А.И.

Кандидат технических наук, доцент кафедры теплотехники гидравлики, Запорожский национальный технический университет

Беженов С.А.

Кандидат технических наук, доцент кафедры теплотехники гидравлики, Запорожский национальный технический университет

Белик В.Н.

Директор машиностроительного завода, г. Дружковка, Украина

Беликов С.Б.

Доктор технических наук, профессор, ректор Запорожского национального технического университета

Белый Е.Т.

Кандидат технических наук, доцент кафедры деталей машин и подъемно-транспортных механизмов, Запорожский национальный технический университет

Бень А.Н.

Инженер кафедры обработки металлов давлением, Запорожский национальный технический университет

Бернацкий А.В.

Младший научный сотрудник отдела «Специализированная высоковольтная техника и лазерная сварка», Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, г. Киев

Богуслаев А.В.

Кандидат технических наук, ведущий инженер ОАО «Мотор Сич», г. Запорожье

Быковский О.Г.

Доктор технических наук, профессор кафедры оборудования и технологии сварочного производства, Запорожский национальный технический университет

Бычков Н.Г.

Кандидат технических наук, начальник сектора, ФГУП «ЦИАМ им. П.И. Баранова», г. Москва

Бялик Г.А.

Кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник кафедры машин и технологии литейного производства, Запорожский национальный технический университет

Волчок И.П.

Доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой технологии металлов, Запорож-ский национальный технический университет

Глотка А.А.

Аспирант кафедры физического материаловедения, Запорожский национальный технический университет

Голтвяница В.С.

Аспирант, кафедра машин и технологии литейного производства, Запорожский национальный технический университет

Голтвяница С.К.

Кандидат технических наук, генеральный директор ООО «Риал», г. Запорожье

Гоменюк С.И.

Доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой прикладной физики, Запорожский национальный университет

Гонтаренко В.И.

Доктор технических наук, профессор кафедры машин и технологии литейного производства, Запорожский национальный технический университет

Гребенюк С.Н.

Кандидат технических наук, доцент, зав. кафедрой математического анализа, Запорожский национальный университет

Грязнов Б.А.

Доктор технических наук, профессор, Институт проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины. г. Киев

Данильченко Д.В.

Инженер-программист НПК «ДатаИКС», г. Запорожье

Долматов Д.А.

Доктор технических наук, Национальный аэрокосмический университет им. Н.Е. Жуковского «ХАИ», г. Харьков

Дубровин В.А.

Кандидат технических наук, доцент кафедры программных средств, Запорожский национальный технический университет

Емец В.В.

Кандидат технических наук, доцент кафедры технологии производства летательных аппаратов, Национальный университет, г. Днепропетровск

Ершов А.В.

Кандидат технических наук, доцент кафедры физики, Запорожский национальный технический университет

Загробский А.В.

Директор ЧП «Тайм», г. Запорожье

Зиличихис С.Д.

Начальник бюро прогрессивных технологических процессов отдела главного технолога, Государственное предприятие «Ивченко-Прогресс», г. Запорожье

Ивщенко Л.И.

Доктор технических наук, профессор, директор машиностроительного института, Запорожский национальный технический университет

Каплун В.Г.

Доктор технических наук, профессор, проректор по науке, Хмельницкий национальный университет

Карась Г.В.

Инженер, ОАО «Мотор Сич», г. Запорожье

Катренко М.А.

Кандидат технических наук, доцент кафедры двигателестроения, Днепропетровский национальный университет

Качан А.Я.

Доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой технологии авиационных двигателей, Запорожский национальный технический университет

Коваль А.Д.

Доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой физического материаловедения, Запорожский национальный технический университет

Кондратюк Э.В.

Главный технолог, Государственное предприятие «Ивченко-Прогресс», г. Запорожье

Кононученко О.В.

Кандидат технических наук, старший научный сотрудник, Институт проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины, г. Киев

Корниенко В.В.

Студент, Запорожский национальный технический университет

Коробко А.В.

Старший преподаватель кафедры охраны труда и окружающей среды, Запорожский национальный технический университет

Коробочка А.Н.

Доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой автомобилей и автомобильного хозяйства, Днепродзержинский государственный технический университет

Коцюба В.Ю.

Начальник цеха, ОАО «Мотор Сич», г. Запорожье

Кресанов Ю.С.

Кандидат технических наук, зам. главного металлурга, ОАО «Мотор Сич», г. Запорожье

Кубич В.И.

Старший преподаватель кафедры военной подготовки, Запорожский национальный технический университет

Лавренко А.С.

Кандидат технических наук, доцент кафедры охраны труда и окружающей среды, Запорожский национальный технический университет

Левицкая Т.И.

Кандидат технических наук, доцент кафедры прикладной математики, Запорожский национальный технический университет

Леник К.С.

Доктор технических наук, кафедра основ техники, Люблинский политехнический институт, Польша

Лепешкин А.Р.

Доктор технических наук, старший научный сотрудник, ФГУП «ЦИАМ им. П.И. Баранова», г. Москва

Лоскутов С.В.

Доктор физико-математических наук, профессор кафедры физики, Запорожский национальный технический университет

Мазин В.А.

Кандидат технических наук, доцент кафедры теплотехники и гидравлики, Запорожский национальный технический университет

Мастиновский Ю.В.

Кандидат технических наук, заведующий кафедрой прикладной математики, Запорожский национальный технический университет

Машовец Н.С.

Инженер, Научный экспериментальный центр, Хмельницкий национальный университет

Мовшович А.Я.

Доктор технических наук, профессор, зам. директора по научной работе научно-производственного объединения «Оснастка», г. Харьков

Мозговой С.В.

Инженер, ОАО «Мотор Сич», г. Запорожье

Налимов Ю.С.

Кандидат технических наук, старший научный сотрудник, Институт проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины, г. Киев

Наумик В.В.

Кандидат технических наук, доцент кафедры машин и технологии литейного производства, Запорожский национальный технический университет

Ольшанецкий В.Е.

Доктор технических наук, профессор кафедры физического материаловедения, Запорожский национальный технический университет

Остапчук В.Н.

Кандидат технических наук, главный инженер Южной железной дороги, г. Харьков

Панасенко В.А.

Начальник бюро управления главного технолога, ОАО «Мотор Сич», г. Запорожье

Пахолка С.Н.

Зам. начальника цеха, ОАО «Мотор Сич», г. Запорожье

Пашечко М.І.

Доктор технических наук, профессор, Люблинский политехнический институт, Польша

Педаш А.А.

Инженер УГМет, ОАО «Мотор Сич», г. Запорожье

Пейчев Г.И.

Главный инженер, Государственное предприятие «Ивченко-Прогресс», г. Запорожье

Першин А.В.

Научный сотрудник, ФГУП «ЦИАМ им. П.И. Баранова», г. Москва

Петрик И.А.

Главный сварщик, ОАО «Мотор Сич», г. Запорожье

Поддубный И.Н.

Аспирант кафедры автомобилей и автомобильного хозяйства, Днепродзержинский государственный технический университет

Попович А.Г.

Аспирант кафедры механики, Запорожский национальный технический университет

Савченко В.С.

Доктор технических наук, ведущий научный сотрудник, Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, г. Киев

Сахно А.Г.

Кандидат технических наук, доцент кафедры технологии авиационных двигателей, Запорожский национальный технический университет

Сергеев Д.М.

Преподаватель, Военный институт Сил воздушной обороны, г. Актобе, Казахстан

Cuopa A.B.

Заведующий группы отдела «Специализированная высоковольтная техника и лазерная сварка», Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, г. Киев

Сокол Г.И.

Доктор технических наук, доцент кафедры технической механики, Днепропетровский национальный университет

Сытников Н.Н.

Кандидат технических наук, доцент, декан факультета последипломного образования, Запорожский национальный технический университет

Тимофеева Л.А.

Доктор технических наук, профессор, зав. кафедрой, Харьковская государственная железнодорожная академия

Тучина У.Н.

Ведущий конструктор, Государственное конструкторское бюро «Южное», г. Днепропетровск

Трощенко В.Т.

Академик НАН Украины, директор, Институт проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины, г. Киев

Федорончак Т.В.

Аспирант кафедры программных средств, Запорожский национальный технический университет

Хаскин В.Ю.

Кандидат технических наук, старший научный сотрудник отдела «Специализированная высоковольтная техника и лазерная сварка», Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, г. Киев

Цивирко Э.И.

Доктор технических наук, профессор кафедры машин и технологии литейного производства, Запорожский национальный технический университет

Цыганов В.В.

Кандидат технических наук, доцент кафедры станков и инструмента, Запорожский национальный технический университет

Червякова Л.В.

Кандидат технических наук, старший научный сотрудник, Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, г. Киев

Чернета О.Г.

Кандидат технических наук, доцент кафедры автомобилей и автомобильного хозяйства, Днепродзержинский государственный технический университет

Чигиринский В.В.

Доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой обработки металлов давлением, Запорожский национальный технический университет

Чумаченко Я.В.

Кандидат технических наук, доцент кафедры прикладной математики, Запорожский национальный технический университет

Шаломеев В.А.

Кандидат технических наук, старший научный сотрудник, кафедра машин и технологии литейного производства, Запорожский национальный технический университет

Шевченко В.Г.

Кандидат технических наук, заведующий кафед-ISSN 1727-0219 Вестник двигателестроения № 2/2ФОЙ механики, Запорожский национальный САЗ нический университет Вісник двигунобудування №2(19)/2008 науково-технічний журнал

Головний редактор Заст. гол. редактора

д-р техн. наук Ф. М. Муравченко д-р техн. наук О. Я. Качан д-р техн. наук О. І. Долматов

Оригінал-макет підготовлено в редакційно-видавничих відділах ЗНТУ і ВАТ «Мотор Січ» Комп'ютерна верстка *Н. О. Савчук* Коректори *О. Г. Сахно* Реєстрація рукописів *В. Й. Гембель*

Передрукування матеріалів тільки з дозволу редакції При використанні матеріалів посилання на журнал є обов'язковим Матеріали публікуються мовою оригіналу Рукописи, фотокартки та носії інформації не повертаються

Здано до друку 2008 р. Папір Хегох 80 г/м², видавнича система DocuTech-135, зам. накл. Надруковано видавничим комплексом ВАТ «Мотор Січ» Україна, 69068, Запоріжжя, вул. 8 Березня, 15, тел. (0612) 61-42-49, 61-49-55